

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 :

OULLAM Seddik

**Assemblage des Alliages Légers (Aluminium,
Magnésium) par Faisceau de Haute Energie
(TIG & Laser).**

Soutenue publiquement le 29 / 03 / 2021 devant le jury composé de :

Mr. Nadir MESRATI	Professeur à l'ENP	Algérie	Président
Mr. Mohamed El amine DJEGHLAL	Professeur à l'ENP	Algérie	Directeur de thèse
Mr. Jean Eric MASSE	Maitre de conférences ENSAM, Aix en Provence	France	Co- Directeur de thèse
Mr. Mostefa BACCOUCHE	Professeur à l'université Badji Mokhtar	Algérie	Examineur
Mr. Djamel MIROUD	Professeur à l'USTHB	Algérie	Examineur
Mr. Mohamed El Amine BELOUHRANI	Professeur à l'ENST	Algérie	Examineur
Mr. Mabrouk BOUABDELLAH	Professeur à l'ENP	Algérie	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 :

OUALLAM Seddik

**Assemblage des Alliages Légers (Aluminium,
Magnésium) par Faisceau de Haute Energie
(TIG & Laser).**

Soutenue publiquement le 29 / 03 / 2021 devant le jury composé de :

Mr. Nadir MESRATI	Professeur à l'ENP	Algérie	Président
Mr. Mohamed El amine DJEGHLAL	Professeur à l'ENP	Algérie	Directeur de thèse
Mr. Jean Eric MASSE	Maitre de conférences ENSAM, Aix en Provence	France	Co- Directeur de thèse
Mr. Mostefa BACCOUCHE	Professeur à l'université Badji Mokhtar	Algérie	Examineur
Mr. Djamel MIROUD	Professeur à l'USTHB	Algérie	Ex aminateur
Mr. Mohamed El Amine BELOUCHRANI	Professeur à l'ENST	Algérie	Examineur
Mr. Mabrouk BOUABDELLAH	Professeur à l'ENP	Algérie	Examineur

Dédicaces

A

La mémoire de mes parents.

الله يرحمهم و يجعلهم من اهل الجنة

Ma femme adorée,

Mes trois adorables filles Sofia, Sonia et Lydia

Toute ma famille frères et sœurs

Mes cousins et cousines

Mes oncles et tantes.

Remerciements

Ce travail de recherche est le résultat d'une longue collaboration entre l'Ecole Nationale Polytechnique (ENP) d'Alger, l'Ecole des Arts et Métiers (ENSAM Campus d'Aix en Provence) et l'Ex Centre de Recherche en Soudage et Contrôle (Ex CSC), actuellement CRTI.

Dans cette page qui m'est dédiée, Je tiens à remercier d'abord mes deux directeurs de thèse :

Pr. Med Lamine DJEGHLAL pour avoir accepté de diriger cette thèse et de me soutenir durant les moments difficiles de ce long parcours (Hélas, c'est vraiment des moments difficiles). Merci pour ta patience et tes encouragements. C'est toujours un réel plaisir de travailler avec toi.

Dr. Jean Eric MASSE un Grand Monsieur avec de grandes valeurs morales et scientifiques qui a toujours été à mes côtés durant mon long séjour scientifique dans le laboratoire MSMP. C'est grâce à lui que je suis initié aux alliages de magnésium et sans lui, je n'aurai jamais réalisé les soudures laser. Qu'il retrouve en ces quelques mots qui ne sont d'ailleurs pas assez pour lui exprimer ma sincère reconnaissance.

Mes vifs remerciements vont aussi à messieurs Pr. Nadir MESRATI, Pr. Mabrouk BOUABDELLAH, Pr. Mostefa BACCOUCHE, Pr. Djamel MIROUD et Pr. Mohamed El Amine BELOUHRANI respectivement président de jury et examinateurs de ce travail. C'est vraiment un grand honneur pour moi. Merci

Des remerciements particuliers à la direction de l'ENSAM d'Aix en Provence et à l'ex Directeur du laboratoire MSMP, le Professeur Laurent BARRALLIER de m'avoir reçu dans son laboratoire. Grâce à cet agréable séjour, non seulement j'ai pu réaliser une grande partie de ce travail avec la participation de Mr J.Eric Masse mais aussi j'ai rencontré beaucoup de personnes, toutes sympathiques, allant d'un simple agent du portail d'entrée de l'école aux enseignants chercheurs en commençant par mon ami JEF(Jean François Mathieu),Ingénieur d'études , Dr. Fabrice Guittonneau (Habibi) ingénieur de recherche avec qui j'ai fait beaucoup EBSD, Dr.Régis Kluber avec qui m'a appris à utiliser la machine de traction in-situ , Dr Agnès Fabre qui voulait m'initier à la rugosité , Dr Sebastien Gegou à la DRX ,une grande dame Michèle Richard secrétaire du laboratoire et les autres (la liste est longue de personnes sympathiques dont leur seul souci ; te servir et rendre ton travail agréable). A tous, je dis encore Merci pour votre gentillesse et votre amitié.

Je ne peux oublier les jeunes doctorants principalement Guillaume Fallot et Hazem Mubarak, biensur il y en a d'autres à remercier pour le respect qu'ils me vouaient pour mon âge et mon expérience (j'étais le plus âgé des doctorants) sans parler de leur gentillesse et leur disponibilité à m'aider. Je me souviendrai toujours du déjeuner qu'ils m'ont offert au restaurant la veille de mon départ.

Mes remerciements vont aussi au Dr. Patrice PEYRE Directeur de Recherche et responsable au laboratoire PIMM de Paris qui m'a initié au soudage laser Yb : YAG. Grace à ces orientations, j'ai réalisé moi-même les soudures laser sur les alliages de magnésium.

Je voudrais remercier vivement (mon Ami le Jeune) Mr ABADLI avec qui j'ai toujours partagé avec un grand plaisir des discussions et débats scientifiques et autres.

Je tiens à rendre hommage à tous mes enseignants, qu'ils retrouvent dans cette partie consacrée aux remerciements toute ma reconnaissance.

Durant toute cette période que j'ai mis pour réaliser ce travail, j'ai fait connaissance avec beaucoup de personnes. Certaines m'ont marqué par leur savoir, d'autres par leur gentillesse et leurs encouragements. Sans eux j'aurais tout lâché. L'occasion m'est donnée pour exprimer ma reconnaissance envers toutes ces grandes personnes.

Mes remerciements amicaux vont :

A mes amis du CRTI, Draï Redouane et Badidi Bouda Ali mes compagnons de tous les jours, Mr.N.Boucherou (NBS),Mr.S.Mebrek ,Mr.A.Haddad, Mr.A.Benamar, Mr.R.Badji.

A tous mes collègues de la division chercheurs(es) et ingénieurs(es) sans distinction.

Une pensée amicale à Mr.YAHI Mostefa avec des remerciements pour sa présence avec moi durant les moments difficiles par lesquels je suis passé. C'était un véritable meneur d'hommes.

Aux techniciens et ingénieurs du laboratoire des essais mécaniques, Mr Boudjana Abderezak , Hani Kormani, Sarah, Amina qu'on oublie de remercier. Ensemble on a mis en œuvre la manip de la corrélation d'images avec Nousseiba, une étudiante exemplaire que je ne pourrais oublier de la remercier.

Une pensée amicale à Belaroui, Adafer, Bourahla et Amokrane Rachid. C'est avec eux que j'ai appris ce métier de soudage.

Merci à toutes les personnes que j'ai omis de citer. Qu'elles m'en excusent.

ملخص

يعد لحام السبائك الخفيفة من الألومنيوم والمغنيسيوم مجالاً للبحث الذي يجري استكشافه بسبب الطلب المتزايد على تخفيف حجم الهياكل في مجالات الطيران والسيارات. إن الخاصية الفيزيائية للتوصيل الحراري وتكوين الأوكسيد الكيميائي تعقد قابليتها للحام في المقام الأول وقابلية اللحام المعدني في تحويلات الطور والهيكل في المقام الثاني. في سياق الفهم والإتقان التكنولوجي لعمليات اللحام و TIG ليزر Yb: YAG، وبالتالي بدأ هذا العمل لتقييم السلوك المعدني و الميكانيكي للوصلات. لهذا، تم تطوير بروتوكول الاختبار لضمان قابلية اللحام و أيضاً تم استخدام تقنيات الاكتساب الحراري عن طريق زرع المزدوجات الحرارية والتصوير الحراري بالأشعة تحت الحمراء. يتم تقييم السلوك الميكانيكي عن طريق حيود الكترونات (EBSD) الاشعة و عن طريق حيود (DRX) X و ايضا تم استخدام التقييم بالتحليل المجهرى الضوئي و الالكتروني. تم تقييم السلوك الميكانيكي من خلال اختبار الصلابة و اختبار الشد بالإضافة الى تقنية ارتباط الصورة التقنية

كلمات المفتاحية :

TIG عملية اللحام Yb: YAG; عملية اللحام الليزر سبائك المغنيسيوم ; حيود إلكترونات broadcast EBSD ; الخواص الميكانيكية

Abstract:

Welding of light aluminum and magnesium alloys is a field of research that is being explored due to the increasing demand for lightening of structures in the aeronautical and automotive fields. Their physical property of thermal conductivity and chemical oxide formation complicates their operational weldability in the first place and the metallurgical weldability of transformation phases and structures in a second place. It is in a context of understanding and technological mastery of TIG and Laser Yb: YAG welding processes, that this work is initiated and to evaluate the metallurgical and mechanical behavior of the junctions. For that purpose, a test protocol is developed to ensure the operational weldability, but also the use of thermal acquisition techniques by implantation of thermocouples and infrared thermography, are applied. Metallurgical characterizations by broadcast electrons diffraction "EBSD" and X-ray diffraction (XRD) in addition to optical and electron microscopy are used. Mechanical behavior is evaluated by Vickers hardness and tensile tests and by image correlation.

Keywords:

TIG Process, Yb: YAG Laser process, magnesium alloy, broadcast electrons diffraction "EBSD", mechanical properties.

Résumé :

Le soudage des alliages légers aluminium et magnésium est un domaine de recherche en cours d'exploration de par la demande de plus en plus accrue d'allègement des structures dans les domaines aéronautique et automobile. Leur propriété physique de conductibilité thermique et chimique de formation d'oxyde, compliquent leur soudabilité opératoire dans un premier lieu et la soudabilité métallurgique de transformation de phases et de structures dans un second. C'est dans un contexte de compréhension et de maîtrise technologique des procédés de soudage TIG et Laser Yb:YAG, que ce travail est initié et évaluer le comportement métallurgique et mécanique des jonctions. Pour cela, un protocole d'essais est élaboré pour s'assurer de la soudabilité opératoire mais aussi l'utilisation de techniques d'acquisition thermiques par implantation de thermocouples et par thermographie infrarouge, sont appliquées. Les caractérisations métallurgiques par diffraction des électrons radiodiffusés EBSD et Diffraction des rayons X (DRX) en plus de la microscopie optique et électroniques sont utilisées. Le comportement mécanique est évalué par des essais de dureté Vickers et de traction et par corrélation d'images

Mots clés : Procédé TIG, Procédé Laser Yb :YAG, Alliage de magnésium, Diffraction des électrons radiodiffusés EBSD, propriétés mécaniques.

Table des matières

Liste des figures

Liste des tableaux

1	Introduction générale.....	15
2	Matériaux étudiés	19
2.1	Introduction	19
2.2	Les alliages d'aluminium de corroyage.....	21
2.2.1	Microstructure et durcissement structural	23
2.2.2	L'alliage d'aluminium 2024-T3	24
2.2.3	La séquence de précipitation dans l'alliage Al-Cu-Mg.....	27
2.3	Les alliages de magnésium	30
2.3.1	Classification des alliages de magnésium	33
3	Les procédés de soudage :.....	38
3.1	Généralités	38
3.2	Le soudage TIG	40
3.3	Formation du bain de fusion	42
3.4	Le soudage Laser	43
3.4.1	Principe du Laser.....	43
3.4.2	Les sources laser.....	46
3.4.3	Le soudage par faisceau Laser.....	46
3.4.4	Paramètres influençant le procédé de soudage Laser	48
3.4.5	Effet du gaz	50
3.5	Solidification des soudures	51
3.6	Les défauts de soudage	52
3.6.1	Les fissures :.....	52
3.6.2	Les porosités.....	53
3.7	Soudabilité des alliages d'aluminium et de magnésium.....	55
4	Techniques expérimentales	60
4.1	Introduction	60
4.2	Les techniques de soudage	60
4.2.1	Le procédé TIG	60
4.2.2	Dispositif expérimental TIG :	65
4.2.3	Le principe de la thermographie :	66
4.2.4	Dispositif Laser.	70

4.3	Techniques de caractérisation.....	73
4.3.1	La microscopie optique	73
4.3.2	La microscopie électronique à balayage (MEB)	73
4.3.3	La diffraction des électrons rétrodiffusés	75
4.3.4	La diffraction des rayons X (DRX).....	76
4.3.5	Préparation des échantillons.....	78
4.3.6	Caractérisations mécaniques	79
5	Résultats et discussions	86
5.1	Introduction	86
5.2	Matériaux de base.....	86
5.2.1	L’alliage 2024-T3.....	86
5.2.2	L’alliage AM60.....	88
5.3	Le soudage.....	90
5.3.1	Soudage TIG	90
5.3.2	Soudage Laser Yb : YAG.....	98
5.4	Caractérisations Métallurgiques et Mécaniques	102
5.4.1	Caractérisation métallurgique des soudures d’aluminium 2024T3.....	103
5.4.2	Caractérisation mécanique des soudures d’aluminium 2024T3.....	109
5.4.3	Caractérisation métallurgique des soudures de l’alliage AM60.....	113
5.4.4	Caractérisation mécanique.	140
6	Conclusion et perspectives	153
7	REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	157

LISTE DES FIGURES

Figure 2-1: Diagramme TTT d'un alliage d'aluminium à 4% de Cu [18].....	25
Figure 2-2: Dispersoïdes dans l'alliage 2024 [8].....	27
Figure 2-3: Diagramme de phase Al-Cu-Mg estimé à 460°C et 190°C [22-24].....	28
Figure 2-4: Séquence de précipitation du système Al-Cu. D'après [19]	29
Figure 2-5: Le diagramme binaire d'équilibre Al-Cu [27].....	29
Figure 2-6: (a) Structure hexagonale et (b) systèmes de glissement dans la structure hexagonale compacte (d'après [32])	31
Figure 2-7: Caisse en blanc de la Toyota Venza faite d'alliages d'aluminium de la série 6000 en gris, d'acier en rouge, de magnésium de type AM60 en violet et de composites en bleu [35]	34
Figure 2-8: Diagramme binaire Mg-Al [37]	35
Figure 3-1: Classification des procédés de soudage selon les différentes sources d'énergie [40]	39
Figure 3-2: Classification des procédés de soudage selon la densité de puissance surfacique	39
Figure 3-3: Principe du soudage TIG [43]	40
Figure 3-4: Forces agissant sur la forme du bain de fusion en soudage TIG [54].	43
Figure 3-5: Principe du Laser.....	45
Figure 3-6: (a) Schéma du bain fondu (conduction) et (b) pénétration profonde avec formation du trou de serrure [60].	47
Figure 3-7: Réflexions multiples le long du capillaire [63]	48
Figure 3-8: Focalisation du faisceau Laser YAG [73]	50
Figure 3-9: Structure de solidification en fonction d'une vitesse de soudage faible (a) ou plus importante (b).	52
Figure 3-10: Exemples de défauts présents après soudage : (a) fissure (b) porosités, radiographie X (c) manque de pénétration [78].	54
Figure 4-1: Influence du type de courant et de sa polarité sur la pénétration [53] [102].	61
Figure 4-2: Principe du courant pulsé sur le TIG [103], [104]	62
Figure 4-3: Utilisation d'une onde rectangulaire et effet de variation de son équilibre sur la polarité. [107-110].....	63
Figure 4-4: Dispositif expérimental du soudage TIG.....	66
Figure 4-5: Système de mesure par infrarouge [114].....	67
Figure 4-6: Domaine infrarouge du Spectre de rayonnement électromagnétique.....	67
Figure 4-7: Dispositif du soudage laser Yb : YAG	70
Figure 4-8: Constitution schématique d'une optique de focalisation.....	71
Figure 4-9: Chemin optique du faisceau laser Yb : YAG	71
Figure 4-10: (a) Positionnement de la lame bi-spot, (b) focalisation optique standard, (c) focalisation avec lame séparatrice bis-spot	72
Figure 4-11: Positionnement des spots Laser	72
Figure 4-12: Microscopie optique (a) microscope Leica, (b) microscope	73
Figure 4-13: Microscope électronique à balayage JEOL JSM 7001F (ENSAM Campus d'Aix-En-Provence).	74
Figure 4-14: Schéma de principe de l'EBSD et cliché de diffraction obtenu sur du nickel avec une tension d'accélération de 20 kV	75
Figure 4-15: Schéma du principe de la DRX et du dispositif expérimental	77
Figure 4-16: Analyse DRX des zones: (a) MB, (b) HAZ, (c) FZ.	77
Figure 4-17: Image microdurometre Vickers Leica VMHT.	79
Figure 4-18: Prélèvement et Dimensions de l'éprouvette de traction.	80
Figure 4-19:machine de traction Kammrath et Weiss.....	81

Figure 4-20: Image du principe du calcul de la déformation par corrélation d'images	82
Figure 4-21: Dispositif expérimental de l'essai de traction par corrélation d'images DIC.	83
Figure 4-22: Etat des éprouvettes avant essai : (a) présence de défauts (deux trous), (b) sans défauts.	84
Figure 5-1: Alliage 2024-T3 : microstructure du métal de base	87
Figure 5-2: Précipité de type Al ₂ Cu	87
Figure 5-3: (a) Structure globale de l'AM60, (b) détail du joint de grain.....	88
Figure 5-4: Microstructure MEB d'analyses chimiques des différents constituants de l'AM60.	89
Figure 5-5: a) Histogramme de variation des paramètres du courant pulsé en fonction de la fréquence pour un courant initial de 100A b) Aspect visuel des cordons de soudure	91
Figure 5-6: Histogramme de variation du courant pour deux fréquences fixées (cas des soudures AM60).	91
Figure 5-7: Aspect soudure (S1). (a) Face endroit, (b) Face envers.	93
Figure 5-8: Aspect soudure (S2). (a) Face endroit, (b) Face envers.	94
Figure 5-9: (a) Aspect visuel face endroit et envers, (b) Macrographie de la coupe transversale du joint.	95
Figure 5-10: Aspect des faces endroit et envers des soudures (S5) en CP et (S6) en CA.	95
Figure 5-11: Aspect des cordons de soudure (a) en courant pulsé (CP), (b) en courant alternatif (CA).	97
Figure 5-12: Macrostructure des soudures laser Yb : YAG en mode bispot sur l'alliage 2024.	99
Figure 5-13: Effet de la vitesse de soudage laser Yb : YAG en mode bispot.	100
Figure 5-14: Domaine de soudabilité opératoire du laser Yb :YAG sur AM60.	101
Figure 5-15: Effet de la vitesse de soudage laser Yb-YAG en mode mono spot.....	102
Figure 5-16: (a) Image thermographique (b) Logiciel ThermoCAM Research pro2.9.....	103
Figure 5-17: Cycles thermiques sur plusieurs lignes de profil.	104
Figure 5-18: Distribution thermique surfacique 2D.	104
Figure 5-19: (S1) macrographie soudure TIG (CA) et (S) macrographie soudure TIG (CP).105	
Figure 5-20: (a) structures des différentes zones, (b) hétérogénéité microstructurale sur ZF1 et présence de liquation (c).	106
Figure 5-21: Structure des différentes zones de la soudure S2 de l'alliage 2024T3 en TIG (CP).	107
Figure 5-22: ZL, Structure colonnaire avec épitaxie légère et présence de liquation.	108
Figure 5-23: ZF, Structure à grains équiaxes dendritiques et présence de liquation.	108
Figure 5-24: Etat structural de la soudure laser Yb:YAG (a) et (b) ZL à structures dendritiques fines avec épitaxie, (c) et (d) ZF à structures dendritiques équiaxes fines.....	109
Figure 5-25: Caractéristiques mécaniques de la soudure S2 en TIG (CP), Profils de dureté HV0.2.	110
Figure 5-26: Caractéristiques mécaniques de la soudure S2 en TIG (CP), Superposition de courbes de tractions MB et Soudure.	111
Figure 5-27: Fractographie (a) métal de base et (b) de l'éprouvette soudée TIG (CP) A2024.	112
Figure 5-28: Caractéristiques mécaniques de la soudure laser Yb ; YAG sur A2024. (a) Profils de dureté HV0.2. (b) superposition de courbes de tractions MB et Soudure.	112
Figure 5-29: Dispositif expérimental de la thermographie du soudage de l'alliage AM60. ...	115
Figure 5-30: Position des points de mesure des cycles thermiques sur l'image thermographique.....	116
Figure 5-31: Cycles thermiques des points SP01et SP04.	117
Figure 5-32: Cycles thermiques des points SP02et SP05.	117

Figure 5-33: Micrographie Soudure TIG AM60. Aperçu global des différentes zones	118
Figure 5-34: Microstructure ZF soudure TIG AM60.....	118
Figure 5-35: Structure ZF globulaire fine avec présence d'intermétalliques.....	119
Figure 5-36: Microstructures MEB (a) ZF à structure dendritique fine, (b) ZF à structure globulaire fine.	120
Figure 5-37: Analyse EDS globale sur ZF2 à structure globulaire fine.	120
Figure 5-38: Analyse EDS ponctuelle des structures de ZF (AM60)	121
Figure 5-39: Cartographie EDS de la ZF à structure globulaire : répartition des éléments... ..	121
Figure 5-40: (a) Structures des différentes zones ; (b) structure à gros grains et précipitation.	122
Figure 5-41: Analyse EDS des précipités.	123
Figure 5-42: Cartographie EDS des précipités.....	124
Figure 5-43: Microstructure ZAT TIG AM60 : (a) et (b) ZAT1 , (c) et (d) ZAT2.....	125
Figure 5-44: a) ZAT2; b) ZAT2-MB.	126
Figure 5-45: Cartographie EDS des éléments en présence dans la ZAT2.	127
Figure 5-46: a) Micrographie initiale ZF-ZAT; b) Cartographie EBSD ZF-ZAT; c) Distribution de la taille des grains; d) Orientation cristallographique All Euler pour toutes les phases.	128
Figure 5-47: Figures de pôle ZF-ZAT.....	129
Figure 5-48: a) Micrographie MEB ZF; b) Cartographie EBSD ZF (TIG AC AM60)	129
Figure 5-49: ZF multiple (a) Cartographie EBS, (b) Figures de pôles lissées, (c) figures de pôles inverses lissées.	130
Figure 5-50: Micrographie métal de base AM60.	131
Figure 5-51: Cartographie EBSD de MB en All Euler.	131
Figure 5-52: Figures de pôles et les figures de pôles inverses sur MB –AM60	132
Figure 5-53: Soudure laser Yb : YAG AM60, (a) face endroit, (b) face envers et (c) coupe transversale du cordon.....	133
Figure 5-54: Structure zone fondue.....	134
Figure 5-55: ZF-ZL-ZAT (c1), ZL-ZAT (c2).	134
Figure 5-56: Microstructures MO (b1) ZAT-MB, MEB (b2) ZAT	135
Figure 5-57: Analyse EBSD (a) Cartographie EBSD (b) Figures de pôles, MB, ZAT, ZL et ZF	136
Figure 5-58: Spectres de diffraction RX de la ZF, ZAT et MB.	137
Figure 5-59: Mesure de la largeur à mi-hauteur du plan (101) α M de ZF, ZAT et MB.	138
Figure 5-60: Microstructure ZF AM60 (a) zones d'analyse EDS b) superpositions des spectres EDS.	138
Figure 5-61: Partie de la ZF et ZAT (a) (jaune) zone à analyser, (b) Mg, (c) Al, (d) Mn. ...	139
Figure 5-62: Mode de prélèvement des valeurs de duretés : a) Face endroit, b) Face Transversale.	140
Figure 5-63: Filiation de microdureté de la ZF vers le MB de la soudure AM60	141
Figure 5-64: Courbes de Traction (a) MB AM60, (b) TIG (AC) AM60.	141
Figure 5-65: Fractographie de la rupture du métal de base AM60.	142
Figure 5-66: Fractographie de la rupture sur des éprouvettes soudées TIG(AC) AM60.....	143
Figure 5-67: Evolution de la microdureté sur les différentes zones.....	144
Figure 5-68: Superposition de courbes de tractions du MB avec celles des soudures.....	145
Figure 5-69: Microstructures MEB des morphologies de porosités: (a, b et c) microporosités de solidification et pore, (d et e) pores en fractographie de laser T2 soudé en FZ.	146
Figure 5-70: Courbe de traction soudure laser Yb :YAG AM60 avec défauts.....	148
Figure 5-71: Champ de déformation de l'éprouvette soudure laser Yb :YAG AM60 avec défauts.	148

Figure 5-72: (a) éprouvette à état brut, (b) éprouvette préparée avant essai, (c) éprouvette avant la rupture et (d) éprouvette rompue sur un seul défaut.	149
Figure 5-73: Courbe de traction de la soudure laser AM60 sans défaut.	149
Figure 5-74: (a) éprouvette à état brut, (b) éprouvette préparée avant essai, (c) éprouvette avant la rupture et (d) éprouvette rompue.	150
Figure 5-75: Champ de déformation de l'éprouvette soudure laser Yb : YAG AM60 sans défauts.	151
Figure 5-76: Champ de déformation de la zone de rupture sous le logiciel GOM de l'éprouvette soudure laser Yb : YAG AM60 sans défauts.	151

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2-1: Désignation des alliages de corroyage [6][7].....	22
Tableau 2-2: Composition chimique de l'alliage 2024 (%massique) [13]	24
Tableau 2-3: Propriétés physiques de l'alliage 2024 [14].....	24
Tableau 2-4: Propriétés mécaniques de l'alliage 2024 [14].....	24
Tableau 2-5: Distribution des particules intermétalliques de l'alliage 2024 d'après leur nature chimique [28]	30
Tableau 4-1: Classification des électrodes de tungstène [111]	64
Tableau 4-2: Choix des types courants en fonction des diamètres d'électrodes [111].	64
Tableau 4-3: Paramètres technologique du procédé TIG [111]	65
Tableau 5-1:Composition chimique en poids du 2024T3	86
Tableau 5-2: Composition chimique du métal d'apport ER5356	86
Tableau 5-3: Analyse EDS du précipité Al ₂ Cu	88
Tableau 5-4: Analyse chimique de l'alliage AM60	88
Tableau 5-5: Analyse EDS des constituants du métal de base AM60 avec oxygène.	89
Tableau 5-6: Analyse EDS des constituants du métal de base AM60.	90
Tableau 5-7: Paramètres de soudage TIG en courant CA sur 2024T3 (S1).....	92
Tableau 5-8: Paramètres de soudage TIG en courant CP sur 2024T3 (S2).	93
Tableau 5-9: Paramètre de soudage en courant alternatif sur AM60	94
Tableau 5-10: Paramètre de soudage en courant pulsé(Cp) et en courant alternatif (CA) sur AM60.	96
Tableau 5-11: Paramètres de soudage Laser Yb : YAG en mono spot sur l'alliage AM60. .	100
Tableau 5-12: Caractéristiques mécaniques de la soudure S2 (TIG (CP)).....	111
Tableau 5-13: Caractéristiques mécaniques de la soudure laser Yb :YAG sur 2024.....	113
Tableau 5-14: Composition chimique de l'alliage AM60.....	113
Tableau 5-15: Composition chimique du métal d'apport ZE41.....	113
Tableau 5-16: Composition chimique structure globulaire fine de la ZF2.	120
Tableau 5-17: Composition chimiques des précipités analysés.	123
Tableau 5-18: Valeur de la largeur à mi-hauteur du Pic (101) αMg des différentes zones. ..	138
Tableau 5-19: Composition chimique des phases.	139
Tableau 5-20: Résultat des essais de traction sur alliage de magnésium AM60 soudés TIG(AC).	142
Tableau 5-21: Caractéristiques mécaniques de la soudure Laser Yb :YAG AM60.....	145
Tableau 5-22: caractéristiques mécanique de la soudure laser AM60 avec défauts.	147
Tableau 5-23: Caractéristiques mécaniques de la soudure laser AM60.....	150

INTRODUCTION GENERALE

1 Introduction générale

Le travail présenté est le fruit d'une collaboration entre l'Ecole Nationale Polytechnique d'Alger, l'Ecole des Arts et Métiers et le Centre de Recherche en Technologies Industrielles (Ex CSC). Il a pour titre : Assemblage des alliages légers (aluminium et magnésium) par faisceaux de haute énergie (TIG et Laser).

Le développement de nouveaux matériaux, tels que les alliages d'aluminium ou de magnésium à hautes caractéristiques mécaniques, s'effectue avec une croissance rapide qui fait, que pour des matériaux ayant des objectifs d'application technologique, un développement parallèle des technologies d'assemblage est nécessaire. Les matériaux de pointe ont des microstructures propres associées à des propriétés physiques et métallurgiques spécifiques. De ce fait, les procédés de mise en œuvre et d'assemblage doivent affecter le moins possible l'intégrité structurale de ces matériaux.

Pour réduire le poids des structures aéronautiques ou automobiles plusieurs voies ont été explorées. Parmi elles, l'utilisation des alliages dits « légers » (alliages d'aluminium et de magnésium) et le remplacement des structures rivetées par des structures assemblées par soudage en utilisant des procédés avec fusion (TIG, Laser) ou sans fusion (Friction Stir Welding).

Lors d'une opération de soudage avec fusion sur ce type d'alliage, de nombreux défauts peuvent apparaître : porosités, cavités, fissuration à chaud du cordon de soudure, transformations métallurgiques non souhaitées...

Ces défauts peuvent rendre la pièce soudée inutilisable ou engendrer des caractéristiques mécaniques médiocres, ce qui n'est pas envisageable dans l'industrie aéronautique par exemple. Le comportement des alliages d'aluminium et de magnésium lors d'une opération de soudage fait l'objet de nombreux travaux de recherche dans le monde.

Notre projet vise à contribuer à la compréhension des phénomènes métallurgiques se déroulant lors d'une opération de soudage et à quantifier leur influence sur la tenue mécanique des assemblages.

Pour cela, plusieurs voies seront explorées :

- La maîtrise technologique des procédés de soudage c'est à dire le choix et l'optimisation des paramètres entrant dans le champ du procédé.

INTRODUCTION GENERALE

- Les transformations métallurgique et mécanique dues aux apports thermiques que subissent les alliages lors du soudage.
- Les méthodes de caractérisation adéquates pour valider le comportement de l'assemblage soudé.

Cette étude sera menée sur des nuances représentatives des alliages utilisés en aéronautique : un alliage d'aluminium à durcissement structural (2024), un alliage de magnésium de fonderie (AM60).

Ce document présente une synthèse du travail réalisé pendant ces années de thèse.

Le premier chapitre concerne l'étude bibliographique sur les alliages d'aluminium, de magnésium, les procédés de soudages TIG et Laser, la solidification, les défauts de soudage et la soudabilité de ces alliages.

Le deuxième chapitre est consacré aux techniques et dispositifs expérimentaux utilisés durant cette première période de thèse.

Le troisième chapitre comprend quelques résultats expérimentaux représentatifs sur le soudage TIG et Laser sur les alliages de magnésium.

Le document se termine par une conclusion sur ces années de thèse et les perspectives sur les travaux à venir.

Etude bibliographique

**GENERALITES SUR LES
MATERIAUX ETUDIES**

2 Matériaux étudiés

2.1 Introduction

Les réalisations actuelles aéronautiques et spatiales doivent en partie leur succès aux matériaux de nouvelles générations grâce auxquels on a pu accomplir des progrès décisifs dans maints domaines : légèreté et endurance des aéronefs, tenue aux hautes températures, performance des turboréacteurs, performance des lanceurs spatiaux, furtivité... Cette tendance s'accélère et il est établi que le succès des futurs grands projets est subordonné à la disponibilité, en temps voulu, de matériaux et/ou de procédés de fabrication ou d'assemblage associés qui ne sont pas encore optimisés.

Pour réduire le poids des structures aéronautiques, plusieurs voies ont été explorées. Parmi elles, l'utilisation des alliages dits « légers » (alliage d'aluminium et de magnésium) et le remplacement des structures rivetées par des structures assemblées par soudage en utilisant des procédés avec fusion (TIG, Laser) ou sans fusion (Friction Stir Welding) [1].

Dans les années 30, au moment où la construction d'avions passe du bois au tout métal, les alliages d'aluminium s'imposent, de par leur faible masse volumique, comme des matériaux de choix pour les structures d'aéronefs. Du fait de ses propriétés mécaniques, le Duralumin (alliage Al-Cu-Mg) par exemple va jouer un grand rôle dans l'industrie aéronautique. Il entre dans la fabrication de toutes les pièces de structure de la carlingue et de l'aile, couples, cadres, lisses, longerons, nervures, revêtement, mais aussi de quantité de pièces, haubans et mâts, réservoirs...

Dès 1930, les avions en Europe utilisent systématiquement des structures métalliques à base de Duralumin. Entre 1930 et 1935, on commence à développer des matériaux dits « sandwich » ; le premier du genre est un traitement d'aluminium pur sur une pièce en Duralumin. Appelé Védal, ce matériau nouveau s'étend des mâts et haubans aux jambes de train et aux flotteurs des hydravions [2].

Aujourd'hui, les alliages d'aluminium utilisés pour les cellules des avions appartiennent principalement à deux séries d'alliages, la série 2000 et la série 7000 qui sont des alliages d'aluminium avec du cuivre (2000) et du zinc (7000). Les alliages d'aluminium cuivre se présentent au stade de demi-produits, sous forme de tôles minces, de tôles laminées tractionnées, de blocs forgés ou de pièces matricées. Les matériaux les plus utilisés dans cette

catégorie sont le 2024-T3 pour les pièces de tôlerie et le 2024-T351 pour les pièces usinées où la contrainte en service n'est pas trop élevée [1].

De son côté, le magnésium, découvert en 1809, commence véritablement sa vie industrielle en 1896 avec la première unité d'électrolyse de chlorure de magnésium en Allemagne. La production mondiale atteint 10 tonnes en 1900, puis 300 en 1915. Elle est alors essentiellement destinée à la chimie métallurgique et à la pyrotechnie.

Les deux guerres mondiales vont constituer, pour des raisons stratégiques d'approvisionnement, des étapes clés pour l'utilisation de ce métal. L'Allemagne puis les États Unis favorisent alors son développement sous forme d'alliages pour des applications structurales (dirigeables, avions, engins balistiques) exploitant son principal atout : sa densité, la plus faible de tous les métaux industriels. Pourtant, malgré quelques exemples marquants - comme le bloc moteur de la Coccinelle Volkswagen - ce matériau léger s'avère difficile à lancer pour l'industrie civile, sa réactivité chimique le cantonnant à des applications ponctuelles [3].

Depuis le début des années 90, le magnésium suscite un regain d'intérêt. Son principal handicap, la tenue à la corrosion, est mieux maîtrisé grâce à des techniques de protection plus fiables et avec l'émergence d'alliages haute-pureté, ce qui semble lui promettre un avenir plus large. Outre ses applications chimiques importantes (alliages d'aluminium, désulfuration, électrochimie), tous les domaines où la résistance mécanique doit s'accompagner d'allègements sont visés, notamment dans le domaine des transports où le gain en masse est directement lié à celui en énergie.

L'industrie automobile par exemple, poussée par des lois antipollutions de plus en plus strictes, se remet à utiliser du magnésium et pourrait devenir à moyen terme le plus gros consommateur de ce matériau, lui assurant une certaine pérennité sur l'ensemble du marché. Les alliages de magnésium de type AZ91 (Mg-Al-Zn) ou AM50 (Mg-Al-Mn) sont ainsi prisés pour les pièces d'intérieur comme le volant ou les colonnes de direction. De grandes pièces comme les traverses de planches de bord, les carters, les cadres de toits rétractables, sont aussi de plus en plus souvent élues [4].

Pour les applications nécessitant de meilleures propriétés mécaniques à plus hautes températures, comme pour les avions militaires ou les hélicoptères, les alliages contenant des terres rares (RE : rare earths) comme le ZE41 (Mg-Zn-RE-Zr) ou WE43 (Mg-Y-RE-Zr) sont utilisés pour produire des carters [4].

Aujourd'hui on cherche à utiliser de nouveau le magnésium dans l'aviation civile. Pour cela, les producteurs de matière première, associés à des chercheurs investissent dans le

développement d'alliages innovants [5]. En effet, plusieurs autorités administratives, entre autres l'US Federal Aviation Administration, ont interdit l'utilisation des alliages de magnésium en aéronautique civil à cause de leur propension à s'enflammer. De nouveaux alliages sont en cours d'évaluation par ces mêmes autorités, ouvrant la voie, si les résultats sont positifs, à de nombreuses applications pour ce matériau.

2.2 Les alliages d'aluminium de corroyage

L'aluminium est présent en grande quantité dans la croûte terrestre, avec une masse de minerai représentant 8% de sa masse totale. Toutefois, il a fallu attendre la généralisation de l'électricité pour voir la production d'aluminium se développer réellement, les procédés d'électrolyse de l'alumine étant très coûteux en énergie. L'aluminium est aujourd'hui utilisé dans de nombreux secteurs comme les transports, l'emballage, la construction ou encore les biens de consommation. Sa généralisation vient des propriétés remarquables du métal mais aussi de la variété de ses alliages.

L'aluminium et ses alliages se caractérisent par une masse volumique relativement faible (2700 kg.m^{-3} comparativement à 7900 kg.m^{-3} pour l'acier), une grande conductibilité thermique ($237 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ soit environ deux tiers de celle du cuivre) et une faible résistivité électrique ($0,0265 \mu\Omega.\text{m}$ contre $0,0171 \mu\Omega.\text{m}$ pour le cuivre). Bon nombre de ces alliages sont hautement ductiles et se façonnent donc aisément, comme le montre la transformation d'un matériau relativement pur en minces feuilles d'aluminium. C'est en raison de sa structure cubique à faces centrées (paramètre de maille $a = 0,404 \text{ nm}$) que l'aluminium conserve sa ductilité même à basse température. Une autre propriété intéressante est sa tenue à la corrosion dans son état pur ou faiblement allié. Cette propriété lui vient des caractéristiques de l'oxyde d'aluminium qui est l'un des plus stables, se formant quasi instantanément. De plus l'alumine forme une couche compacte et peu conductrice, jouant le rôle de véritable protecteur du métal contre la corrosion. La résistance à la corrosion est cependant très dépendante du type d'alliage. La principale limite de l'aluminium réside dans sa faible température de fusion (650°C), ce qui en abaisse la température maximale d'utilisation. [6]

Il existe huit systèmes d'alliages dits de corroyage - par opposition aux alliages de moulage - en raison des produits ou des demi-produits (tôle, barre...) obtenus par déformation. Ils sont désignés par un numéro de série allant de 1000 à 8000, le premier chiffre étant associé à un

élément d'alliage, comme on peut le voir dans le Tableau 2-1

Tableau 2-1: Désignation des alliages de corroyage [6][7]

	Durcissement par écrouissage				Durcissement structural			
Famille	1000	3000	5000	8000	2000	4000	6000	7000
Éléments d'alliage	Aucun	Mn	Mg	Autres (Si+Fe)	Cu	Si	Mg+Si	Zn+Mg
Etendue de la teneur (% mass.)	-	0,5-1,5	0,5-5	Si: 0,3-1 Fe: 0,6-2	2-6	0,8-1,7	Mg : 0,5-1,5 Si: 0,5-1,5	Zn : 5-7 Mg: 1-2
Éléments d'addition	Cu	Mg, Cu	Mn, Cu	divers	Si, Mg		Cu, Cr	Cu
Résistance mécanique R_m (MPa)	50-160	100-240	100-340	130-190	300-480	150-400	200-320	310-600

Les éléments d'alliage (de teneurs pondérales de 1 à 7%) donnent les propriétés générales de l'alliage communes au sein de chaque famille d'alliage. Des éléments supplémentaires sont utilisés avec de faibles teneurs, de manière à donner de nouvelles propriétés ou pour renforcer certaines.

Une caractéristique importante de l'aluminium est la formation instantanée d'une couche d'alumine Al_2O_3 une fois exposé à l'air ambiant (épaisseur d'environ 1,5 nm). Dans un environnement frais et sec, la couche atteint une épaisseur d'environ 2,5 à 5 nm. Dans un milieu chaud, cette couche peut atteindre de 2500 à 5000 nm. L'alumine ou l'oxyde d'aluminium possède une très haute température de fusion (environ 2066°C) [6][8]. Cette couche d'oxyde d'aluminium joue le rôle de film protecteur, elle est responsable de la résistance à la corrosion de l'aluminium. La cinétique de formation de cette couche n'est pas facile à identifier [8]. La couche d'alumine est connue pour sa dureté et sa haute température de fusion. Pour améliorer les conditions de soudage et atténuer la formation de cette couche, les soudeurs réalisent un décapage mécanique ou chimique sur la surface des alliages d'aluminium à souder.

2.2.1 Microstructure et durcissement structural

Le durcissement d'un alliage lors de la maturation ou du revenu est dû à l'interaction des dislocations avec des précipités, en ce sens que la présence de ces derniers tend à bloquer le mouvement des dislocations, rendant ainsi plus difficile la propagation de la déformation et augmentant, par conséquent, la résistance mécanique de l'alliage. Le phénomène de *durcissement structural*, découvert en 1906 par Alfred Wilm (1869-1937) dans le cas des alliages légers, a abouti au premier alliage industriel, le *Duralumin* en 1916 (l'alliage 2017A). Parmi les alliages d'aluminium à durcissement structural nous retrouvons les alliages des séries 2000, 6000 et 7000 qui sont fréquemment utilisés dans le cadre de l'allègement des structures dans les industries du transport aérien, naval et terrestre. Cependant, ces alliages présentent des difficultés d'assemblage par soudage et le principal moyen de les assembler est souvent le rivetage. Ce processus présente de nombreux désavantages comme une jonction hétérogène entre les deux tôles, un surcroît de masse (rivets) ainsi que la concentration de contraintes au niveau des trous, particulièrement dommageable pour la tenue en fatigue. Parmi tous les alliages à durcissement structural, nous avons choisi de nous intéresser à l'alliage 2024 à l'état T3.

Les teneurs en cuivre des alliages de la série 2000 sont comprises entre 2,6 et 6,3 % [9]. Les teneurs en magnésium varient de 0,5 à 1,5 %. Le durcissement structural de ces alliages est dû à la précipitation de composés transitoires Al_2Cu et Al_2CuMg . La création de ces phases confère aux alliages de cette série d'excellentes propriétés mécaniques. L'addition de silicium et de manganèse, favorise la formation de composés quaternaires qui, par dispersion, améliorent les propriétés de la matrice.

Les éléments Mn, Fe et Si sont considérés comme des impuretés dans l'alliage [10]. La présence de fer conduit à la formation de Cu_2FeAl_7 qui diminue la quantité de cuivre nécessaire au durcissement structural. Cependant, si, en plus du fer, on ajoute du nickel, il y a formation du composé Al_9FeNi , qui confère à l'alliage une bonne tenue mécanique jusqu'à 230°C.

Ces alliages présentent néanmoins certaines faiblesses. Ils font preuve d'une résistance médiocre à la corrosion [9]. A l'état trempé et vieilli, la présence de précipités cathodiques crée une pile par rapport à la matrice. Par ailleurs, ces alliages sont difficilement soudables ; en effet, puisque les zones adjacentes aux cordons de soudure subissent un recuit lors du cycle

thermique imposé par le soudage, leurs propriétés mécaniques s'en trouvent considérablement affaiblies [11] [12].

2.2.2 L'alliage d'aluminium 2024-T3

L'alliage 2024 est un alliage Al-Cu-Mg de composition chimique et de propriétés physiques et mécaniques données par les tableaux 2-2 et 3 respectivement.

Tableau 2-2: Composition chimique de l'alliage 2024 (%massique) [13]

Al	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	Autres
90.7-	3.8-	1.2-	0.3-0.9	<0.5	<0.5	<0.25	<0.15	<0.1	<0.15
94.7	4.9	1.8							

Tableau 2-3: Propriétés physiques de l'alliage 2024 [14]

Etat	Densité (g/cm ³)	Coefficient d'expansion 20-100°C 10 ⁻⁶ K ⁻¹	Conductiv ité thermique Wm ⁻¹ K ⁻¹	Résistivité μΩ cm	Module d'élasticité GPa
T3	2.77	23	/	5.7	73
T6	2.77	23	151	5.7	73

Tableau 2-4: Propriétés mécaniques de l'alliage 2024 [14]

Etat	R _e (2%) (MPa)	R _r (MPa)	A%	Résistance cisaillement (MPa)	au HB (P=5D ²)	Contrainte de fatigue 500MHz (MPa)
T3	345	485	18	285	120	140
T6	396	475	10	/	/	/

Les grandes étapes pouvant être suivies lors d'un traitement thermique [15] sont les suivantes :

La mise en solution consiste à porter l'alliage à une température supérieure à la température de solvus de manière à ce que tous les atomes de soluté (éléments d'alliages et d'addition) se retrouvent en solution partielle ou totale. La température de mise en solution est généralement comprise entre 400 et 550°C.

La trempe est un refroidissement suffisamment rapide après mise en solution, de manière à empêcher la décomposition de la solution solide en précipités d'équilibre grossiers. Une solution solide sursaturée est ainsi obtenue, dans laquelle les atomes de soluté sont positionnés aux nœuds du réseau de l'aluminium [16] [17] comme indiqué sur la Figure 2-1[18].

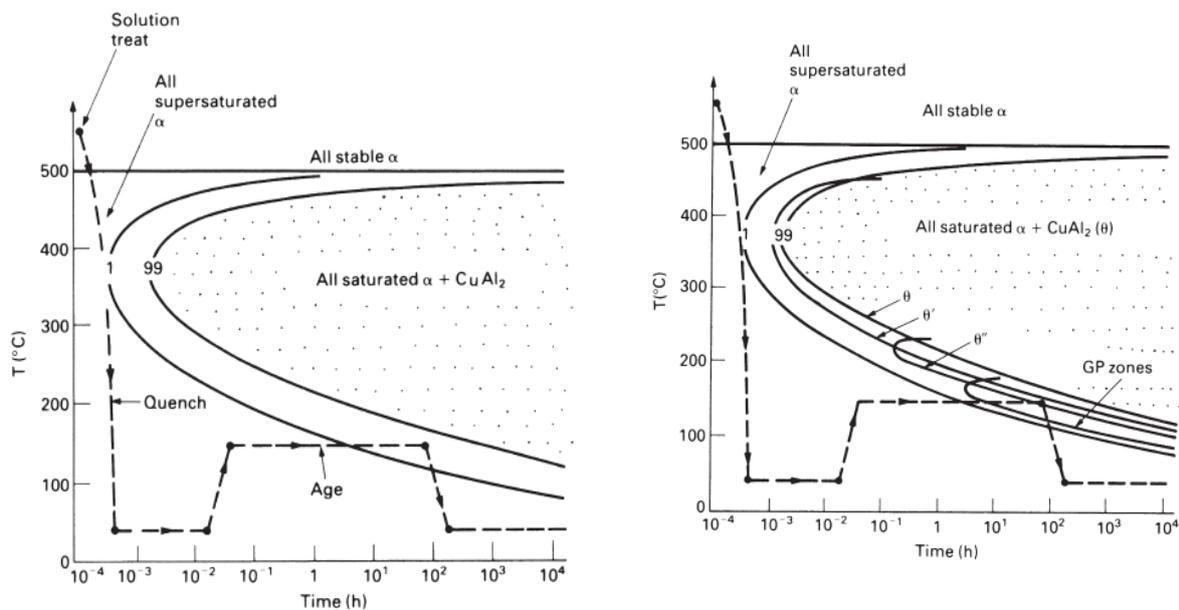


Figure 2-1: Diagramme TTT d'un alliage d'aluminium à 4% de Cu [18]

La maturation ou vieillissement naturel est le maintien, après la trempe, à température ambiante ou inférieure. Cette étape permet une décomposition lente de la solution solide sursaturée et la formation de petits amas d'atomes de soluté, les zones de « Guinier- Preston » ou GP. L'étape de maturation peut s'accompagner d'un écrouissage (ou traction contrôlée) de 1 à 2% de déformation du matériau de manière à relaxer les contraintes et à augmenter la densité de lacunes par déformation plastique et donc à augmenter la densité des sites de germination des précipités durcissants.

Le revenu est un chauffage ultérieur à des températures inférieures aux températures de mise en solution, typiquement de l'ordre de 100 à 200°C. Cette étape permet d'accélérer les phénomènes de décomposition de la solution solide sursaturée et donc la précipitation, responsable du durcissement de l'alliage.

Le traitement T3, qui nous intéresse plus particulièrement dans cette étude, désigne une séquence Trempe + Ecouissage + Maturation. Il concerne les produits travaillés à froid pour augmenter leur résistance, suite à une trempe ou chez lesquels les effets du travail à froid pour l'aplanissement ou le redressement de la pièce modifient les propriétés mécaniques de celle-ci. Les traitements thermomécaniques aboutissent à une microstructure complexe composée de nombreux intermétalliques. Il est possible de les classer en trois catégories [19]:

Les précipités durcissants ont une taille allant du nanomètre jusqu'à plusieurs centaines de nanomètres. Ils sont formés lors de la trempe ou de manière contrôlée lors de la maturation ou du revenu. Il s'agit des amas d'atomes décrits précédemment ou de phases métastables issues de leur précipitation. Les mécanismes de durcissement structural sont complexes mais il est possible de retenir que ces précipités jouent le rôle de frein dans le mouvement des dislocations, en partie responsables de la déformation plastique. Ces phases doivent donc être cohérentes ou semi-cohérentes avec la matrice.

Les dispersoïdes sont de taille variant de vingt à quelques centaines de nanomètres, et se forment par précipitation à l'état solide. Ils ne sont pas cohérents avec la matrice et ne participent donc pas directement au durcissement structural. Cette distribution fine de précipitation permet de retarder ou empêcher la recristallisation statique. La Figure 2-2 suivante montre des dispersoïdes de type $Al_{20}Cu_2Mn_3$ qui existe dans les alliages 2024 [8] [20].

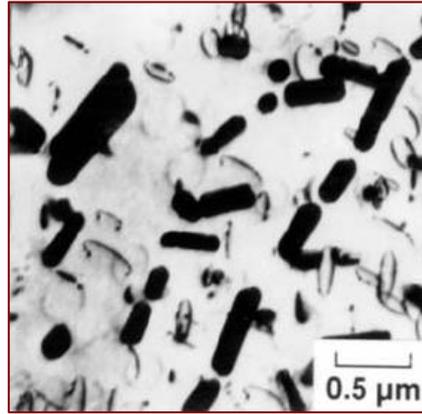


Figure 2-2: Dispersoïdes dans l'alliage 2024 [8]

Les particules intermétalliques grossières.

Leur taille dépasse des dimensions de l'ordre du micromètre et peuvent atteindre des tailles de l'ordre de la vingtaine de micromètres. Elles ne participent pas au durcissement de l'alliage. Il s'agit soit de phases ordonnées (composés définis, Al_2Cu , Al_2CuMg , ... pour les alliages de la série 2000) soit de particules issues d'une décomposition eutectoïde (Al ($\text{Cu}, \text{Mn}, \text{Fe}$) ou d'autres) et donc de composition en général non homogène.

2.2.3 La séquence de précipitation dans l'alliage Al-Cu-Mg

L'addition de magnésium à l'alliage Al-Cu entraîne une augmentation appréciable des caractéristiques mécaniques lors de la maturation ou du revenu [19]. Ainsi, une addition de 1% en poids de magnésium modifie la séquence de précipitation.

La phase durcissante qui précipite dans les alliages Al-Cu-Mg dépend de la quantité du cuivre, du rapport massique cuivre/magnésium [21] ainsi que des paramètres de vieillissement.

- Si ce rapport est supérieur à 8, l'agent durcissant est alors Al_2Cu .
- Si le rapport est compris entre 4 et 8 les deux types de précipités sont activés (Al_2Cu et Al_2CuMg).
- Entre 1,5 et 4, seul Al_2CuMg contrôle les propriétés et en dessous de cette proportion les propriétés dépendent d' Al_6CuMg_4 [22].

Pour un rapport 2,7, qui correspond à l'alliage 2024, la phase d'équilibre est la phase S, Al_2CuMg (Figure 2-3).

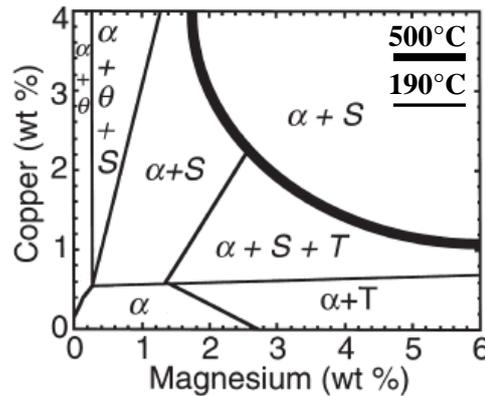


Figure 2-3: Diagramme de phase Al-Cu-Mg estimé à 460°C et 190°C [22-24].

$\theta = \text{Al}_2\text{Cu}$, $S = \text{Al}_2\text{CuMg}$, $T = \text{Al}_6\text{CuMg}_4$

La première séquence de précipitation de la phase S fut établie par Bagaryatskii [25], [26].

Solution solide sursaturée $\alpha \rightarrow$ zones GPB \rightarrow Phase S'' \rightarrow Phase S' \rightarrow Phase S

Les zones GPB sont les zones de Guinier-Preston-Bagaryatskii. Issue de la décomposition de la solution solide sursaturée très complexe [24], cette séquence de précipitation est à l'heure actuelle encore très controversée et les travaux cherchant à décrire les phénomènes complexes de précipitation durcissante dans les alliages Al-Cu-Mg sont toujours en cours. Ils tendent à montrer que la précipitation est très dépendante de la composition des alliages et des traitements thermomécaniques qu'ils subissent.

Contrairement aux phases θ'' et θ' des alliages Al-Cu qui existent sous forme de plaquettes, les phases S' et S-Al₂CuMg sont des aiguilles parallèles à [001] Al. D'après P. Dubost [19], les alliages Al-Cu-Mg ayant un rapport des teneurs en cuivre et magnésium égal à 2,2 appartiennent au système quasi binaire Al-Al₂CuMg alors que ceux présentant un excès de cuivre par rapport à la valeur précédente, présentent une séquence de coprécipitation mixte :

Solution solide initiale \rightarrow zones GP $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta\text{-Al}_2\text{Cu}$

Solution solide initiale \rightarrow zones GPB $\rightarrow S' \rightarrow S\text{-Al}_2\text{CuMg}$

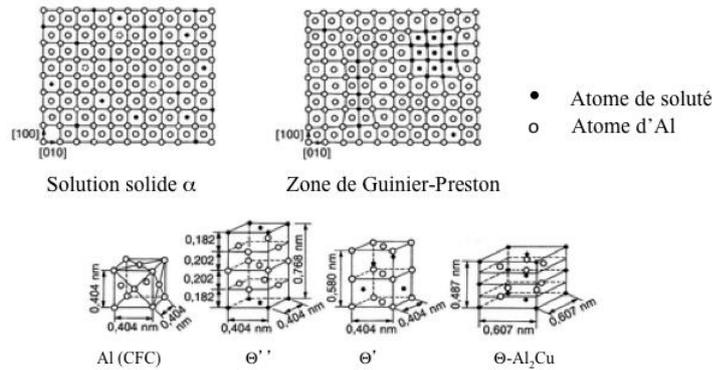


Figure 2-4: Séquence de précipitation du système Al-Cu.
D'après [19]

Le diagramme d'équilibre Al-Cu figure 2-5 ci-dessous indique les températures et les limites de solubilité des différentes phases durcissantes comme GP, θ'' [27].

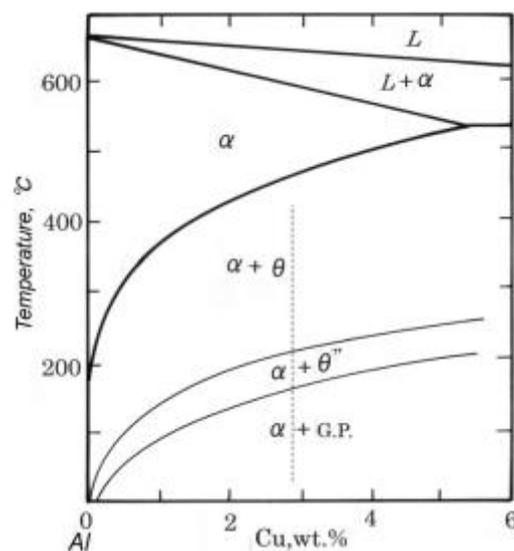


Figure 2-5: Le diagramme binaire d'équilibre Al-Cu [27]

Hormis les précipités durcissants, l'alliage contient un certain nombre de particules intermétalliques grossières. Parmi ces particules, un certain nombre sont des phases ordonnées (composés définis). Ces particules, d'une taille bien supérieure aux précipités durcissant n'interviennent pas dans le processus de durcissement de l'alliage.

Buchheit et al [28] a étudié les phénomènes associés à la dissolution locale des particules de phases S de l'aluminium 2024-T3. Ces travaux ont en particulier permis de caractériser les différents types de particules présents dans l'alliage selon leur taille et leur composition chimique. Une partie des résultats est présentée dans le Tableau 2-5.

Tableau 2-5: Distribution des particules intermétalliques de l'alliage 2024 d'après leur nature chimique [28]

Particules	Proportion en nombre	Fraction surfacique
Al_2CuMg	61,1	2,69
$\text{Al}_6(\text{Cu,Fe,Mn})$	12,3	0,85
$\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$	5,2	0,17
$(\text{Al,Cu})_6\text{Mn}$	4,3	0,11
Indéterminé	16,9	0,37

Enfin, on peut signaler que très peu de travaux expliquent les phénomènes de précipitations obtenus dans le cas du soudage de ces alliages (qui font intervenir des vitesses de refroidissement très rapides). Quelques auteurs ont recours à la DSC (Dynamical scanning calorimetry) pour expliquer, en simulant les cycles thermiques que peuvent subir les différentes zones impactées par le soudage, les transformations qui adviennent et optimiser les paramètres opératoires [29], [30].

2.3 Les alliages de magnésium

La caractéristique principale du magnésium est sa faible densité [15] ($1,74 \text{ g.cm}^{-3}$, soit les deux tiers de l'aluminium ou le quart de l'acier) soit la plus faible de tous les métaux de construction. Cela ne l'empêche pas de posséder des caractéristiques mécaniques satisfaisantes : le rapport résistance à la traction/densité est compris entre 8 et 15 pour les alliages de magnésium alors qu'il est de 5 à 13 pour ceux de l'aluminium.

La conductivité thermique est relativement élevée ($156 \text{ W.m}^{-1}\text{.K}^{-1}$) et vient en quatrième position derrière l'argent, le cuivre et l'aluminium. Il est à remarquer que les alliages de magnésium conservent cette valeur, ce qui permet les utilisations à chaud. Le magnésium est très malléable, ductile, mais peu tenace. On note une faible valeur du module d'élasticité à la traction (45 GPa), quel que soit son degré de pureté. Par contre, la résistance à la traction atteint facilement 200 MPa, valeur assez élevée. Jusqu'à des températures de 130-150 °C, sa résistance au fluage est satisfaisante. Comme l'aluminium, le magnésium est doté d'une température de fusion modérément basse (650°C).

Possédant des faibles propriétés à l'état pur, le magnésium est le plus souvent allié à l'aluminium, le cuivre, le zinc, le zirconium et le manganèse. De nos jours, il n'y a pas de norme internationale pour la désignation des alliages de magnésium mais la désignation la plus utilisée est celle de l'American Society for Testing Materials. Dans ce système les deux premières lettres indiquent les principaux éléments d'alliage et les chiffres qui suivent présentent la composition nominale en pourcentage massique de ces éléments [15] [31].

A titre d'exemple, AM60 désigne l'alliage ternaire Mg-Al-Mn avec des intervalles de compositions de 5,5 à 6,5 % en aluminium et de 0,1 à 0,4 % en manganèse. AZ61 désigne l'alliage ternaire Mg-Al-Zn avec des intervalles de compositions de 5,5 à 6,5 % en aluminium et de 0,6 à 1,4 % en zinc.

Le magnésium cristallise dans le système hexagonal compact. La structure hexagonale est un empilement compact de plans denses suivant la séquence ABAB (Figure 2-6).

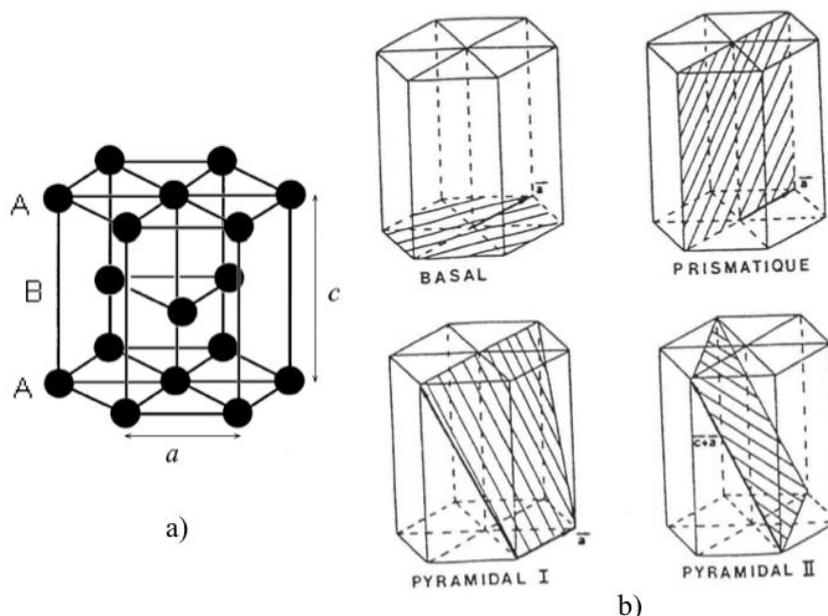


Figure 2-6: (a) Structure hexagonale et (b) systèmes de glissement dans la structure hexagonale compacte (d'après [32])

Le plan dense s'appelle plan basal et la distance entre les atomes de plus proches voisins dans ce plan est notée a . Dans le cas du magnésium $a = 0,3203\text{nm}$; la distance séparant deux plans de base identiques (par exemple deux plans A, séparés par un plan B) est notée c ; pour le magnésium $c = 0,52002\text{ nm}$. La compacité d'un métal à maille hexagonale s'évalue par la valeur du rapport c/a , dans le cas de l'empilement idéal de sphères dures, ce rapport vaut

1,633 ; en réalité il varie entre 1,568 pour le béryllium et 1,886 pour le cadmium, le magnésium étant proche du cas idéal avec 1,624.

Chaque métal de structure hexagonale possède un système de glissement facile, appelé aussi principal, qui est soit le glissement basal (cas du magnésium et du zinc), soit le glissement prismatique (cas du titane et du zirconium). D'autres systèmes de glissement existent, dits secondaires car inactifs à certaines températures et avec des contraintes de cisson résolue critique (CRSS = 'critical resolved shear stress') plus élevées.

Pour le magnésium ces systèmes secondaires sont les glissements prismatiques, pyramidal I et pyramidal II (Figure 1.4). On peut remarquer que la direction associée aux glissements basal, prismatique et pyramidal I est déterminée par des dislocations de vecteur de Burgers a , alors que le glissement pyramidal II est lui associé à un vecteur de Burgers $c+a$. Il est donc le seul à permettre une déformation selon l'axe c .

On admet aujourd'hui qu'il existe 4 modes de glissement et 3 modes de maclage qui permettent au magnésium de se déformer [33]. Le maclage est un système de déformation très courant dans les hexagonaux et qui est souvent très actif à froid pour pallier le manque de systèmes de glissement. Rappelons que selon Von Mises [34] il faut cinq systèmes de glissement indépendants pour pouvoir subir une déformation plastique arbitraire. Le glissement basal du Mg n'offrant que 2 systèmes indépendants, le maclage est donc un mécanisme important de déformation de ce métal.

Cette cristallisation en système hexagonal compact et ses conséquences limitent fortement la mise en œuvre de ce matériau à température ambiante. L'anisotropie du monocristal étant importante et les plans de glissement peu nombreux, les variations de section seront faibles. Elles sont ainsi limitées à 10% pour les alliages Mg-Al-Zn et à 20% pour ceux du type Mg-Zn-Zr. Le domaine des larges déformations plastiques se situe à des températures supérieures à 200°C. La fabrication s'effectue donc surtout par coulée ou par déformation à chaud à une température généralement comprise entre 200 et 350°C. La coulabilité est bonne, le grain plutôt fin et relativement libre de toute impureté. On constate de manière générale une bonne santé métallurgique (absence de microporosité) avec des pièces moulées présentant un bon aspect de surface et des caractéristiques mécaniques relativement homogènes.

2.3.1 Classification des alliages de magnésium

Les alliages de magnésium peuvent être classés suivant deux groupes : les alliages de fonderie et les alliages de corroyage.

Les alliages de fonderie peuvent être subdivisés en deux catégories : les alliages magnésium-aluminium et les alliages dits « à bonne moulabilité ». Ce dernier groupe est constitué par des alliages de magnésium contenant comme éléments d'addition des terres rares, du thorium et du zirconium (WE54, WE43, QE22, ZE41, ...). Ces alliages possèdent d'excellentes propriétés de moulage mais leur coût est très onéreux les réservant à des applications très techniques (carters de boîte de transmission d'hélicoptères, de véhicules de compétitions sportives...).

Les alliages magnésium-aluminium contiennent au moins 85 % de magnésium avec des additions d'aluminium (jusqu'à 10 %), de zinc (<3%) et/ou de manganèse (<0,6 %). L'aluminium et le zinc améliorent la coulabilité, augmentent les caractéristiques mécaniques et les possibilités de transformation de l'alliage. Le manganèse améliore la résistance à la corrosion. Ces alliages sont moulés par gravité, sous pression ou en cire perdue.

Les alliages Mg-Al-Zn (par exemple l'AZ91) sont les plus utilisés car peu coûteux mais ils sont très sensibles aux variations en épaisseur des pièces réalisées.

Les alliages Mg-Al-Mn sont destinés à la coulée sous pression. Le manganèse est utilisé dans ces alliages à une teneur située aux environs de 0,30 % pour améliorer leur résistance à la corrosion. Ajouté à l'alliage Mg-Al et en l'absence de zinc, le manganèse permet aussi d'améliorer les propriétés d'allongement et de résistance aux chocs de l'alliage. Parmi ces alliages, le plus couramment utilisé est l'AM60.

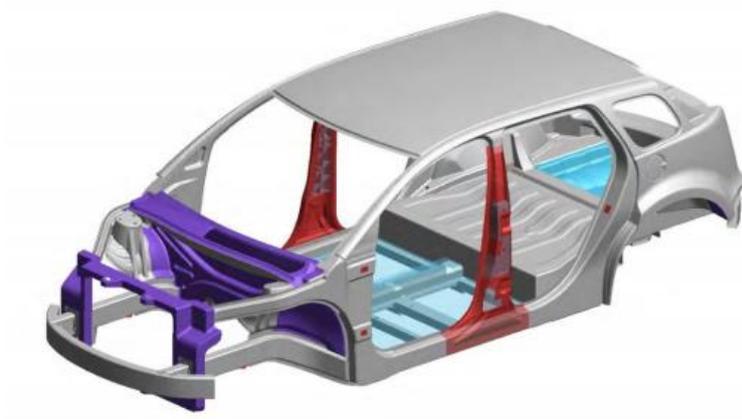


Figure 2-7: Caisse en blanc de la Toyota Venza faite d'alliages d'aluminium de la série 6000 en gris, d'acier en rouge, de magnésium de type AM60 en violet et de composites en bleu [35]

Les alliages de magnésium peuvent être utilisés pour l'obtention de pièces par laminage, forgeage ou filage. Le taux de déformation à froid de ces alliages est limité à 20 % du fait de leur structure hexagonale, pour laquelle le nombre de systèmes de glissement est réduit. D'où la nécessité d'effectuer des déformations à chaud à des températures comprises entre 250 et 450 °C [31].

Les procédés de mise en forme par déformation conduisent à une texture cristallographique qui entraîne une anisotropie des caractéristiques mécaniques des pièces obtenues. On distingue six sous-groupes d'alliages de magnésium corroyés qui sont : les alliages à l'aluminium et zinc, les alliages au zirconium sans thorium, les alliages au manganèse, les alliages au thorium, les alliages aux terres rares et les alliages au lithium.

Les alliages à l'aluminium et zinc rassemblent les alliages de magnésium de corroyage les plus classiques comme le AZ31, le AZ61 et le AZ80. Le premier est le moins chargé en aluminium et le plus utilisé mais il possède des caractéristiques mécaniques moyennes.

1. I.7 Les alliages base magnésium-aluminium

Le diagramme de phase binaire Mg-Al [36] est représenté sur la Figure 2-8.

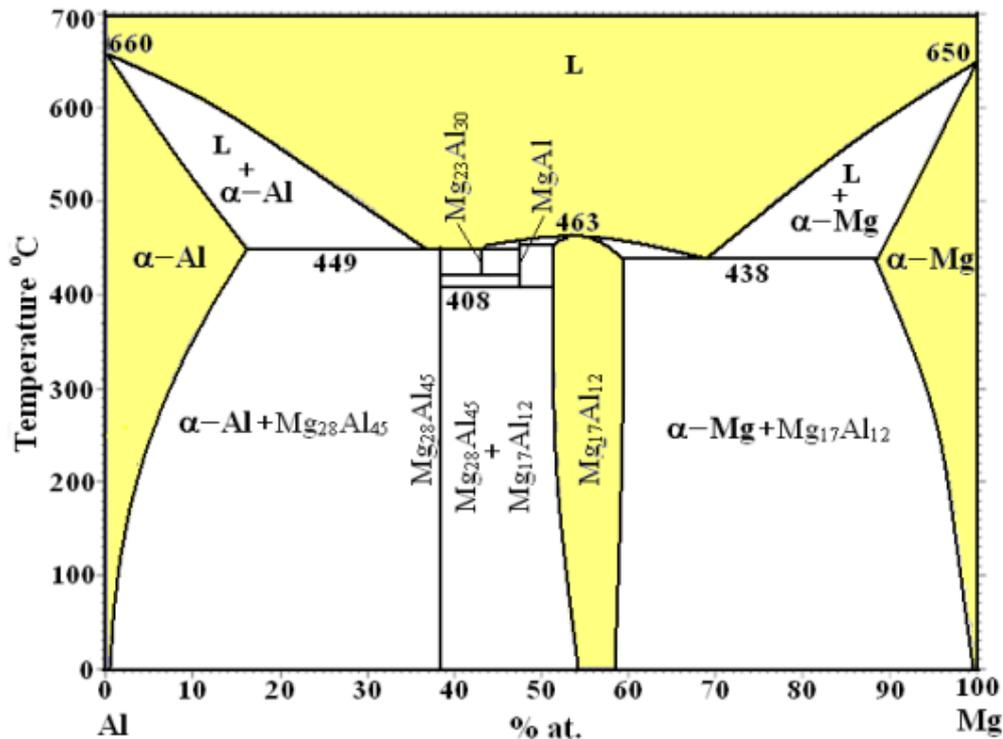


Figure 2-8: Diagramme binaire Mg-Al [37]

Lorsqu'un mélange liquide d'aluminium et de magnésium contenant entre 2 à 10% en masse d'aluminium est refroidi, il se forme progressivement une solution solide de magnésium enrichie en aluminium, la phase primaire α de structure hexagonale. Puis, avec la diminution de la température, l'aluminium est de moins en moins soluble dans la phase α : on assiste alors à une démixtion. Il apparaît un eutectique constitué par la phase β (correspondant au composé intermétallique $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) et une solution solide d'aluminium dans le magnésium notée α' (α secondaire plus riche en aluminium). A 100°C, la solubilité de l'aluminium dans le magnésium n'est plus que de 2,3 % en masse. A la température ambiante, les alliages magnésium – aluminium sont donc constitués de deux phases distinctes : α (primaire et eutectique) et β .

Le zinc entre également dans la composition des alliages de magnésium enrichis en aluminium. Cet élément est très peu soluble dans la solution solide de magnésium (3 % massique maximum), mais la phase β peut en dissoudre jusqu'à 20 % en masse, d'après le diagramme ternaire Mg-Al-Zn. Enfin, le manganèse, également présent dans ces alliages, est très peu soluble dans la solution solide de magnésium mais forme avec l'aluminium le composé intermétallique AlMn qui sert principalement à piéger le fer [38].

La microstructure des alliages dépend fortement du processus d'élaboration et principalement de la vitesse de solidification, ainsi que de l'éventuel traitement thermique effectué. La structure eutectique constituée de la phase intermétallique $Mg_{17}Al_{12}$ (phase β) et de la phase α' secondaire précipite aux joints de grains, les grains étant constitués de la phase α primaire. Une troisième phase est souvent présente dans ces alliages : la phase AlMn en plus ou moins importante proportion.

En ce qui concerne les alliages coulés par gravité, la distribution de l'aluminium dans les différentes phases est déterminée par la solidification dendritique. Ces dendrites constituent le premier solide formé pendant le refroidissement et sont composées majoritairement de magnésium enrichi par un faible pourcentage d'aluminium. En revanche, le dernier liquide qui se solidifie contient une teneur élevée en aluminium et conduit à la démixtion en α' secondaire (plus riche en aluminium) et β lors de la diminution de la température.

LES PROCÉDES DE SOUDAGE

3 Les procédés de soudage :

3.1 Généralités

Avant de présenter les procédés de soudage utilisés dans notre étude, nous allons introduire la ou plutôt les notions de soudabilité. La définition de la soudabilité proposée par l'Organisation Internationale de Normalisation s'énonce comme suit [39] :

« Un matériau est soudable à un degré donné, par un procédé et pour un type d'application donnés, lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'établir la continuité métallique par la constitution de joints soudés qui, par leurs propriétés locales et les conséquences globales de leur présence, satisfont aux caractéristiques requises et choisies comme bases de jugement ».

A la lecture de cette définition, le terme soudabilité peut être considéré selon trois niveaux distincts :

La soudabilité opératoire : il s'agit de l'aptitude physique que présente le matériau considéré à assurer la continuité métallique par le biais de la solidification (ou de la diffusion) retenue comme mode d'obtention au travers du procédé mis en œuvre. A titre d'exemple, on peut évoquer la problématique liée à la présence d'une couche d'oxyde réfractaire et résistante à la surface de l'aluminium et du magnésium.

La soudabilité métallurgique : cette notion fait intervenir l'altération des propriétés du matériau au voisinage même de la liaison soudée par suite du cycle thermique, mécanique ou thermomécanique induit par le mode opératoire de soudage mis en œuvre. On peut ainsi introduire les notions de zone fondue (ZF), de zone de liaison (ZL) et de zone affectée thermiquement (ZAT).

La soudabilité constructive : cette notion prend en compte les modifications du comportement global de la construction soudée qui se trouve affecté par la sensibilité à la fissuration et la présence de contraintes résiduelles dans la zone soudée.

Il existe de nombreux procédés de soudage dont les principes et la mise en œuvre sont très différents. Pour les uns l'assemblage est obtenu par fusion locale des éléments à assembler, pour d'autres, la continuité métallique est obtenue sans fusion par effets principalement mécaniques.

LES PROCEDES DE SOUDAGE

On peut classer ces procédés en fonction des énergies mises en œuvre comme présenté sur la Figure suivante [40].

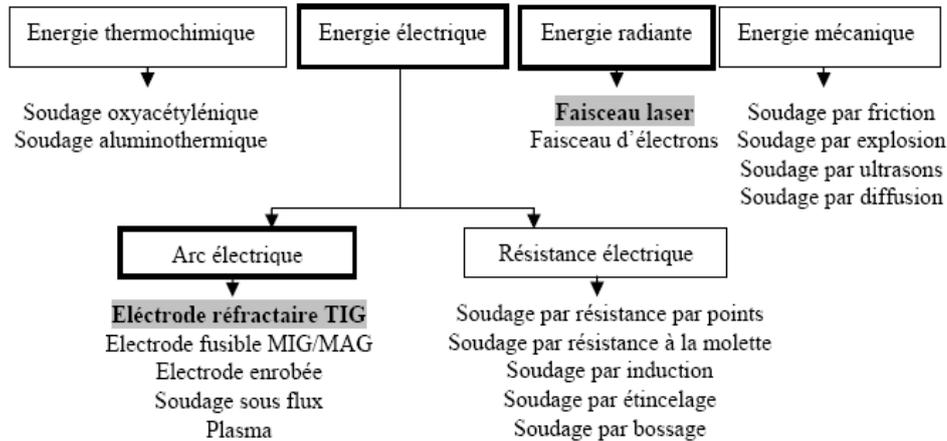


Figure 3-1: Classification des procédés de soudage selon les différentes sources d'énergie [40]

On peut aussi classer les différents procédés en utilisant la notion de densité de puissance surfacique (quantité de puissance par unité de surface) pour comparer les différents procédés entre eux (Figure 3-2).

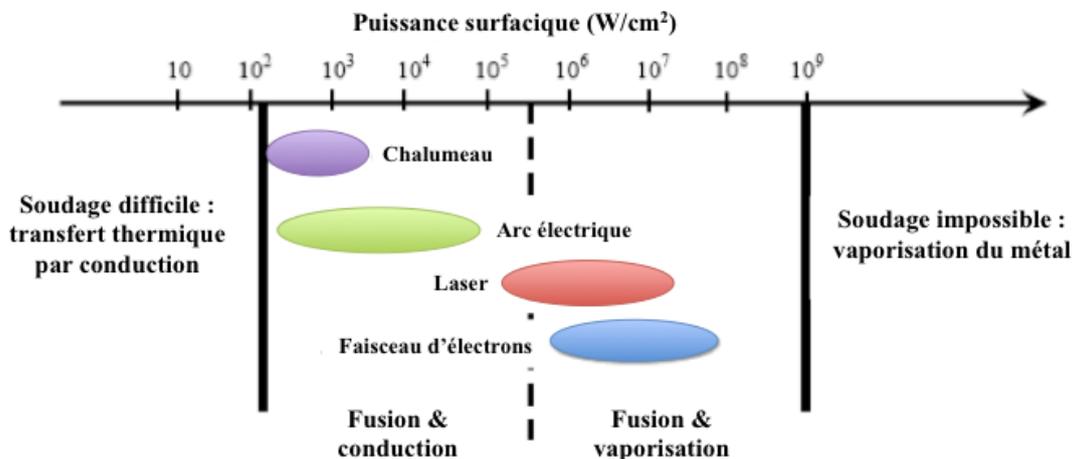


Figure 3-2: Classification des procédés de soudage selon la densité de puissance surfacique

Les procédés de soudage par fusion les plus répandus pour l'assemblage des alliages d'aluminium sont le soudage à l'arc avec électrode de tungstène (procédé TIG), le soudage par faisceau d'électrons pour de fortes épaisseurs, et le soudage Laser pour les faibles épaisseurs et les microsoudures [41]. On retrouve ces mêmes procédés pour les alliages de

LES PROCÉDES DE SOUDAGE

magnésium, même si dans le cas du Laser et du faisceau d'électrons, les travaux sont plus dans une phase exploratoire.

3.2 Le soudage TIG

La mise ne place du procédé TIG (Tungsten Inert Gas) 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 [7], [42].

Le soudage TIG également appelé GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) aux USA est d'abord un procédé à arc. L'arc s'établit entre l'électrode non fusible et la pièce à souder sous la protection d'un gaz inerte.

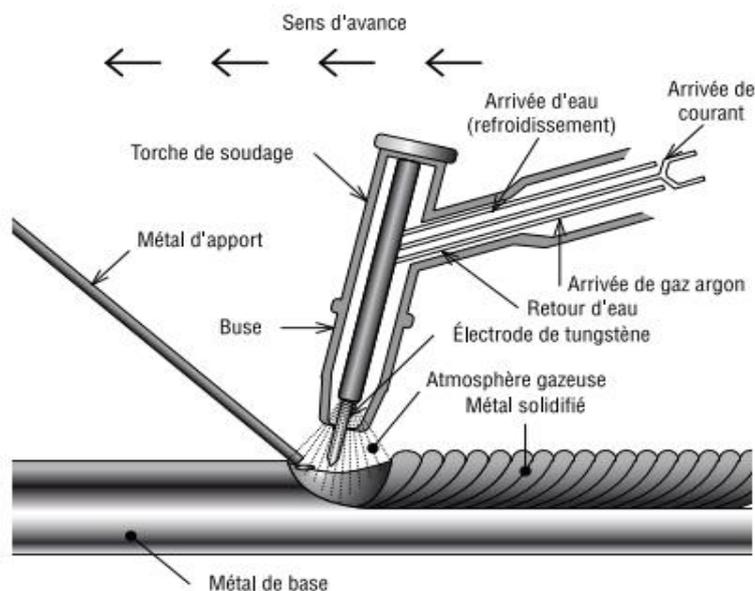


Figure 3-3: Principe du soudage TIG [43]

L'électrode réfractaire en tungstène peut contenir des éléments d'addition comme du thorium ou de l'yttrium qui favorisent l'émission électronique. L'arc et le bain fondu sont protégés de l'atmosphère ambiante par l'utilisation d'un gaz neutre. L'argon est le gaz le plus couramment utilisé mais il peut être parfois mélangé avec de l'hélium ou de l'hydrogène pour améliorer la soudabilité. L'électrode n'est pas fusible et ce procédé peut s'appliquer avec ou sans métal d'apport.

Le matériel nécessaire pour réaliser des soudures TIG est relativement simple, et peut être décomposé suivant trois fonctions [44] :

LES PROCEDES DE SOUDAGE

- **Générateur de courant** : la source électrique délivre un courant continu lisse, continu pulsé ou alternatif. La plage d'intensités s'étend de quelques ampères à plus de 400A pour les postes automatisés. La tension de soudage varie de quelques V à quelques dizaines de V. Toute l'électronique de commande du cycle de soudage (temporisation avant et après soudage, amorçage haute fréquence, dispositif de stabilisation d'arc, rampe de montée ou d'évanouissement d'arc, fréquence et intensité des pulsations) est intégrée dans la source et le cycle est programmé via un pupitre de commande.

- **Création de l'arc électrique** : réalisé en bout de la torche de soudage. Cette dernière est composée d'une électrode de tungstène, d'une buse céramique canalisant le flux de gaz neutre et parfois d'une gâchette pour une utilisation en soudage manuel.

- **Protection de l'électrode** : le système de protection gazeuse est incorporé à la torche pour protéger l'arc et le bain. Bien souvent, l'utilisation d'un traînard de protection, endroit ou envers, vient garantir l'intégrité métallurgique du matériau au cours de son refroidissement (notamment dans le cas de matériaux très sensibles à la pollution gazeuse comme le titane ou ses alliages).

Le soudage TIG assure l'intégrité de la zone fondue de par sa protection gazeuse. L'absence de transfert de métal dans l'arc assure un comportement d'arc et de bain très stable qui garantit des qualités de cordons optimales, lisses en endroit et en envers, exemptes de défauts tels que les caniveaux, les morsures ou les projections de métal. [44]

Cependant, les soudures TIG souffrent d'une faible pénétration de bain accessible en une seule passe. En effet, l'arc diffus, l'absence de transfert de métal entre l'électrode et la pièce, le comportement mouillant du métal fondu, conduisent à la formation de bains de fusion qui sont larges et peu pénétrés. En conséquence, les assemblages d'épaisseurs supérieures à 3 mm nécessitent, pour tous les matériaux métalliques, des usinages des bords à souder (chanfreins) ainsi que la réalisation avec métal d'apport de passes successives pour venir combler le joint.

Outre les risques cumulés de défauts, le faible taux de dépôt du soudage TIG ne peut rendre ce procédé compétitif par rapport à d'autres procédés à l'arc comme le MIG (Metal Inert Gas, fil électrode fusible)[44], [45].

LES PROCEDES DE SOUDAGE

3.3 Formation du bain de fusion

De l'énergie émise par l'arc, une seule partie participe effectivement à la fusion du métal. Le reste est perdu par rayonnement et convection. La fraction de l'énergie ainsi perdue est très dépendante des conditions de soudage (intensité, tension, vitesse), de la hauteur d'arc, du débit du gaz, de la forme du chanfrein et de la nature du matériau à souder. Il faut noter que le TIG est connu pour un faible rendement de l'arc [46], [47].

Les bains de fusion créés lors des opérations de soudage sont le siège de processus thermo physiques très complexes mettant en jeu des phénomènes thermiques, convectifs, chimiques et électromagnétiques interdépendants selon la nature du procédé utilisé [40].

La morphologie du bain fondu (volume fondu, pénétration et largeur) est influencée par de nombreux paramètres que nous pouvons regrouper en deux catégories :

Influence de l'énergie incidente :

- Répartition spatiale de l'énergie dans l'arc,
- Pression d'arc,
- Rendement d'arc.

Influence de la convection du métal liquide : les mouvements de convection du métal liquide influencent de façon importante la forme du cordon [49 - 52].

D'une façon globale le bain de fusion est en équilibre sous l'action de forces aux effets variables. Ces forces d'origine différentes sont [53] :

- Les forces de gravité (flottabilité),
- Les tensions superficielles (forces de Marangoni),
- La pression du plasma ou de l'arc en surface,
- Les forces électromagnétiques (forces de Lorentz).

Le bain fondu est donc soumis à plusieurs forces présentées en Figure 3-4 ci-dessous. Par exemple, la gravité va surtout intervenir lors de soudures en position (verticale montant, verticale descendant, en corniche ou au plafond) ou lors de réalisations à pénétration débouchante. Les risques d'effondrement de bain sont fonction du volume de métal fondu et des forces de tension interfaciales en surface du métal fondu. D'autres forces hydrodynamiques sont communément répertoriées en soudage : elles comprennent des forces surfaciques telles que la pression d'arc, le cisaillement aérodynamique et les forces de

LES PROCEDES DE SOUDAGE

tensions de surface et des forces internes au bain, forces de Lorentz et les forces de flottabilité. Chacune va agir différemment sur la géométrie du cordon fondu.

Ainsi, par exemple, les forces de Lorentz et les courants de tension de surface (dans le cas où leur gradient thermique est positif) accroissent la pénétration, a contrario des forces de flottabilité et des courants issus du cisaillement aérodynamique du gaz de protection.

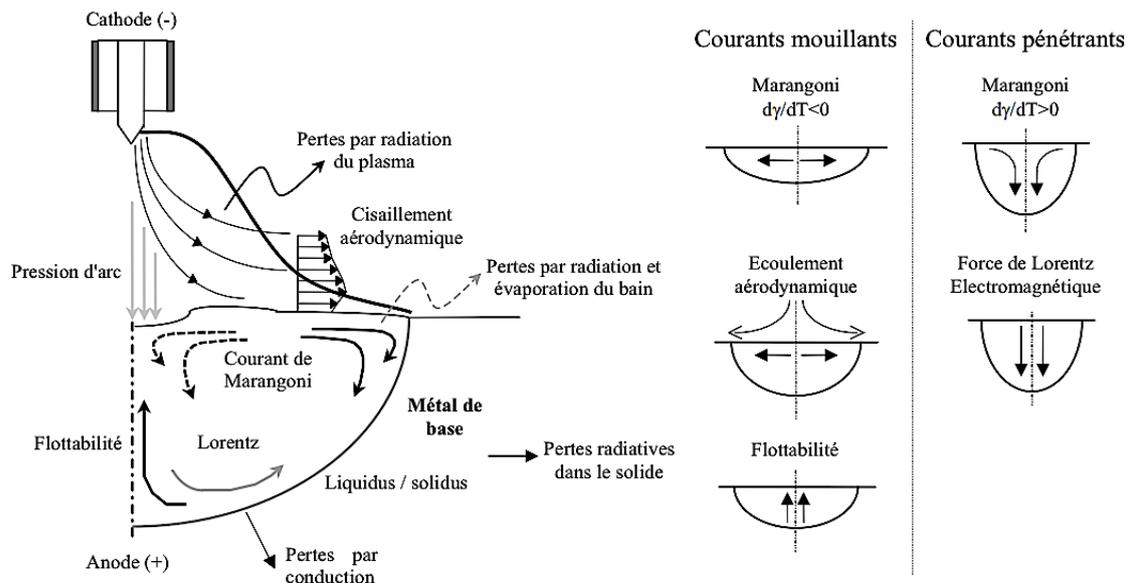


Figure 3-4: Forces agissant sur la forme du bain de fusion en soudage TIG [54].

Une partie seulement de l'énergie calorifique produite par l'arc sert au soudage, le reste étant perdu par rayonnement, convection et conduction dans le métal adjacent [54]. Ainsi, les paramètres régissant l'arc et le bain de fusion sont nombreux et complexes. Il est difficile de les dissocier les uns des autres et de les modifier de manière indépendante afin de comprendre leurs effets [55].

3.4 Le soudage Laser

3.4.1 Principe du Laser

A la différence du soudage en régime de conduction thermique comme il advient en soudage TIG, le soudage par faisceau Laser fait partie des procédés de soudage dits à haute énergie (densité de puissance entre 10^{10} et 10^{13} W/m² contre 10^6 à 10^8 W/m² pour les procédés de soudage à l'arc). La source de chaleur est une énergie électromagnétique sous forme photonique qui produit un faisceau de très haute intensité.

LES PROCÉDES DE SOUDAGE

Le mot Laser est l'acronyme anglais de « Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation » (en français, amplification de la lumière par émission stimulée de radiation).

Un Laser est une source lumineuse possédant des propriétés particulières qui le distinguent des sources habituelles. Par exemple, le soleil et les lampes qui nous éclairent émettent une lumière divergente, c'est-à-dire d'intensité pratiquement identique dans toutes les directions. Cette lumière est composée de nombreuses longueurs d'onde dont la somme donne la couleur particulière de la lampe. Les faisceaux Laser sont des ondes électromagnétiques centrées sur une longueur d'onde bien précise, au point que l'on parle de lumière monochromatique. Les Lasers peuvent émettre un faisceau extrêmement fin, peu divergent, donc très directionnel. La longueur d'onde émise dépend du matériau utilisé comme milieu amplificateur. Plusieurs types de matériaux (solides, liquides et gazeux) peuvent être utilisés, ce qui permet de couvrir une partie importante du spectre électromagnétique, de l'infrarouge aux rayons UV et X, en passant par le visible. Enfin, la lumière Laser possède une propriété importante, la cohérence : les rayons lumineux sont émis « en phase ». Ce caractère ordonné de la lumière Laser permet de la générer, de la diriger, de la faire converger et de la propager [56].

La création d'un faisceau Laser repose sur le principe de l'émission stimulée décrit par Albert Einstein. Lorsqu'un atome absorbe un photon, l'atome atteint un état de surexcitation, c'est-à-dire d'énergie élevée. Au moment où l'atome retrouve son état naturel de basse énergie, il libère cet excès d'énergie sous la forme d'un photon. On peut déclencher ou stimuler les atomes pour qu'ils libèrent leur excès d'énergie au même moment (phase cohérente) en un flux lumineux contrôlé. L'émission stimulée se passe dans un objet fermé, appelé cavité optique, où sont enfermés les atomes excités. Un premier atome se désexcite par émission d'un photon. La probabilité qu'un autre des atomes en fasse de même est alors deux fois plus grande, car le photon déjà présent stimule l'émission. Cette stimulation est proportionnelle au nombre de photons déjà présents. La probabilité de désexcitation est quant à elle proportionnelle à $n+1$, n étant le nombre de photons déjà présents. Plus il y a de photons dans la cavité plus on en fabrique de nouveaux (réaction en chaîne). Enfin, point important, il doit exister un passage dans la cavité pour extraire une partie du rayon Laser, le reste des photons servant à entretenir le processus [56].

LES PROCÉDES DE SOUDAGE

Pratiquement, un Laser se compose d'un milieu actif (gaz, liquide, corps solide), d'un élément permettant de pomper l'énergie à l'intérieur du milieu (lampe flash, électrodes) et de deux miroirs (résonateur optique), placés de part et d'autre du milieu actif, dont l'un transmet une partie des ondes réfléchies. Cet ensemble est appelé oscillateur Laser. La lumière qui se déplace perpendiculairement aux miroirs demeure assez longtemps à l'intérieur du milieu actif pour stimuler l'émission. Le phénomène de stimulation par amplification de la lumière se poursuit jusqu'à ce que la lumière, atteignant le miroir de sortie, soit transmise sous forme de rayon Laser, tandis que le miroir en réfléchit une partie afin de continuer l'émission stimulée (Figure 3-5).

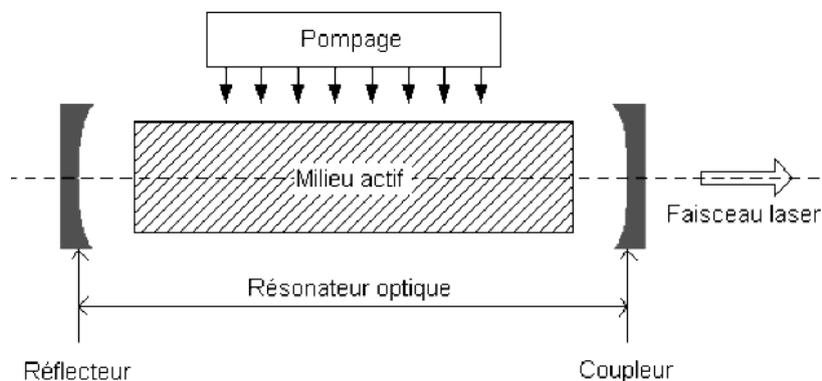


Figure 3-5: Principe du Laser.

On trouvera une description plus détaillée du principe de fonctionnement d'un Laser dans les références [47] et [58].

Temporellement, l'émission du faisceau Laser peut s'effectuer selon trois modes principaux :

Émission continue : c'est le mode de prédilection pour les traitements à effet thermique induit ;

Émission pulsée, régime relaxé : le faisceau est émis pendant quelques millisecondes et la fréquence de répétition va de quelques dixièmes de hertz à quelques centaines de hertz. Ce type d'outil est adapté pour des traitements à effets thermiques localisés (fréquence faible : jusqu'à quelques hertz) ou en remplacement des faisceaux continus lorsqu'une haute fréquence est choisie (supérieure à une centaine de hertz) ;

Émission pulsée, régime déclenchée (*Q-switched*) : dans cette configuration le faisceau est actif pendant des durées inférieures à quelques dizaines de nanoseconde. Ce type de fonctionnement permet d'obtenir des puissances crêtes extrêmement élevées. Des durées

LES PROCEDES DE SOUDAGE

d'impulsions inférieures à la picoseconde peuvent être utilisées pour des applications bien spécifiques (micro-usinage, chirurgie de l'œil).

Les faisceaux Laser peuvent aussi présenter plusieurs types de répartition spatiale qui dépendent du ou des modes du Laser : la plus connue est le mode TEM₀₀ dans lequel l'énergie Laser se répartit sur le diamètre du faisceau avec une répartition quasi-gaussienne (cas de nombreuses sources à gaz carbonique).

3.4.2 Les sources laser

Pour effectuer industriellement des opérations de soudage, le Laser à solide (de type Nd:YAG par exemple) a commencé depuis quelques années à supplanter le Laser à gaz carbonique. L'obtention de hautes puissances moyennes dans les sources solides passe par la mise en série de plusieurs barreaux de cristal dans un unique résonateur. Le pompage est assuré par des diodes Lasers, dont le rendement approche les 50 %. Le rendement des Lasers Nd:YAG est peut dépasser les 20% en continu [59].

Un des principaux avantages du Laser Nd:YAG par rapport au Laser à gaz carbonique est sa capacité à permettre le transport de son faisceau par fibre optique. En effet, sa longueur d'onde d'émission, 1064 nm, tombe dans la fenêtre de faible atténuation des fibres optiques en silice. La robotisation d'un Laser Nd:YAG est ainsi facilitée. De plus, sa longueur d'onde plus courte que celle d'une source à gaz carbonique (10600 nm) améliore le couplage pour les métaux à haute réflectivité comme l'aluminium. Par conséquent, l'efficacité du procédé comparé aux Lasers à gaz carbonique avec la même puissance est augmentée [60].

Dans nos travaux, nous utilisons un laser Yb:YAG qui a le même milieu actif que celui du Nd :YAG, l'ytterbium remplaçant le néodyme, conférant ainsi au laser une longueur d'onde de 1030 nm qui peut produire des puissances élevées avec de haute densité d'énergie dont le faisceau laser peut transporter par des fibres optiques[56],[61],[62].

3.4.3 Le soudage par faisceau Laser

C'est un procédé d'assemblage basé sur l'absorption par la cible d'une haute intensité photonique au point d'impact du faisceau. L'augmentation de la quantité de chaleur induite

LES PROCÉDES DE SOUDAGE

dans la tôle permet sa fusion. A mesure que le faisceau Laser suit sa trajectoire, la tôle est fondue, puis se solidifie. On obtient alors un joint de soudure continu.

En réalité, il existe deux familles de procédés de soudage Laser : le soudage par conduction, et le soudage profond. Lors du soudage par conduction, un faisceau Laser d'intensité moyenne (généralement inférieure à 10^5 W/cm²) se contente de fondre les tôles au niveau de leur interface. Dans ce cas de figure, le faisceau Laser est absorbé en surface, et la chaleur se propage en volume suivant le phénomène de conduction. Par contre, au cours du soudage profond l'énergie Laser est suffisante pour vaporiser la matière au niveau du point d'impact du faisceau. La pression de recul induite creuse la couche liquide sous-jacente. Une cavité remplie de vapeurs métalliques apparaît alors dans la tôle, appelée capillaire ou *keyhole* (trou de serrure), (Figure 3-6).

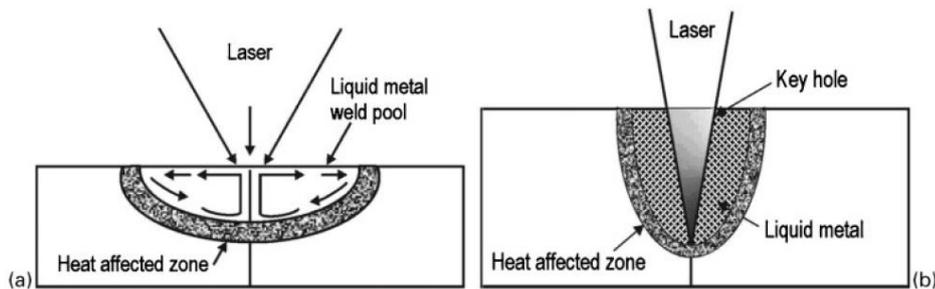


Figure 3-6: (a) Schéma du bain fondu (conduction) et (b) pénétration profonde avec formation du trou de serrure [60].

Ce keyhole joue un rôle essentiel dans le procédé de soudage Laser. En effet, il améliore l'absorptivité du matériau en distribuant l'énergie sur toute sa hauteur suivant le mécanisme classique d'absorption : lorsque le faisceau Laser incident frappe la paroi du capillaire avec un angle θ par rapport à la normale locale, une partie de son énergie est transmise au matériau, et va contribuer à l'élévation de température de la tôle suivant le phénomène de conduction de la chaleur. La partie non absorbée, elle, va poursuivre son chemin dans le capillaire, et va connaître le même traitement au prochain impact : une partie de son énergie va être absorbée et va alimenter le capillaire (Figure 3-7). Et ainsi de suite, jusqu'à ce que l'énergie absorbée lors d'un impact soit insuffisante pour évaporer la matière et générer une pression de recul.

LES PROCEDES DE SOUDAGE

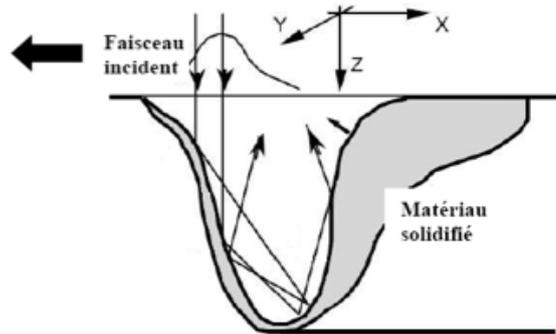


Figure 3-7: Réflexions multiples le long du capillaire [63]

Au bout du compte, le faisceau Laser est absorbé en profondeur, tout le long du capillaire. Il entraîne alors une pénétration plus importante qu'en soudage par conduction et un rapport profondeur sur largeur bien plus grand, ce qui est généralement recherché. Ainsi, la profondeur de pénétration peut atteindre des valeurs supérieures à 10 millimètres, pour des vitesses d'exécution de l'ordre du mètre par minute.

Pour ces raisons, c'est le soudage par *keyhole* qui est le plus utilisé dans l'industrie, en particulier les industries des transports (automobile, aéronautique). Les pièces à souder, en acier ou en aluminium, d'une épaisseur de l'ordre du millimètre, peuvent être soudées à des vitesses atteignant supérieures à 10 m/min en pénétration totale.

3.4.4 Paramètres influençant le procédé de soudage Laser

De la stabilité du keyhole dépendra la qualité de la soudure et de nombreuses études se sont focalisées sur l'influence des paramètres du procédé sur cette stabilité. Parmi tous ces travaux, on citera [63-67]. Les paramètres les plus fréquemment évoqués sont :

- Les caractéristiques du faisceau (puissance, vitesse, type d'émission, ...),
- La nature de la focalisation (mode et distance focale, nature de l'optique, position),
- Le gaz de protection (débit, type, géométrie d'utilisation),
- Le matériau à assembler (nature, préparation, géométrie, ...)

Ainsi, si le seuil de soudage profond, c'est-à-dire l'ensemble des conditions opératoires pour lesquelles on passe du soudage par conduction au soudage profond, est fonction de la

LES PROCÉDES DE SOUDAGE

puissance ou de l'intensité Laser incidente, ce n'est qu'en première approximation [68]. De façon plus rigoureuse, il est fonction typiquement du rapport entre la puissance Laser incidente (P) et le diamètre du faisceau (D), appelé paramètre de faisceau [69]. C'est lui qui lie le mieux les paramètres du procédé et les propriétés du matériau lorsque le seuil de soudage profond est atteint. Il est obtenu à l'aide des équations de la thermique, basées sur le modèle de Rosenthal, en déterminant l'élévation de température jusqu'à la température de vaporisation dans la tache focale, au cours de son déplacement. On a ainsi :

$$\frac{P_{Seuil}}{D} = \sqrt{\pi} \cdot \frac{T_v \cdot k_{th}}{A} \cdot \sqrt{\frac{V_s \cdot D}{4\kappa_{th}}} + 1,1$$

Avec V_s la vitesse de soudage, κ_{th} la diffusivité thermique, T_v la température de vaporisation, k_{th} la conductivité thermique et A l'absorptivité. On appelle ces trois derniers paramètres le triplet thermique [70].

La dimension que peut atteindre le spot focalisé dépend de la longueur d'onde λ et du facteur de propagation du faisceau M^2 selon :

$$D = (4\lambda / \pi) M^2 F$$

Avec F le nombre focal (longueur focale divisée par le diamètre du faisceau sur l'optique).

De ces équations et des travaux expérimentaux [71] plusieurs « règles » peuvent être posées :

Afin d'établir un procédé de soudage Laser en mode profond, plus le diamètre de la tache focale est petit, plus la puissance nécessaire est faible.

La valeur requise pour P/D décroît lorsque l'absorptivité augmente, ce qui équivaut, pour les métaux, à une diminution de la longueur d'onde Laser λ .

Pour les alliages d'aluminium, le saut de pénétration au niveau du seuil est particulièrement prononcé. Or, il est d'autant plus faible que la tache focale est petite. Par conséquent, avec de petits spots, il devient possible d'obtenir des profondeurs de pénétration arbitrairement faibles. Cela permet de souder avec une profondeur bien définie pour des tôles fines d'épaisseur millimétrique.

A une puissance Laser et une vitesse de soudage données, plus le diamètre du faisceau est petit, plus profonde est la pénétration [72].

Dans le cas des lasers YAG, le diamètre d du point focal dépend des caractéristiques des optiques des dispositifs de collimation et de focalisation, reliées par la relation $d = (f/f_c) d_c$ avec f , distance focale de la lentille de focalisation, f_c distance focale de la lentille de collimation et d_c le diamètre de cœur de la fibre optique (Figure 3-8).

LES PROCEDES DE SOUDAGE

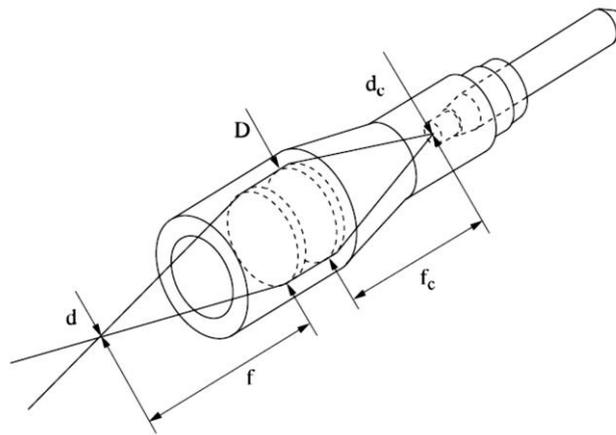


Figure 3-8: Focalisation du faisceau Laser YAG [73]

Ainsi, pour obtenir un soudage pénétrant par le procédé de soudage Laser, des conditions particulières doivent être remplies par les paramètres que sont la puissance Laser, la longueur d'onde du Laser, la dimension de la tache focale (a fortiori la position du point focal), la vitesse de soudage et le type de matériau.

3.4.5 Effet du gaz

L'efficacité du procédé de soudage Laser peut encore être optimisée par l'utilisation d'un gaz de protection. Cet ajout de gaz a plusieurs raisons.

Les expériences de soudage Laser menées dans les années 1970 avec des Lasers à gaz carbonique ont montré que l'utilisation d'un jet de gaz à haut potentiel d'ionisation permet de supprimer ou du moins de contrôler la formation d'un plasma au-dessus de la tôle. En effet, du fait de la différence de pression entre le capillaire et l'air ambiant, une partie de la vapeur interne du capillaire est éjectée à une vitesse supérieure à 100 m/s et génère une plume à la surface du matériau. Durant l'opération de soudage, cette plume, qui est composée de gaz ionisés à des températures de l'ordre de 10 000 K, ionise les gaz environnants et augmente la densité électronique jusqu'à ce que la progression du faisceau Laser dans le capillaire soit interrompue. Pour éviter ce phénomène, un flux de gaz d'assistance à haut potentiel d'ionisation comme l'hélium peut être introduit dans la zone d'interaction [74]. L'argon et l'azote, moins onéreux, ont également été utilisés dans ce sens. Ce contrôle de la formation du plasma est la première raison historique de l'utilisation d'un gaz d'appoint.

LES PROCEDES DE SOUDAGE

Une seconde raison de son utilisation est la prévention d'une éventuelle oxydation de la soudure en protégeant le bain métallique de l'atmosphère ambiante. Enfin, en soufflant la plume et en l'éloignant de l'axe du faisceau, le gaz d'apport diminue son interaction avec le faisceau Laser, ce qui améliore la pénétration.

3.5 Solidification des soudures

Bien que la plupart des théories sur les mécanismes de solidification développées pour les structures de fonderie aient été appliquées avec succès pour les structures de solidification après soudage, la formation des premiers cristaux solides se fait de manière très différente. Alors qu'en fonderie la solidification s'effectue par un procédé de germination hétérogène et croissance, la solidification des soudures s'effectue par épitaxie à partir des grains non fusionnés de la zone affectée thermiquement adjacente à la zone de fusion [75], [76].

La croissance des grains progresse parallèlement à la direction du gradient maximal de température produit par le mouvement de la source de chaleur, perpendiculairement au front de solidification. De plus, la distribution thermique dans le métal fondu dépend de la forme du bain de fusion [76]. Il est à noter que la croissance des grains se fait de manière compétitive dans des directions cristallographiques privilégiées et que les grains favorablement orientés tendent à croître plus vite que leurs voisins, défavorablement orientés. Cette croissance épitaxique et compétitive va être influencée par les variations du gradient thermique et donc par la forme du bain de fusion [75]. Cette forme du bain de fusion dépend principalement de la vitesse de soudage qui influence la cinétique de solidification par le contrôle de la vitesse de croissance du front de solidification.

Pour une vitesse de soudage faible (ce qui est habituellement le cas pour le procédé TIG), le bain de fusion présente une forme généralement elliptique. Le gradient maximal de température varie continuellement en direction et en intensité. Il impose de ce fait une variation de la direction et de la vitesse de croissance des grains. Les grains vont s'incurver progressivement lors de la solidification avec une croissance compétitive jusqu'à l'axe de la soudure où ils deviennent parallèles à ce dernier.

Pour une vitesse de soudage plus importante, comme pour le soudage par faisceau Laser, la forme du bain tend à s'étirer vers l'arrière en créant un front de solidification plan. De ce fait

LES PROCÉDES DE SOUDAGE

les grains vont se développer perpendiculairement au front de solidification dans la direction du gradient maximal de température. Ils vont se rejoindre au centre de la soudure en formant une ligne centrale de joints de grains successifs. Les soudures qui se solidifient avec cette forme étirée présentent une faible résistance à la fissuration à chaud à cause des impuretés et des constituants à bas points de fusion qui vont ségréger au centre de la soudure. La Figure 3-9 présente ces différences de structure de solidification.

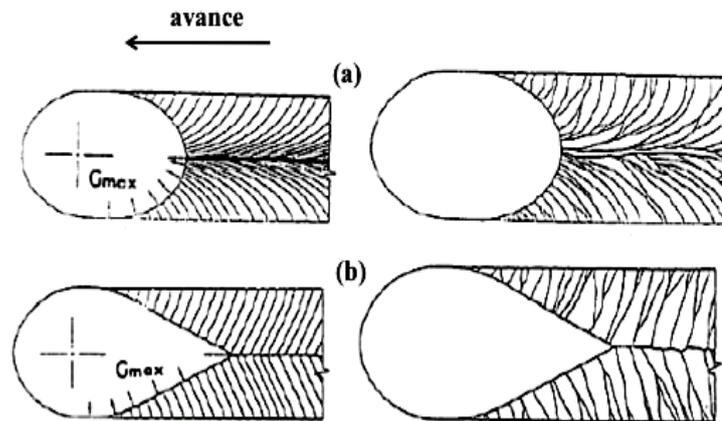


Figure 3-9: Structure de solidification en fonction d'une vitesse de soudage faible (a) ou plus importante (b).

3.6 Les défauts de soudage

Les défauts de formes sont des défauts visibles à l'échelle macroscopique. Ils décrivent l'état de forme du cordon par rapport à une morphologie idéale. Ils affectent la tenue en service de l'assemblage. Parmi ces défauts, on peut citer les principaux à savoir les caniveaux et l'effondrement du bain. D'autres défauts tels que les fissures ou les porosités ne modifient pas la morphologie du cordon mais affectent leur tenue mécanique par la création de zones fragiles.

3.6.1 Les fissures :

Le défaut le plus pénalisant pour la tenue en service de la pièce soudée est la fissuration (Figure 3-10). Les fissures sont causées par la présence de tensions internes trop importantes à l'intérieur du métal soudé. L'utilisation d'un métal d'apport incompatible avec le métal de base, un cordon trop petit ou des tensions internes créées par le retrait peuvent être à l'origine des fissures. Le bon choix du métal d'apport, un préchauffage approprié, une bonne

LES PROCEDES DE SOUDAGE

préparation des joints et la formation d'un cordon respectant les dimensions exigées peuvent donc prévenir les fissures.

On peut aussi distinguer deux types de fissurations selon le moment où elles surviennent à la suite d'une soudure : la fissuration à chaud et la fissuration à froid. Dans le cas des alliages légers (aluminium et magnésium), la fissuration la plus fréquemment rencontrée se produit à chaud.

Pour les alliages d'aluminium, 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.

La fissuration en cours de solidification dans le métal fondu est due à la ségrégation d'éléments d'addition dans les espaces interdendritiques, aux joints de grains. La ségrégation est responsable de la formation de liquides de composition eutectique à bas point de fusion, susceptibles de se séparer sous l'effet des contraintes de solidification (contraction volumique du bain de fusion de l'ordre de 5% en cours de solidification) et des contraintes de bridage dues à la géométrie et à l'épaisseur des pièces. La sensibilité à la fissuration dépend du pourcentage des éléments d'addition. Pour chaque alliage, il existe un domaine de composition où la sensibilité est maximale.

La fissuration en fin de solidification dans le métal de base se produit en limite de Zone Affectée Thermiquement (ZAT). Elle résulte de la formation de films liquides intergranulaires par suite de liquation de phases déjà en place ou formées par diffusion d'éléments au cours du chauffage de l'alliage.

3.6.2 Les porosités

Un autre type de défaut habituellement présent dans les cordons de soudure d'alliages légers tels que les alliages de magnésium et d'aluminium est la porosité. Les porosités se forment à la solidification. Elles proviennent du piégeage de l'hydrogène dont la solubilité diminue drastiquement lorsque le bain fondu passe de l'état liquide à l'état solide. Si l'hydrogène a été mis en contact avec le bain de fusion à l'instant de la solidification, une partie que le métal solide ne peut conserver en solution se retrouve sous formes de bulles de gaz que l'on nomme alors porosités. Les sources principales d'hydrogène sont les pollutions de surface des métaux de base et des métaux d'apport, l'humidité absorbée par la couche d'alumine, une mauvaise protection du bain de fusion, l'endommagement du circuit de gaz.

LES PROCÉDES DE SOUDAGE

Dans certains cas, on ne parlera pas de porosités mais de cavités. Ces dernières ressemblent aux porosités mais elles présentent une forme irrégulière, des dimensions plus importantes et proviennent de l'emprisonnement de gaz provenant du milieu extérieur lorsque le « keyhole » se referme. C'est un défaut qui est produit par l'instabilité du procédé de soudage et qui ne dépend pas d'une propriété intrinsèque du matériau.

Les défauts opératoires principaux sont :

Les caniveaux : manque de métal en bord de soudure, présentant la forme d'un sillon et s'étendant sur une importante longueur. Les caniveaux sont dus au retrait de solidification de l'alliage, à un mauvais mouillage du métal liquide sur le matériau de base et aux instabilités du bain de fusion. Ce défaut peut généralement être supprimé en modifiant les paramètres de soudage ou en utilisant du métal d'apport de nuance adéquate [77]. C'est un défaut courant en soudage aluminium, du fait des propriétés thermo-physiques du matériau : faible viscosité, faible tension de surface, haute température de vaporisation et haute conductivité.

L'effondrement du bain. Au cours de l'opération d'assemblage, le bain liquide s'affaisse sous l'action du champ gravitationnel (surtout si le volume fondu est important). Le cas extrême aboutit à la découpe de la pièce : le bain fondu supérieur tout entier s'écoule dans l'interface.

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

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.

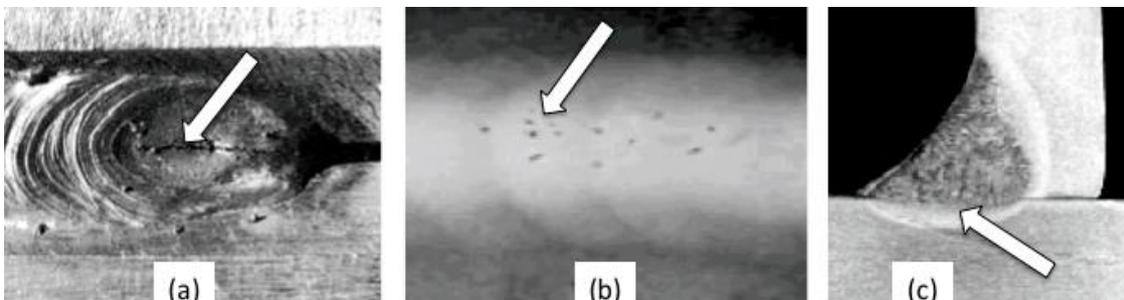


Figure 3-10: Exemples de défauts présents après soudage : (a) fissure (b) porosités, radiographie X (c) manque de pénétration [78].

LES PROCÉDES DE SOUDAGE

3.7 Soudabilité des alliages d'aluminium et de magnésium

L'aluminium présente des propriétés physiques et chimiques spécifiques qu'il est nécessaire de bien connaître pour l'obtention d'assemblages soudés de bonne qualité. La soudabilité est dominée par les caractéristiques physico-chimiques suivantes:

- Une conductibilité thermique élevée (susceptible de générer des manques de fusion).
- Un coefficient de dilatation thermique élevé (à l'origine de retraits de soudage importants et de la tendance à la déformation des pièces assemblées par soudage).
- La présence d'alumine en surface (responsable de la formation de soufflures et à l'origine d'inclusions).
- Une très faible solubilité de l'hydrogène dans l'état solide (à l'origine de la création de porosités), 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 et de la solubilité de l'hydrogène en maîtrisant les conditions opératoires. Ainsi, selon R. Develay [17], la réussite du soudage de l'aluminium repose sur deux conditions. En premier lieu, il est nécessaire de préparer le métal à souder et l'éventuel métal d'apport afin d'éliminer les éléments chimiques susceptibles de perturber le bain de fusion (couche d'alumine, corps gras...). En second lieu, le soudage doit être effectué 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 : dans le cas des alliages à traitement thermique soudés à l'état mûri ou revenu, le cycle de température inhérent au soudage détruit le durcissement structural et abaisse plus ou moins fortement la résistance mécanique du joint soudé selon que l'alliage a une vitesse critique de trempe plus ou moins élevée.

Si de façon générale tous les alliages d'aluminium sont soudables, ils ne se comportent pas tous de manière identique. Ainsi, les alliages à durcissement structural exempts de cuivre (série 6xxx) ont un cycle thermique de soudage qui affecte les caractéristiques mécaniques du

LES PROCÉDES DE SOUDAGE

métal de base, généralement à l'état trempé et revenu ; cette perte est rédhibitoire pour les alliages de cette série sauf s'il est possible de pratiquer un nouveau traitement de revenu sur la structure soudée [46].

Le choix des procédés de soudage pour l'assemblage de pièces en alliages de magnésium, est lui aussi principalement conditionné par les propriétés physiques et chimiques de ces derniers [79]. La conductivité thermique élevée de ces alliages impose l'utilisation de sources de chaleur à grande densité d'énergie afin de réduire la durée des cycles thermiques de soudage. A contrario, elle favorise une diminution du gradient thermique, et conduit à des déformations moins localisées.

Comme dans le cas de l'aluminium, il est impératif de procéder à un décapage préalable pour enlever la couche d'oxyde présente sur la surface des pièces à assembler. L'affinité chimique du matériau pour l'oxygène nécessite en outre une protection gazeuse très efficace du métal fondu et de la zone affectée thermiquement au cours du soudage.

La plupart des alliages de magnésium peuvent être soudés avec les procédés de soudage à grande densité d'énergie et permettant une protection efficace du métal contre l'action de l'oxygène par l'utilisation d'un gaz inerte. 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 [79], [80].

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 fonderie et non d'une opération de corroyage [81-83]. 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 [84], 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.

Le procédé FSW est une nouvelle technologie de soudage en pleine phase de développement qui a été inventé en 1991 par un institut britannique, le TWI (The Welding Institute). Elle

LES PROCÉDES DE SOUDAGE

consiste à réaliser un assemblage à l'état solide à l'aide d'un outil mis en rotation rapide dans le plan de joint des pièces à souder. Si ce procédé a été essentiellement utilisé pour le soudage des alliages d'aluminium dans la construction aéronautique et spatiale, des travaux récents s'intéressent à son application aux alliages de magnésium. Le lecteur pourra se référer aux articles [85-87] pour plus d'informations.

L'application du procédé laser aux alliages de magnésium, est relativement récente du fait que les alliages de magnésium possèdent certaines propriétés intrinsèques qui limitent leur assemblage par soudage laser : faible absorption du faisceau laser, forte tendance à l'oxydation, important coefficient de dilatation et de basses températures de fusion et d'ébullition. De plus, plusieurs problèmes comme l'instabilité du bain de fusion, les importantes projections et des défauts repérés dans les joints soudés comme les porosités [88], la fissuration [89], [90] et la perte des éléments d'addition [91] ont été rencontrés au cours du soudage laser des alliages de magnésium, freinant son développements.

Néanmoins, depuis la fin des années quatre-vingt-dix, des études paramétriques ont été menées, pour d'une part déterminer l'influence des paramètres du procédé de soudage Laser sur la qualité du cordon de soudure notamment la nature de la source laser, la puissance du faisceau laser, la position du point focal, la vitesse de soudage et le type du gaz de protection ; et d'autre part fixer les paramètres optimaux pour l'obtention de cordon de soudure de bonne qualité [80].

Si les premières expérimentations ont été menées à l'aide de Laser à gaz carbonique [92-95], très rapidement ce dernier a été remplacé par des Lasers à solide de type Nd:YAG plus efficace car leur rayonnement est mieux absorbé par le matériau et ils sont plus faciles d'utilisation dans un cadre industriel [96].

Les différentes études citées ont montré l'influence de la puissance du faisceau laser, de la vitesse de soudage et de la position du point focal sur l'évolution de la profondeur de pénétration et la largeur du cordon de soudure en surface. Pour illustrer l'importance de la protection gazeuse au cours du soudage des alliages de magnésium par faisceau, [94] et [95] ont fait varier la nature de la protection gazeuse. Ils ont soudé des plaques en AZ91 en utilisant l'hélium, l'argon et puis l'azote comme gaz de protection. Ils ont remarqué que l'hélium a donné un meilleur cordon en termes de qualité de surface et de profondeur de pénétration.

LES PROCEDES DE SOUDAGE

En plus de l'étude de soudabilité, plusieurs auteurs se sont intéressés à l'étude microstructurale des différentes zones d'une soudure après le soudage laser des alliages de magnésium. Les études réalisées ont permis d'identifier la zone fondue et la zone affectée thermiquement et de déterminer leur microstructure et leur dimension en fonction des paramètres de soudage et de l'alliage traité. Des expérimentations ont permis de montrer que le soudage laser permet d'obtenir une zone fondue de faible dimension (de l'ordre du millimètre) [97]. L'assemblage de tôles de faibles épaisseurs (2 à 3 mm) en alliage de fonderie AZ91 ou de corroyage AZ31, avec un Laser Nd-YAG permet d'obtenir des zones affectées thermiquement inférieures à 100 μm après optimisation des paramètres opératoires [96], [98].

Concernant les propriétés mécaniques après soudage, les résultats varient selon les alliages utilisés et surtout leur état avant soudage (écrouissage, précipitation). Toutefois, dans le cas des alliages non susceptibles de durcissement structural, les caractéristiques des joints après soudage Laser sont très proches de celles du matériau de base [80], [99].

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

4 Techniques expérimentales

4.1 Introduction

La réussite d'une soudure de bonne qualité est une opération d'une grande complexité. Elle nécessite d'abord une bonne compréhension technologique des procédés de soudage utilisés. Dans notre étude, ce sera les procédés TIG et Laser. La maîtrise opératoire est d'une grande importance pour la compréhension du comportement métallurgique et mécanique des jonctions réalisées. Nous présentons dans cette partie les dispositifs expérimentaux de soudage et les techniques de caractérisation utilisées.

4.2 Les techniques de soudage

4.2.1 Le procédé TIG

En pratique, plusieurs paramètres influent sur la morphologie du bain de fusion et sur la qualité de la soudure [100]. Parmi ces paramètres nous retrouvons principalement le type de courant, sa polarité, son intensité, la vitesse de soudage, le type d'électrode de tungstène et la nature du gaz utilisé.

Les procédés de soudage à l'arc peuvent être utilisés en courant continu (DC), avec électrode négative (EN) ou positive (EP), ou en courant alternatif (AC) [101]. Ces différentes configurations présentées sur la Figure 4-1 se traduisent par des différences de morphologies du bain de fusion.

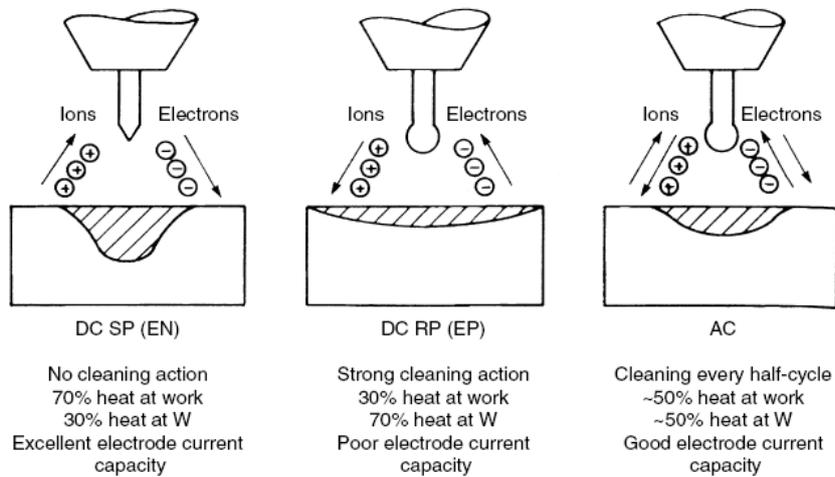


Figure 4-1: Influence du type de courant et de sa polarité sur la pénétration [53] [102].

- Courant continu polarité négative (DC EN)

En courant continu, 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 [101][102].

- Courant continu polarité positive (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 engendre un faible échauffement de la pièce de travail, un cordon moins pénétrant et plus large [101] [102]. 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 de 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.

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

- Courant Alternatif (CA)

Le soudage en courant alternatif réunit à la fois les caractéristiques du courant continu à polarité négative (DCEN) et positive (DCEP).

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 [78], [101].

Lorsque l'on soude les alliages d'aluminium et de magnésium en courant alternatif (courant sinusoïdal) il est recommandé d'employer la haute fréquence (HF). Elle produit des courants dits à haute fréquence de faible intensité superposés au courant de soudage. En fait ce sont des impulsions qui ont pour effet de faciliter l'amorçage de l'arc, de le stabiliser et de remédier aux interruptions qui peuvent se produire chaque fois que le courant alternatif passe par zéro [102].

- Courant Pulsé

Le courant pulsé est défini par : I_p courant de pic (en A), I_b courant bas (en A), T_p temps de passage en courant haut (en ms), T_b temps de passage en courant bas (en ms), T période soit $T_p + T_b$ et la fréquence de pulsation (en Hz) comme indiqué sur la Figure 4-2 [103].

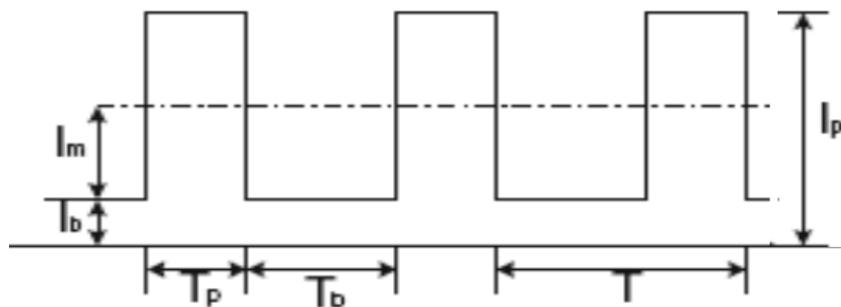


Figure 4-2: Principe du courant pulsé sur le TIG [103], [104]

La littérature [101] indique que le TIG pulsé présente des avantages indéniables quand il s'agit d'assemblage d'alliages d'aluminium tels que : le contrôle de la déformation, de faibles distorsions résiduelles, un affinage de grains [105]. Il n'existe pas autant de référence concernant les alliages de magnésium [106].

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

- Square waves (onde rectangulaire)

De plus en plus de postes TIG utilisent la technologie SQUARE WAVES [101], [78] en soudage. C'est un courant alternatif avec une onde rectangulaire qui permet non seulement de stabiliser l'arc au passage du zéro mais aussi de changer la polarité du courant alternatif en le rendant plus positif (ce qui favorise le nettoyage d'oxyde) ou plus négatif (ce qui favorise la pénétration) comme le montre la figure 4-3 ci-dessous.

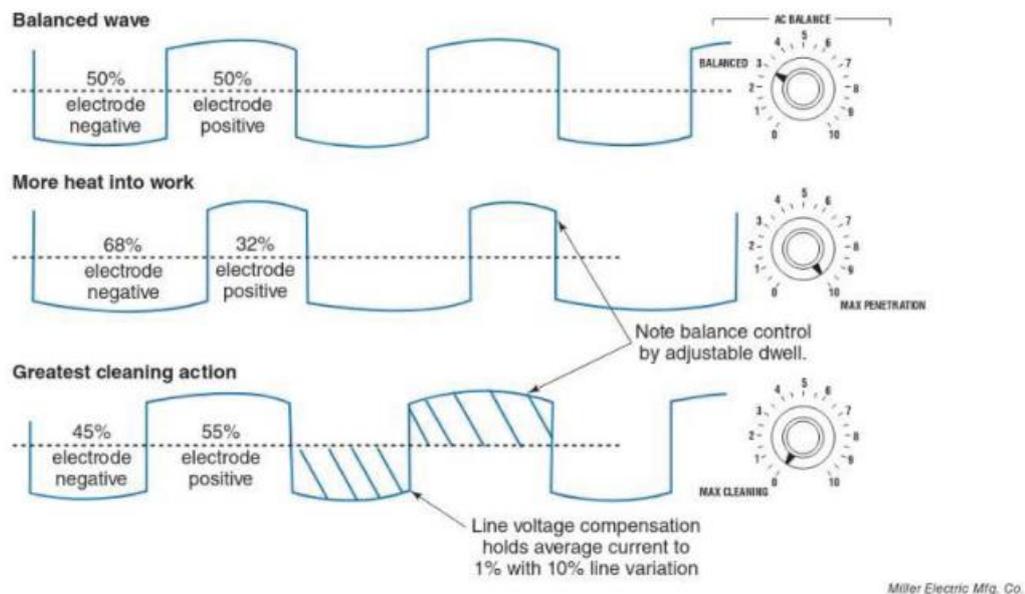


Figure 4-3: Utilisation d'une onde rectangulaire et effet de variation de son équilibre sur la polarité. [107-110]

- Nature de l'électrode de tungstène (W)

Il existe plusieurs types d'électrodes définies par la spécification AWS A5.12 [111] (Tableau 4-1). Celle-ci fournit les informations de bases sur les électrodes de tungstène utilisées pour le soudage TIG, en y incluant la classification, les types, dimensions, types de courant et gammes de courant, usages recommandés et les matériaux soudables pour chaque types d'électrodes ainsi que les gaz de protections appropriés (Tableau 4-2).

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Tableau 4-1: Classification des électrodes de tungstène [111]

AWS Classification	Color ^a	Alloying Element	Alloying Oxide	Nominal Weight of Alloying Oxide Percent
EWP	Green	—	—	—
EWCe-2	Orange	Cerium	CeO ₂	2
EWLs-1	Black	Lanthanum	La ₂ O ₃	1
EWTh-1	Yellow	Thorium	ThO ₂	1
EWTh-2	Red	Thorium	ThO ₂	2
EWZr-1	Brown	Zirconium	ZrO ₂	.25
EWG	Gray	Not Specified ^b	—	—

Tableau 4-2: Choix des types courants en fonction des diamètres d'électrodes [111].

Electrode Diameter		Use Gas Cup I.D.	Direct Current, A		Alternating Current, A	
			Straight Polarity ^b	Reverse Polarity ^b	Unbalanced Wave ^c	Balanced Wave ^c
in.	mm	in.	DCEN	DCEP		
0.010	0.25	1/4	up to 15		up to 15	up to 15
0.020	0.50	1/4	5-20		5-15	10-20
0.040	1.00	3/8	15-80		10-60	20-30
1/16	1.6	3/8	70-150	10-20	50-100	30-80
3/32	2.4	1/2	150-250	15-30	100-160	60-130
1/8	3.2	1/2	250-400	25-40	150-210	100-180
5/32	4.0	1/2	400-500	40-55	200-275	160-240
3/16	4.8	5/8	500-750	55-80	250-350	190-300
1/4	6.4	3/4	750-1100	80-125	325-450	325-450

a. All values are based on the use of argon as the shielding gas.

b. Use EWTh-2 electrodes.

c. Use EWP electrodes.

Chaque variété d'électrodes a une influence sur la stabilité de l'arc. A titre d'exemple l'électrode de tungstène pure (EWP) produit un flux de chaleur (capacité d'émission d'électrons) de 20% plus faible qu'une électrode de tungstène thorié (EWTh2) pour une même intensité.

- Gaz de protection

Le tungstène étant un matériau très oxydable et l'oxyde de tungstène se sublimant à basse température, le gaz de protection en soudage TIG ne peut contenir ni oxygène ni gaz carbonique [112].

L'argon et l'hélium peuvent être utilisés quels que soient les matériaux à souder mais leurs caractéristiques physiques respectives leur confèrent des effets spécifiques en soudage. L'argon a un potentiel d'ionisation très inférieur à celui de l'hélium (respectivement 15,7 et 24,5 eV) et une conductivité électrique très supérieure. Il en résulte qu'il est beaucoup plus facile d'amorcer un arc et de le stabiliser sous argon que sous hélium mais aussi, qu'un arc

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

d'une longueur donnée est, pour une même intensité, plus énergétique sous hélium que sous argon (tension plus élevée).

Le tableau 4-3 ci-dessous résume les paramètres technologiques du procédé en fonction du type de métal à souder.

Tableau 4-3: Paramètres technologique du procédé TIG [111]

Type de métal	Épaisseur	Type de courant	Électrode	Gaz de protection
Aluminium	Toutes Épais seulement Mince seulement	Alternatif (CA) CCPN CCPI	Pure ou au zirconium Thoriée Thoriée ou au zirconium	Argon ou argon-hélium Argon ou argon-hélium Argon
Cuivre, alliages de cuivre	Toutes Mince seulement	CCPN Alternatif (CA)	Thoriée Pure ou au zirconium	Argon ou argon-hélium Argon
Alliages de magnésium	Toutes Mince seulement	Alternatif (CA) CCPI	Pure ou au zirconium Thoriée ou au zirconium	Argon Argon
Nickel, alliages de nickel	Toutes	CCPN	Thoriée	Argon
Carbone, acier faiblement allié	Toutes Mince seulement	CCPN Alternatif (CA)	Thoriée Pure ou au zirconium	Argon ou argon-hélium Argon
Acier inoxydable	Toutes Mince seulement	CCPN Alternatif (CA)	Thoriée Pure ou au zirconium	Argon ou argon-hélium Argon ou argon-hydrogène
Titane	Toutes	CCPN	Thoriée	Argon

4.2.2 Dispositif expérimental TIG :

Les procédures expérimentales sont entièrement conçues, mises au points et réalisées à l'atelier de soudage du CRTI (Ex Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle(C.S.C)) à Cheraga (Alger). Plusieurs dispositifs sont utilisés avec différents postes à souder seul celui est présenté sur cette partie comme montré sur la figure 4-4.

TECHNIQUES EXPERIMENTALES



Figure 4-4: Dispositif expérimental du soudage TIG

Il est composé d'un poste de soudage de type Lincoln Square Wave TIG 355 avec possibilité de travail en courant continu, alternatif et pulsé, d'un système de bridage et d'un dispositif de protection envers assuré par du gaz argon de qualité industrielle. La commande du poste de soudage permet d'agir sur la nature du courant alternatif et sur courant pulsé en agissant sur la fréquence, le courant bas (pourcentage du courant pré-réglé) et les temps de passage en courant bas et courant de pic. Le déplacement de la torche s'est effectué en mode manuel par un soudeur de grandes qualifications reconnues.

Le suivi de l'opération de soudage par thermographie est effectué par une caméra infrarouge Thermo Vision A40 M de FLIR SYSTEMS pilotée par un logiciel Thermo CAM Research pro2.9. (Figure 2.I.4).

La thermographie est une technique non destructive appliquée dans la détection de défaut lors d'une opération de soudage mais aussi la répartition du champ thermique.

4.2.3 Le principe de la thermographie :

La thermographie IR est la technique d'enregistrement et de visualisation sans contact du rayonnement thermique des objets. Elle est destinée à l'analyse des distributions de température de surfaces [113]. 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

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

alors l'information reçue en un signal qu'il transmet vers l'afficheur. Comme indiqué sur la figure 4-5.

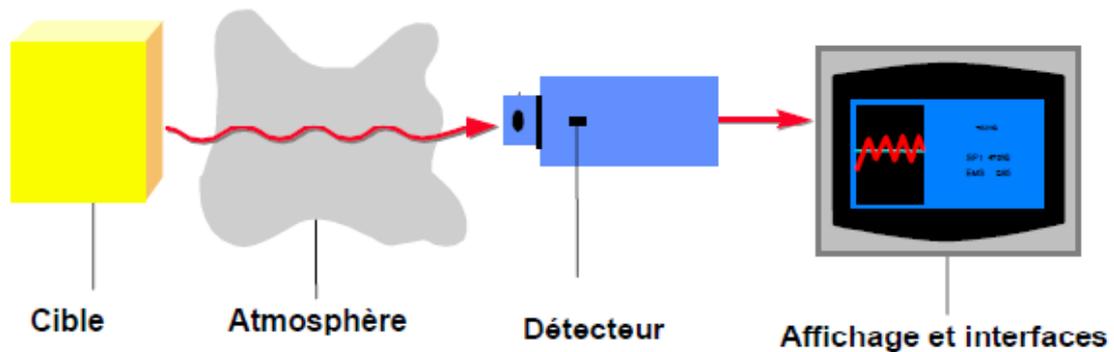


Figure 4-5: Système de mesure par infrarouge [114].

Tout corps ayant une température (T) supérieure au zéro absolu (-273°C ou 0°K) 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 [114]. Les mouvements des molécules étant synonyme de mouvement de charge, ils génèrent des radiations électromagnétiques de type infrarouge [115], [116].

La bande spectrale de l'infrarouge est elle aussi divisée en plusieurs parties. Ces sections de la bande infrarouge sont définies sur la figure 4-6 ci-dessous

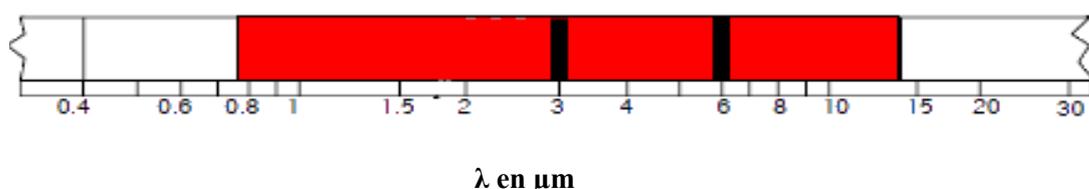


Figure 4-6: Domaine infrarouge du Spectre de rayonnement électromagnétique.

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 . [114][115].

Les facteurs influents les mesures thermographiques sont principalement:

Facteur de réflexion ρ

Facteur d'absorption α

Facteur de transmission

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

émissivité ε : est une propriété des surfaces c'est l'aptitude du matériau/ corps à émettre du rayonnement infrarouge. Avec $\varepsilon=1$ cas du corps noir et $\varepsilon<1$ dans le cas de la nature du matériau et son état de surface, de la longueur d'onde, de la direction d'émission et de la température du matériau [115], [116]. Le passage du champ de température de surface fournis par une caméra infrarouge à la distribution des sources de chaleur est une opération délicate [117] au vu des différents paramètres physiques qui peuvent intervenir en fonction du type du domaine d'application et sur le type de matériau utilisé. Dans ce travail, nous n'allons pas expliquer les phénomènes physiques [118], [119] liés à la technologie ni même la physique de l'interaction source de chaleur et caméra thermique mais simplement l'exploitation de la technique dans l'acquisition qualitatif du champ thermique.

En soudage, les paramètres varient en fonction de l'épaisseur, de la conception des joints et de la configuration de soudage, en automatique ou en manuel.

L'interaction entre les nombreux paramètres opératoires du soudage TIG ne permet pas de définir des paramètres de soudage optimum pour une application donnée du fait que le facteur humain influe sur la stabilité de la hauteur d'arc [120] et par conséquent, sur la non constance des paramètres. Cependant des «fenêtres de travail» peuvent être établies en essayant de trouver les meilleurs compromis en fonction des connaissances de l'influence des différents paramètres. En général des combinaisons entre la tension, l'intensité et la vitesse de soudage permettent d'obtenir des résultats satisfaisants.

Ces trois paramètres ont une influence sur l'énergie que peut produire l'arc et par conséquent sur l'énergie dissipée lors du soudage définie par :

$$E = [U\eta] / v \quad [120]$$

Avec U tension (en V), I intensité (en A), v vitesse (en m/s) et η rendement de l'arc du procédé TIG.

Pour le cas d'un courant pulsé (CP) cette énergie est définie par :

$$E = \eta (U * I_m) / V \quad \text{avec } I_m = [(I_p * T_p) + (I_b * T_b)] / (T_p + T_b) \quad [121]$$

I_m est l'intensité moyenne de soudage (en A).

Durant nos travaux expérimentaux sur l'alliage 2024-T3 et AM60, nous avons utilisé les deux courants CA et CP.

Pour le courant CA, nous avons fait varier l'effet pénétrant de la sinusoïde et l'effet nettoyant et nous avons opté pour un équilibre entre les deux effets. Il en est de même en soudage TIG avec le courant pulsé.

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Les campagnes d'essais d'optimisation en fixant certaines conditions opératoires à savoir :

- le type de gaz de protection (argon) et le diamètre de l'électrode de tungstène (1,6 à 2 mm) ;
- le type de courant. Avec le courant alternatif (CA), l'action du nettoyage d'oxyde durant l'alternance positive et l'action de pénétration durant l'alternance négative sont équilibrées et avec un courant pulsé, l'écart et la durée de passage entre le courant de pic et le courant bas sont fixes et égaux et seule la fréquence varie.

Ces paramètres sont appliqués pour toutes les expériences réalisées. L'objectif est d'obtenir le meilleur couple paramètres/qualité esthétique de la soudure. Les assemblages retenus seront ensuite étudiés d'un point de vue métallurgique et mécanique. Les soudages sont effectués sur des plaques d'alliages 2024-T3 d'épaisseurs 2 mm et sur l'alliage AM60 d'épaisseur de 3 mm, sur des longueurs et largeurs variables (selon la disponibilité des matériaux).

Il est aussi important de suivre certaines règles technologiques que la littérature [122] préconise pour réaliser les assemblages objets de notre étude à savoir :

- une préparation des bords à souder, en les nettoyant avec une brosse métallique en inox, à l'acétone, puis à l'éthanol après polissage au papier abrasif ; ceci pour éviter toute contamination qui pourrait être une cause de formation de porosité ou de fissuration à chaud ;
- un bridage pour éviter les déformations ;
- une protection à l'envers avec un gaz inerte pour éviter l'oxydation et la formation d'oxyde à la racine.

Le mode manuel du soudage TIG nous impose cette étude paramétrique afin de définir les paramètres optimaux permettant à l'opérateur d'exécuter avec aisance des soudures pénétrantes, indemnes de fissures avec un minimum de défauts volumiques.

Cependant, il est important de signaler que plusieurs soudures avec plusieurs paramètres sont réalisées que ce soit en TIG à courant alternatif(CA) ou à courant pulsé(CP) pour s'assurer de la répétabilité des résultats mais seules quelques soudures seront présentées dans ce manuscrit qui feront l'objet de caractérisations métallurgiques et mécaniques.

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

4.2.4 Dispositif Laser.

Les essais ont été réalisés au Laboratoire PIMM au centre ENSAM de Paris à l'aide d'un laser Yb:YAG continu de 10kW pompé par diodes de type Trudisk 10002, de marque TRUMPF. La longueur d'onde de ce laser est de **1030 nm (Figure 4-7)**.

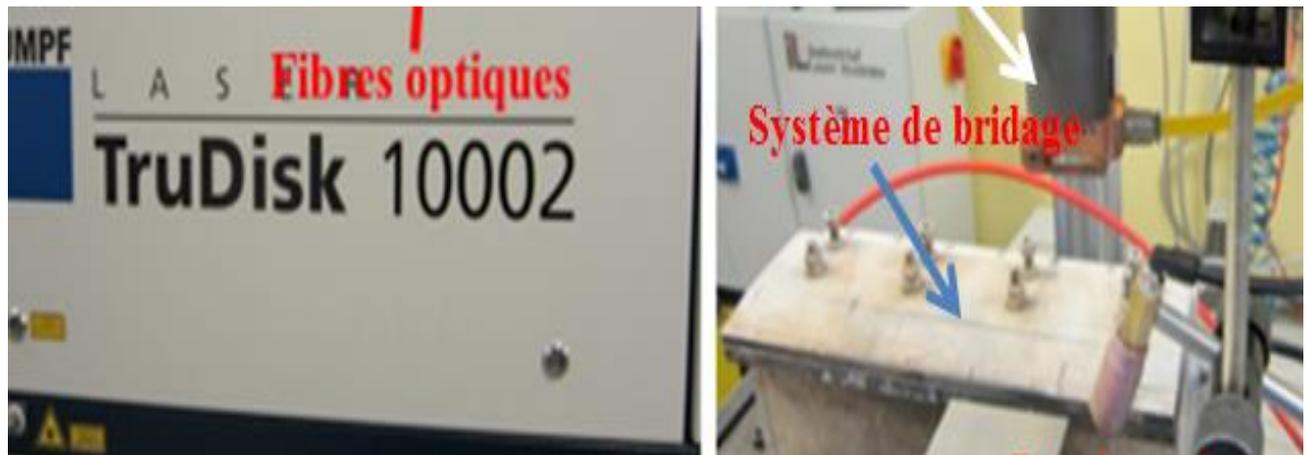


Figure 4-7: Dispositif du soudage laser Yb : YAG

Ce laser est équipé d'une fibre optique de 400 μm de diamètre de cœur. Après avoir traversé la fibre optique, le faisceau laser est focalisé sur la pièce à assembler par une optique de soudage. Le faisceau laser, divergent à la sortie de la fibre optique, est rendu parallèle par la lentille de collimation et est ensuite focalisé sur la pièce à souder par l'objectif de focalisation, Figure 4-8.

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

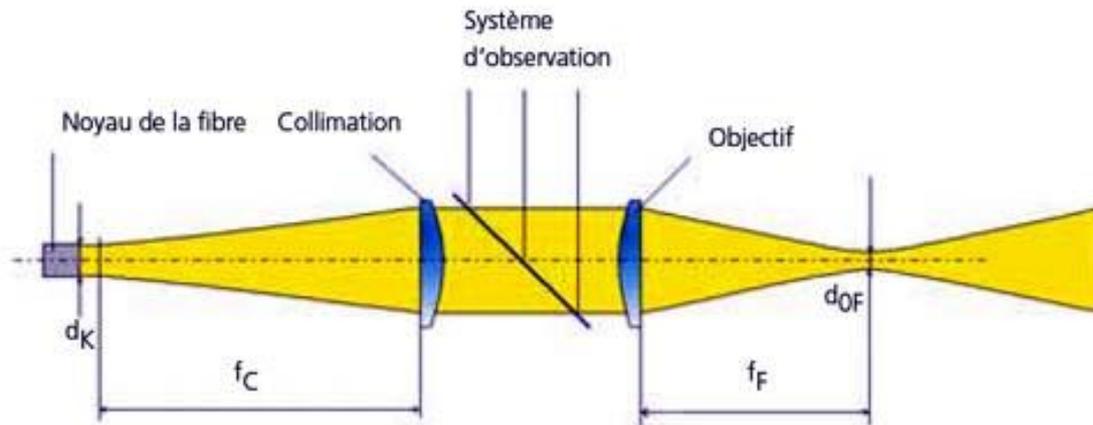


Figure 4-8: Constitution schématique d'une optique de focalisation.

La distance entre l'extrémité de la fibre optique et la lentille de collimation est déterminée par la focale de collimation f_c . Nous avons utilisé une lentille de collimation standard TRUMPF de 200 mm. La distance entre la lentille de focalisation et le point focal est déterminée par la focale de l'objectif f . Le diamètre du point focal et la profondeur de champ dépendent du rapport optique (f/f_c). Les essais ont été réalisés avec une lentille de focalisation de 300 mm. Le diamètre focal est égal au rapport optique multiplié par le diamètre de la fibre, soit dans notre cas un spot sur pièce de diamètre 600 μm . Toutes les optiques utilisées sont des optiques standard TRUMPF. La figure 4-9 ci-dessous met en évidence le chemin optique de la source laser.

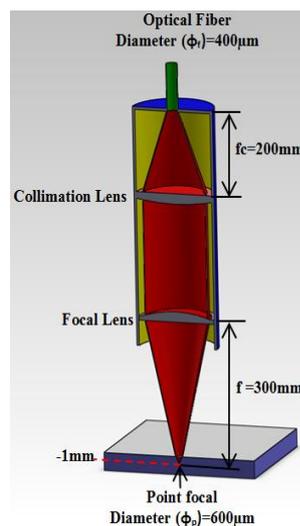


Figure 4-9: Chemin optique du faisceau laser Yb : YAG

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Nous avons utilisé aussi un dispositif bi-spot. Une lame est insérée entre la lentille de collimation et la lentille de focalisation, Figure 4-10.

Cette optique permet de séparer le faisceau laser en deux faisceaux partiels de même puissance qui sont focalisés par l'objectif figure 4-10(c).

Deux positionnements peuvent être utilisés transverse ou longitudinal. Dans notre cas nous avons utilisé le sens transverse, Figure 4-11.

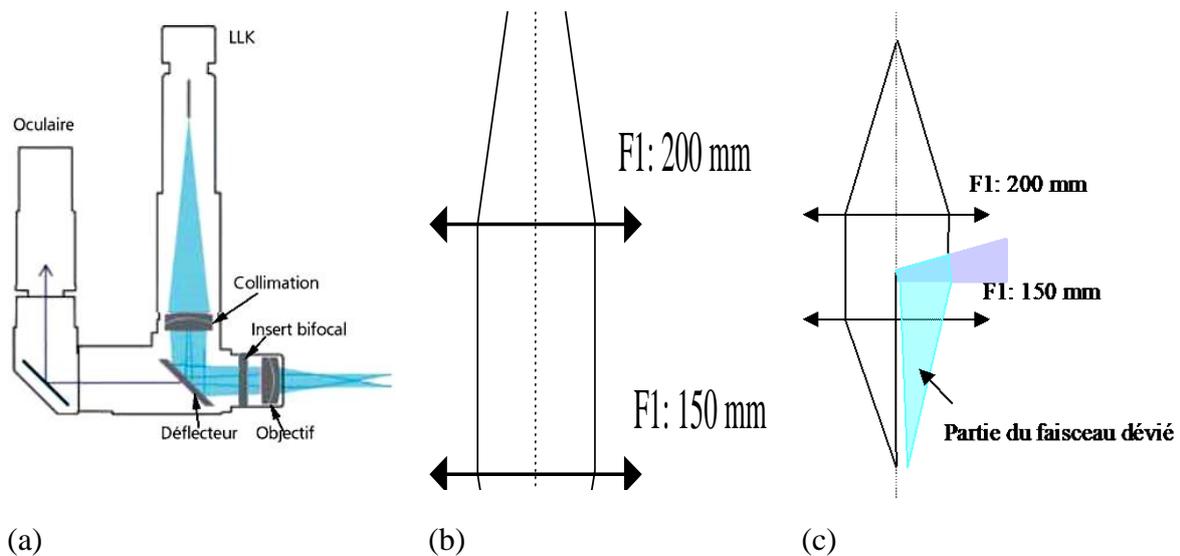


Figure 4-10: (a) Positionnement de la lame bi-spot, (b) focalisation optique standard, (c) focalisation avec lame séparatrice bis-spot

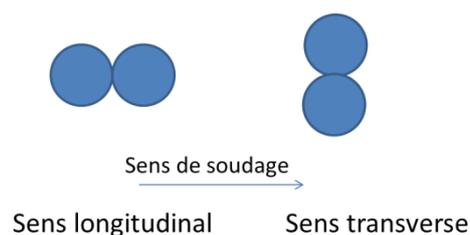


Figure 4-11: Positionnement des spots Laser

Comme dans le cas du soudage TIG, la nécessité de maîtriser les paramètres technologiques de soudage Laser est, aussi un des objectifs de notre travail. Nos premiers essais de paramétrage sont réalisés en faisant varier le couple puissance - vitesse de soudage en fixant d'autres paramètres influents comme le débit de gaz, le diamètre de la tache focale ($600 \mu\text{m}$) et la position de la focale située à une distance de 1mm sous la surface. L'objectif est de

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

définir les paramètres optimums répondant à une qualité telle que définie par la norme Norme NF L06-395.

4.3 Techniques de caractérisation

4.3.1 La microscopie optique

C'est une technique de base en analyse métallurgique. Dans notre cas, elle permet d'apprécier l'évolution des transformations microstructurales des différentes zones (ZF, ZL, ZAT, MB) mais aussi d'observer différents défauts tels que micro fissures et porosités. Les observations macroscopique est microscopique sont effectuées sur un macroscopie Leica doté d'une caméra CCD avec une interface d'analyse et de mesure et des objectifs de grossissement variables allant jusqu'à 30X et d'un microscope optique Olympus BX41M avec camera CCD et logiciel de prise d'images et de mesures.

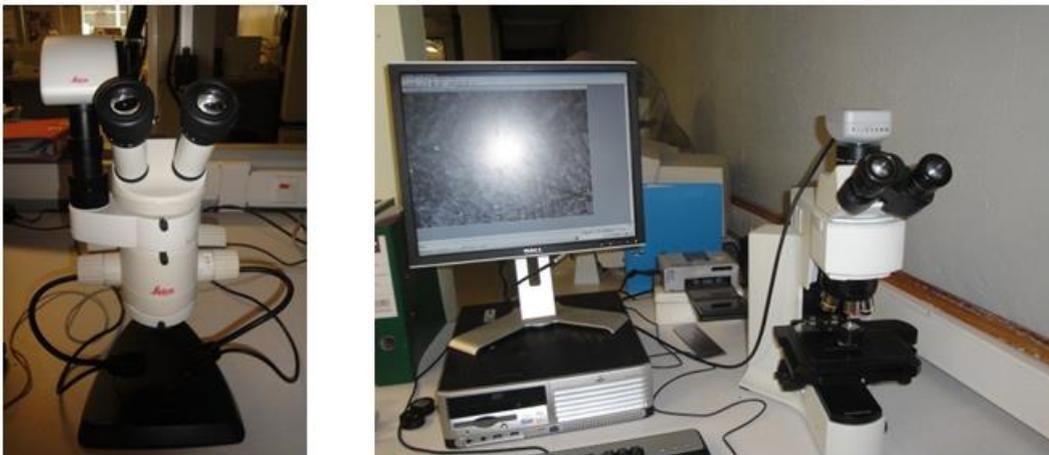


Figure 4-12: Microscopie optique (a) macroscopie Leica, (b) microscope

4.3.2 La microscopie électronique à balayage (MEB)

La microscopie électronique à balayage (MEB) est une technique permettant de produire des images en haute résolution de la surface d'un échantillon en utilisant le principe des interactions électrons matière. L'interaction entre le faisceau d'électrons émis par la pointe et l'échantillon génère des électrons secondaires de basse énergie qui sont accélérés vers un détecteur d'électrons secondaires qui amplifie le signal. L'intensité de ce signal électrique dépend à la fois de la nature de l'échantillon au point d'impact électrons incidents/matière, qui

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

détermine le rendement en électrons secondaires et de la topographie de l'échantillon au point considéré. Il est ainsi possible en déplaçant le faisceau sur l'échantillon, d'obtenir une image de la zone balayée avec une très haute résolution.

L'interaction entre les électrons incidents et la matière produit aussi en plus des électrons secondaires tout un spectre de particules ou rayonnements et en particulier les électrons rétrodiffusés et les rayons X. Ces différentes particules ou rayonnements apportent différents types d'informations sur la matière dont est constitué l'échantillon.

Les électrons rétrodiffusés sont sensibles au numéro atomique des atomes constituant l'échantillon. Les atomes les plus lourds (ceux ayant un nombre important de protons) réémettront plus d'électrons que les atomes plus légers. Les zones formées d'atomes avec un nombre atomique élevé apparaîtront ainsi plus brillantes que d'autres, c'est le contraste de phase. Cette méthode permettra de mesurer l'homogénéité chimique d'un échantillon et permettra une analyse qualitative des phases en présence.

Enfin, les rayons X émis peuvent être aussi utilisés pour analyser semi quantitativement les éléments présents dans chaque phase, par analyse spectrométrique par dispersion d'énergie ou EDS [123].

Un microscope électronique à balayage JEOL JSM 7001F équipé d'une sonde EDS Oxford a été utilisé dans cette étude (Figure 4-13). La technique a été principalement employée pour la caractérisation chimique des phases en présence et l'observation des faciès de rupture sur les échantillons rompus, de manière à tenter de dégager des informations supplémentaires sur les mécanismes responsables de la fissuration.



Figure 4-13: Microscope électronique à balayage JEOL JSM 7001F (ENSAM Campus d'Aix-En-Provence).

4.3.3 La diffraction des électrons rétrodiffusés

La diffraction des électrons rétrodiffusés ou EBSD (Electron BackScattered Diffraction) est une technique d'analyse cristallographique locale s'opérant au sein d'un microscope électronique à balayage.

Lorsqu'un faisceau d'électrons de haute énergie est envoyé sur un échantillon polycristallin, on peut observer un phénomène de diffraction de ces électrons par le matériau suivant la loi de Bragg.

Le phénomène de diffraction s'effectue suivant toutes les directions de l'espace générant des cônes de diffractions pour chaque plan cristallographique diffractant. Les cônes de diffraction produits sont collectés partiellement avec un écran de phosphore réalisant la conversion des électrons diffractés en photons. Le cliché de diffraction obtenu (Figure 4-14) se compose alors de lignes paraboliques, les bandes de Kikuchi, résultant de l'interception des cônes de diffraction avec l'écran de phosphore.

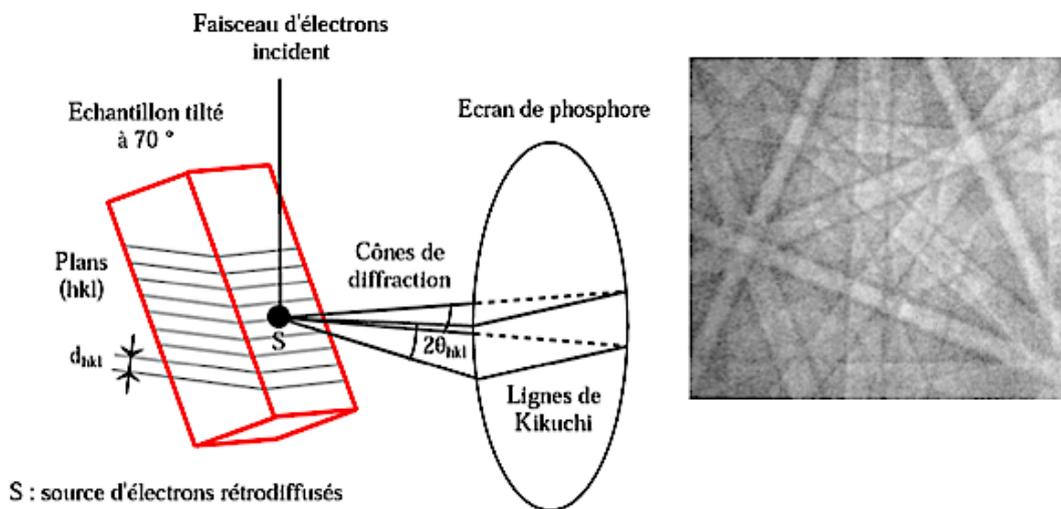


Figure 4-14: Schéma de principe de l'EBSD et cliché de diffraction obtenu sur du nickel avec une tension d'accélération de 20 kV

L'écran est positionné à une distance adéquate de l'échantillon de manière optimiser l'acquisition du cliché de diffraction. Le cliché de diffraction est numérisé grâce à une camera CCD 2D (conversion des photons en électrons) et exploité à partir d'un traitement d'image utilisant la transformée de Hough. Celle-ci permet de repérer automatiquement les bandes de Kikuchi et ainsi :

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

- de calculer les angles interplanaires,
- de les comparer avec les angles théoriques,
- d'identifier les plans diffractant,
- de calculer l'orientation du cristal dans le repère de l'échantillon, cette orientation étant définie par les 3 angles d'Euler (φ_1 , Φ , φ_2).

En répétant ces opérations avec un pas défini sur une zone définie, une cartographie des orientations cristallines locales de la surface de la zone sondée est obtenue.

Les analyses EBSD sont riches en information. Leur exploitation renseigne non seulement sur la texture cristallographique mais aussi sur la morphologie de la zone sondée (taille, forme et arrangement des cristallites). En outre, elles permettent d'avoir une vision statistique de la microstructure et d'en extraire des données quantifiées. Il est notamment possible de reconstruire les cristallites et ainsi d'obtenir la distribution des tailles ou encore d'identifier la désorientation entre cristallites adjacentes. Ce dernier point permet de générer des cartographies repérant les différents types de joints de grains et d'en déterminer la distribution.

Les acquisitions réalisées dans nos travaux ont été obtenus à l'aide d'une camera Nordlys et d'un système d'acquisition et de traitement HKL CHANNEL 5.

4.3.4 La diffraction des rayons X (DRX)

Les évolutions des phases et précipités sur les différentes zones de la soudure (MB-ZAT-ZF) ont été déterminés par diffraction des rayons X (XRD).

Considérons une famille de plans réticulaires $\{hkl\}$ équidistants de d_{hkl} et un faisceau de rayons X monochromatique de longueur d'onde λ incident, formant un angle θ avec chacun des plans de la famille (figure 4-15). Bragg a considéré que le plan sur lequel arrive le faisceau agit comme un miroir, donc qu'il y a réflexion du faisceau, et qu'il en est de même pour tous les plans de la famille se situant au-dessous. Il a défini une relation dite loi de Bragg qui exprime la condition de diffraction. Elle est définie par :

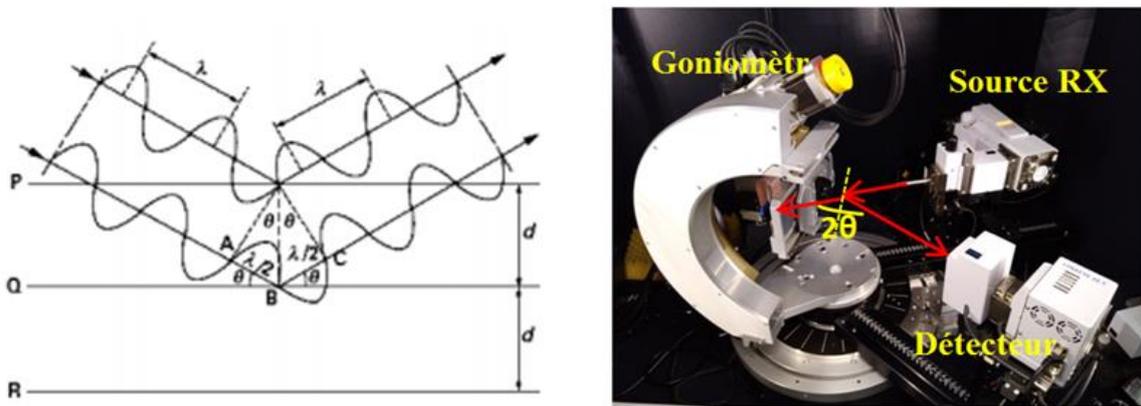


Figure 4-15: Schéma du principe de la DRX et du dispositif expérimental

Le Principe de la diffraction des rayons X pour la mesure des phases se base sur la loi de Bragg définie par : $2d_{hkl} \sin \theta = n\lambda$. Avec

d_{hkl} = distance réticulaire de la famille des plans {hkl}(distance inter réticulaire)

θ = demi-angle de déviation (moitié de l'angle entre le faisceau incident et la direction du détecteur);

λ en pratique c'est la longueur d'onde de l'anticathode utilisée pour l'analyse.

n = ordre de réflexion (nombre entier) ;

Les analyses sont réalisées sur un équipement Bruker D8 Discover XRD (figure 4-15) a été utilisé avec un rayonnement Cu $K\alpha$ radiation ($\lambda \approx 0.154$ nm), fonctionnant à 40 kV de puissance et 40 mA courant et un diamètre focal de 0,3 mm. Les échantillons ont été scannés de $2\theta = 20^\circ$ to 90° , avec un temps de comptage de 2 s / pas et un pas de $0,015^\circ$.

Les zones analysées sont présentées dans (Figure 4-16).

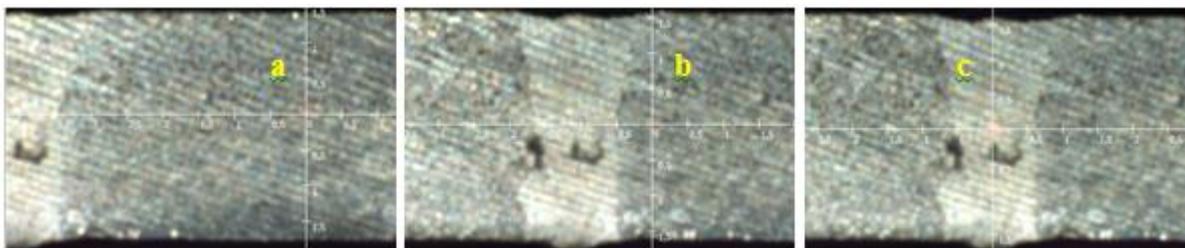


Figure 4-16: Analyse DRX des zones: (a) MB, (b) HAZ, (c) FZ.

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

L'identification des phases est réalisée à l'aide du logiciel HighScore Plus de PANalytical qui permet la superposition des fiches PDF2 (Powder Diffraction File), de l'ICDD (International Centre for Diffraction Data), avec le diffractogramme obtenu. Après traitement du diffractogramme (détermination du bruit de fond, des positions des pics et le profil de raie) le logiciel attribue à chaque fiche un score, tel que le score le plus élevé correspond à la phase la plus probable.

4.3.5 Préparation des échantillons

Les observations métallographiques au microscope optique et au MEB sont réalisées après un polissage classique à l'aide de papiers abrasifs Sic ((granulométries 240, 400, 600, 800, 1200). Les échantillons sont rincés à l'eau entre chaque papier, à l'éthanol puis séchés. Un polissage de finition est effectué sur papier feutre (spécifique aux alliages d'aluminium ou de magnésium afin d'éviter toute contamination) en utilisant comme agent de polissage une solution diamantée de 3 μ m puis 1 μ m. Les échantillons sont rincés à l'éthanol entre chaque disque puis séchés.

Le réactif d'attaque utilisé pour l'aluminium 2024-T3 est le réactif de KELLER de composition : 1 ml HF (48%), 1,5 ml HCl, 2,5 ml HNO₃ et 100 ml d'eau.

Cette solution d'attaque est utilisée durant une quarantaine de secondes. Elle permet de révéler les microstructures des différentes zones constituant le joint de soudure.

Pour le magnésium, nous avons utilisé une solution d'acétique glycol [124], [125] de composition : 19 ml d'eau, 60 ml d'éthylène glycol, 20 ml d'acide acétique et 1 ml HNO₃.

Ce réactif permet de mettre en évidence les joints de grain.

Un nettoyage des échantillons dans un bac à ultrasons puis un rinçage à l'éthanol est toujours appliqué avant et après attaque chimique avant observation en microscopie.

Une attention particulière est portée à la préparation des échantillons pour la caractérisation en EBSD. La littérature préconise l'utilisation du polissage électrolytique car l'écrouissage de surface dû au polissage mécanique est nuisible à une bonne acquisition des bandes de Kikuchi. Pour les échantillons en aluminium destinés à l'EBSD, nous avons terminé le travail de préparation par une attaque électrolytique avec une solution d'acide nitrique (30%) dans de l'éthanol à une température de - 15°C et une tension de 14 V pendant 60 s [126], [127].

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Par contre pour l'alliage d'aluminium AM60 a été attaqué avec une solution de 10 ml d'acide nitrique, 30 ml d'acide acétique, 40 ml d'eau, 120 ml d'éthanol pendant 10 s [128]. Ce réactif permet de mettre en évidence les structures des grains.

4.3.6 Caractérisations mécaniques

4.3.6.1 Microdureté Vickers (HV)

Les essais de microdureté Vickers ont été effectués au laboratoire MSMP du Campus ENSAM d'Aix-en-Provence. Les échantillons sont préparés de la même manière que pour la microscopie optique, sans l'attaque chimique finale. Chaque indentation est effectuée sous une charge de 500gf pendant 15 secondes. Ces essais ont été conduits sur une machine Leica type VMHT (Figure 4-17).



Figure 4-17: Image microdurometre Vickers Leica VMHT.

4.3.6.2 Essai de traction

Les essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées sur les coupons soudés par découpe au jet d'eau. Le mode de prélèvement des éprouvettes et leurs dimensions sont indiqués sur la figure 4-18.

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

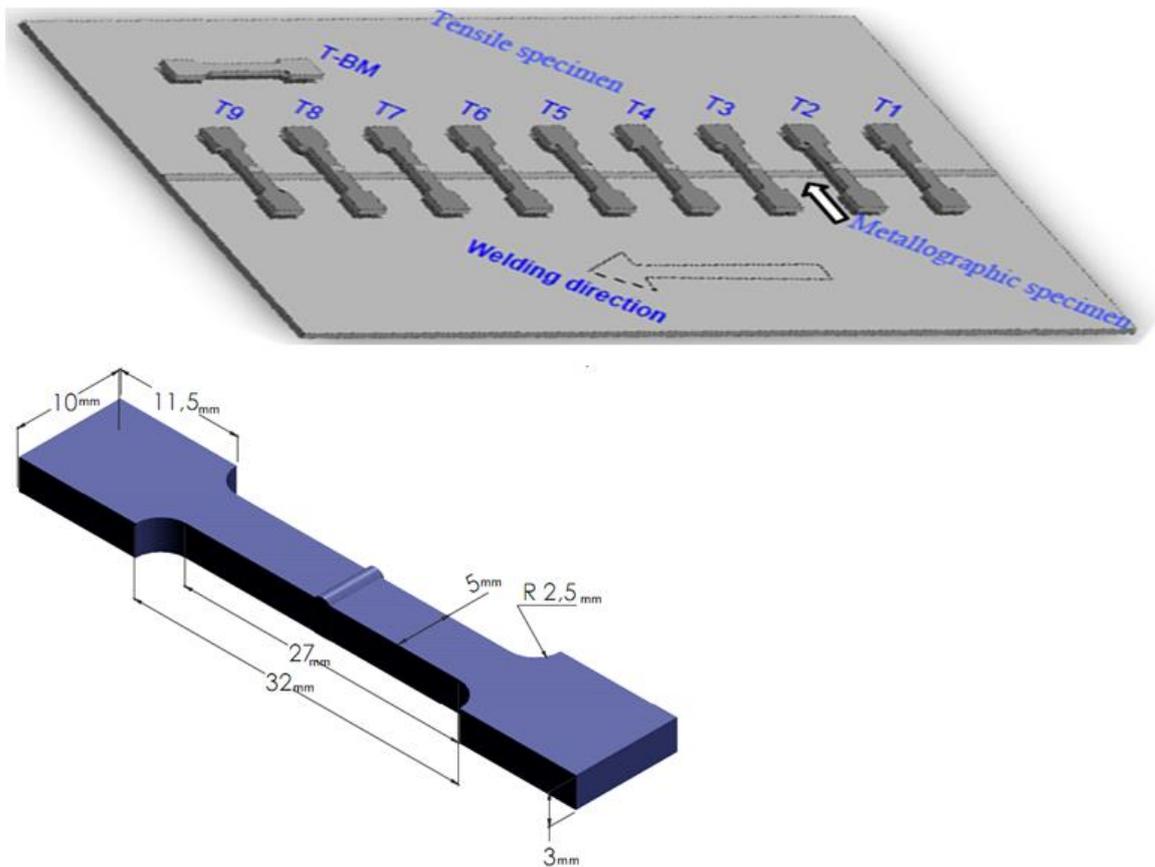


Figure 4-18: Prélèvement et Dimensions de l'éprouvette de traction.

Les essais de traction sont réalisés au laboratoire MSMP du Campus ENSAM d'Aix-en-Provence sur une machine de traction de marque Kammrath et Weiss, in-situ de charge maximale de 5KN dotée d'un capteur de déplacement d'une course maximale de 12mm. La vitesse de sollicitation est de $5\mu\text{m/s}$ (figure 4-19). L'avantage de cette machine est la possibilité de faire plusieurs essais sur des éprouvettes de faibles dimensions (figure 4-19) mais aussi la possibilité de faire effectuer les essais directement sous microscope optique ou MEB.

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

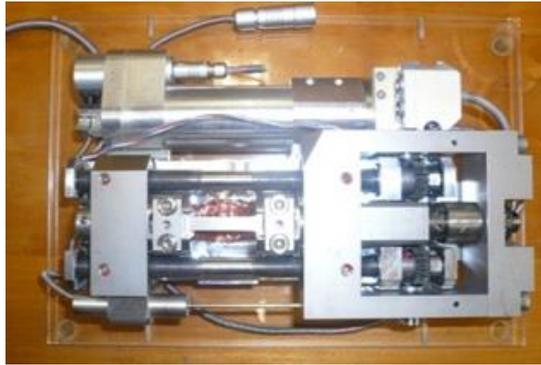


Figure 4-19:machine de traction Kammrath et Weiss.

Une autre machine de traction du CRTI est utilisée dans le cadre de la mise en œuvre des essais de traction par corrélation d'image DIC.

4.3.6.3 Essai de traction par corrélation d'images numérique DIC

La corrélation d'image numérique (DIC) est une méthode optique sans contact pour la mesure du déplacement et de la déformation. Un DIC bidimensionnel (2D-DIC) a été proposé pour mesurer la déformation d'échantillons plans 2D par une caméra monoculaire [129]. La surface photographiée est recouverte de motifs fins de mouchetures artificielles à contraste élevé requis obtenus en pulvérisant des points de peinture noire sur la surface entièrement recouverte de peinture blanche [130].

Cette technique nécessite une caméra pour capturer des images et une source de lumière pour éclairer l'échantillon. L'appareil photo est monté sur un trépied pour capturer les images, l'éprouvette est montée sur n'importe quelle machine d'essai mécanique. La charge est appliquée graduellement sur l'échantillon et des images consécutives sont capturées à l'aide d'un appareil photo numérique pour évaluer les changements qui se produisent en surface et comprendre le comportement de l'éprouvette. Les images sont enregistrées dans l'ordinateur [131].

La précision des mesures DIC dépend essentiellement du motif, de la qualité de l'image et des paramètres d'entrée pour le traitement des données [132]. Une acquisition rapide des données est possible et convient pour détecter les déformations et les déplacements des régions élastiques aux régions plastiques [131].

La théorie fondamentale du DIC est basée sur le suivi de la variation planaire (2D) ou spatiale (3D) des valeurs de niveaux de gris (256 niveaux de gris) entre l'image d'origine et l'image

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

déformée. Deux ensembles d'images ont été acquis par des caméras CCD [133]. L'image avant la déformation s'appelle l'image de référence et après la déformation on parle d'image cible [134] (figure 4-20).

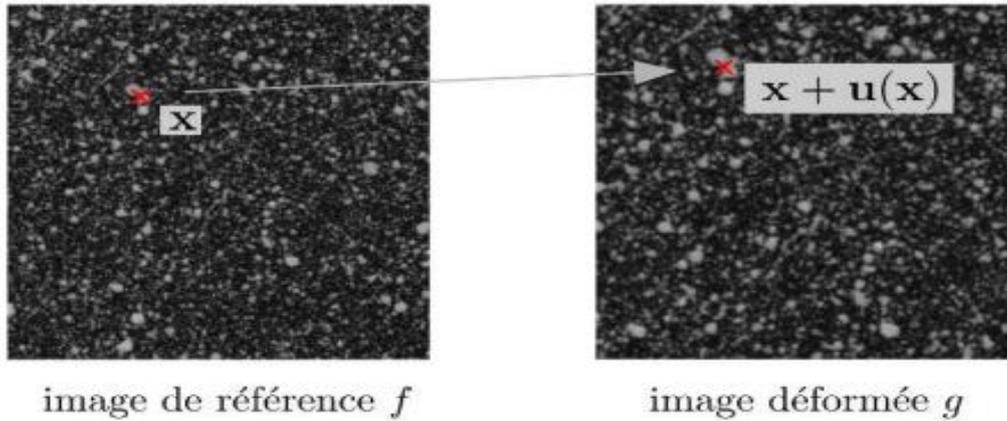


Figure 4-20: Image du principe du calcul de la déformation par corrélation d'images

Les équations mathématiques décrivant le principe de suivi des motifs pendant la déformation sont citées et expliquées dans la référence [134].

Le dispositif expérimental décrivant toute ces étapes est donné par la figure 4-21.

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

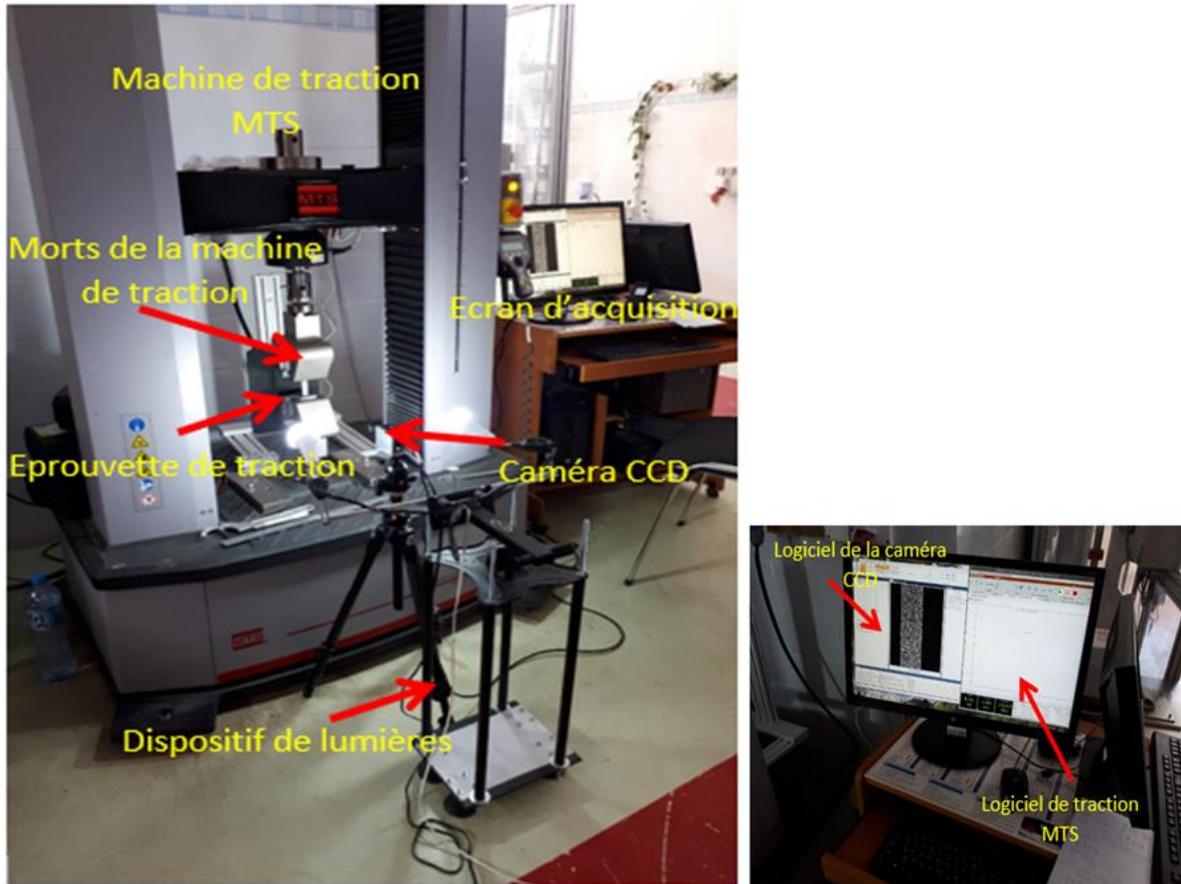


Figure 4-21: Dispositif expérimental de l'essai de traction par corrélation d'images DIC.

Les essais sont effectués sur 2 éprouvettes d'une soudure laser Yb/ YAG de l'alliage de magnésium AM60. L'une contient deux trous de diamètre de 1mm (figure 4-22a), dans le but de valider l'essai et la seconde est une éprouvette saine ne présentant aucun défaut (figure 4-22b).

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

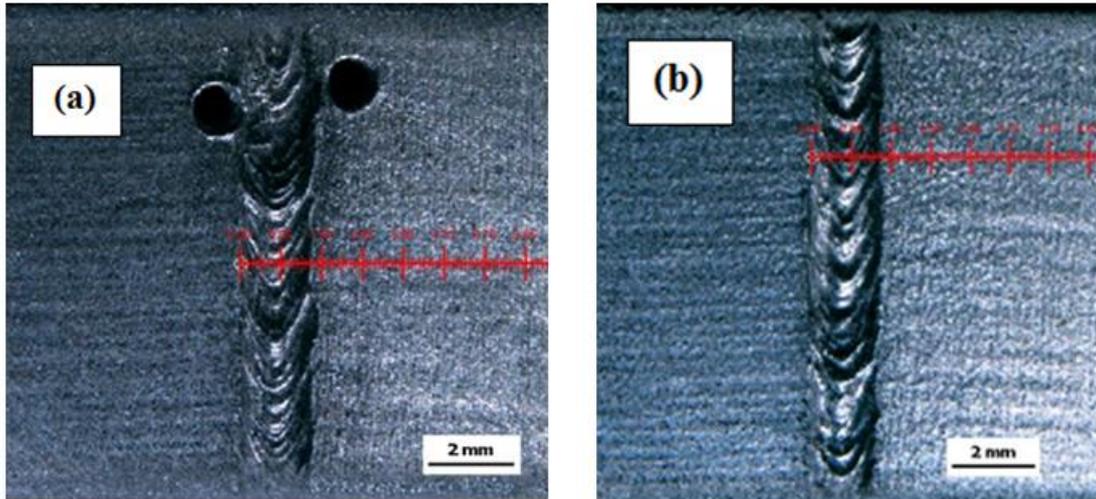


Figure 4-22: Etat des éprouvettes avant essai : (a) présence de défauts (deux trous), (b) sans défauts.

RESULTAS ET DISCUSSIONS

RESULTATS ET DISCUSSIONS

5 Résultats et discussions

5.1 Introduction

Cette partie présente la caractérisation des matériaux supports de l'étude : les alliages de magnésium AM60 et l'alliage d'aluminium 2024. Il faut signaler que les soudures se font avec des métaux d'apports de nuance ZE41 et A5356 respectivement.

Nous présentons ensuite une synthèse des résultats obtenus après assemblages réalisés par procédés TIG et Laser.

5.2 Matériaux de base

5.2.1 L'alliage 2024-T3

C'est un alliage Al-Cu-Mg durcit par précipitation après traitement thermique qui correspond à un traitement de trempe après mise en solution (550°C environ) suivi d'un laminage à froid et d'un mûrissement (vieillessement naturel).

L'analyse chimique par sonde EDS effectuée sur l'alliage est présentée dans le tableau 3.I.1 ci-dessous.

Tableau 5-1: Composition chimique en poids du 2024T3

Eléments	Al	Cu	Mg	Mn	Autres
Masse %	92,42	4,91	1,98	0,59	0,10

La sonde EDS fournit une indication qualitative précise des éléments constitutifs d'un échantillon ainsi qu'une indication quantitative par analyse semi-quantitative normalisée à 100%. Les valeurs données sont une moyenne de quatre analyses.

Le métal d'apport utilisé pour la passe de remplissage lors du soudage par procédé TIG est de nuance ER5356 selon la norme AWS A5.12. de l'American Welding Society et sa composition chimique (fournie par le distributeur) est donnée dans le tableau 5-2.

Tableau 5-2: Composition chimique du métal d'apport ER5356

Eléments	Si	Cu	Mg	Mn	Zn	Fe	Cr	Ti	Autres
Masse %	0,25	0,05	1,6-2,5	0,50-1,1	0,2	0,40	0,3	0,15	≤0.15

RESULTATS ET DISCUSSIONS

La microstructure de l'alliage est montrée sur la Figure 5-1.

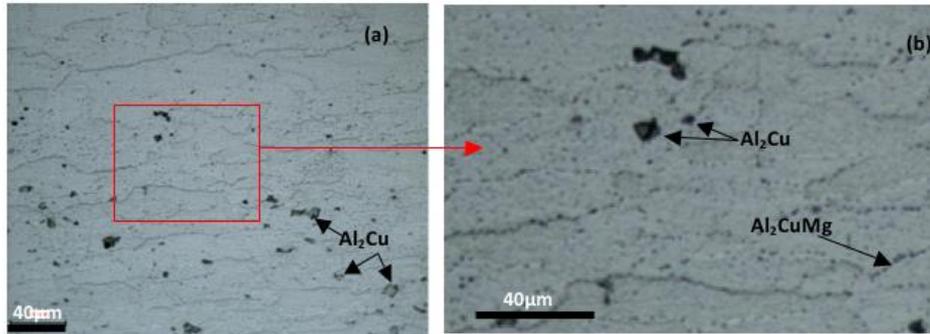


Figure 5-1: Alliage 2024-T3 : microstructure du métal de base

La structure du métal de base est une structure en bande représentative de l'effet du laminage. Elle est caractérisée par un allongement des grains (Figure 5-1a). Ce dernier, est entouré par de petites particules plus ou moins espacées représentatives de la précipitation au joint de grain (Figure 5-1b).

Sachant que le rapport massique $\text{Cu/Mg} = 2,47$, la phase précipitée d'équilibre est du type Al_2CuMg [22], [135].

Selon la bibliographie, la microstructure est composée de la phase α (matrice claire) et d'un réseau de précipités aux joints de grains identifiés comme Al_2CuMg . La précipitation plus fine dans le grain est essentiellement de la forme Al_2Cu . Les gros précipités, de couleur noire, sont de type Al_2Cu non remis en solution pendant le traitement thermique [136], [137]. Ceci est vérifié pour notre alliage par une analyse EDS d'un précipité (Figure 5-2).

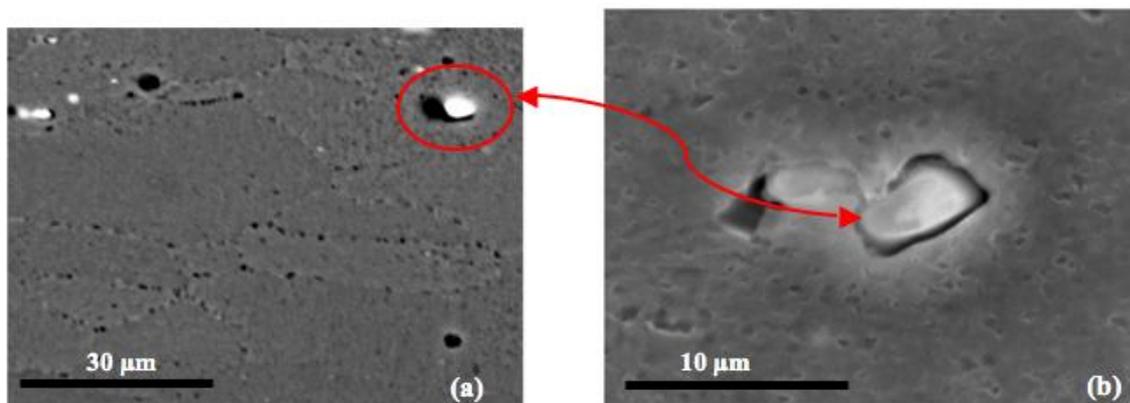


Figure 5-2: Précipité de type Al_2Cu

RESULTATS ET DISCUSSIONS

L'analyse EDS sur le précipité est présentée sur le tableau 5-3 ci-dessous.

Tableau 5-3: Analyse EDS du précipité Al₂Cu

Elément	Al	Cu	Mg	Mn	Zn
%Massique	49,16	48,28	1,96	0,22	0,11

Celle-ci est très proche de la composition théorique du précipité Al₂Cu soit 45,92% massique d'aluminium.

5.2.2 L'alliage AM60

C'est un alliage de fonderie, coulé sous pression ; avec comme principaux éléments d'addition l'aluminium et le manganèse. Ce type d'alliage (AM) comprend plusieurs nuances avec des teneurs en aluminium inférieures ou au plus égales à 10 %. L'analyse chimique globale est donnée sur le tableau 5-4.

Tableau 5-4: Analyse chimique de l'alliage AM60

Éléments	Al	Mn	Mg
%Massique	6.54±0.05	0.39±0.07	92.88±0.06

La structure métallographique à l'état de livraison est montrée sur la Figure 5-3.

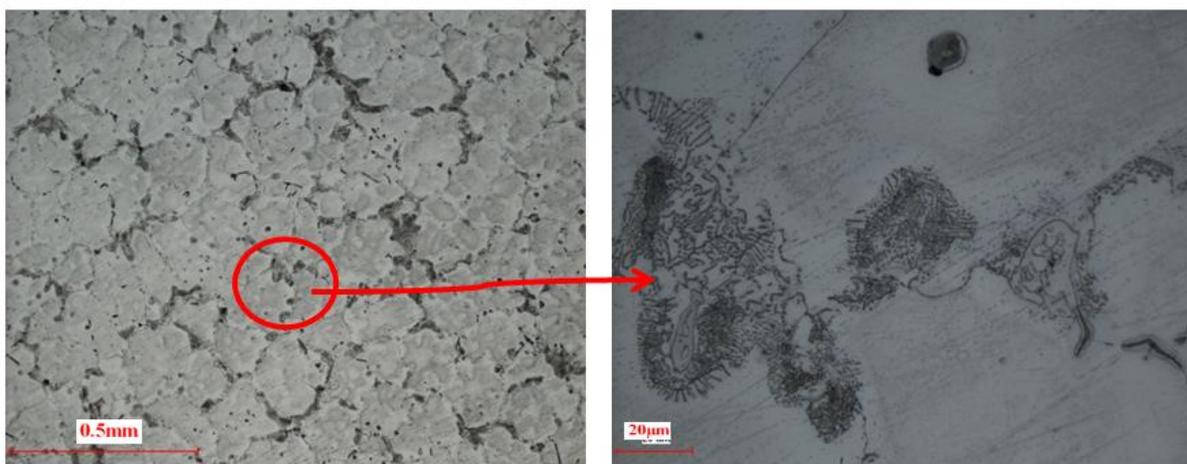


Figure 5-3: (a) Structure globale de l'AM60, (b) détail du joint de grain.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

La structure globale de l'alliage AM60 est constituée de grains polyédriques de type α Mg entourés aux joints de grains par une phase eutectique (lamelles alternées de α -Mg et β - $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$) et des précipités sphériques ou sous forme de bâtonnets. L'analyse EDS des différents constituants du métal de base (figure 5-4) sont donnés sur le tableau 5-5, en tenant compte de l'oxygène et sur le tableau 5-6 sans oxygène.

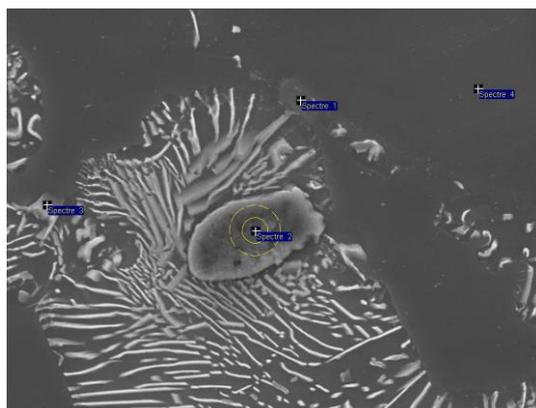


Figure 5-4: Microstructure MEB d'analyses chimiques des différents constituants de l'AM60.

Tableau 5-5: Analyse EDS des constituants du métal de base AM60 avec oxygène.

Elts%	% Massique				% Atomique			
	O2	Mg	Al	Mn	O2	Mg	Al	Mn
Spectre1	1.92	38.22	22.93	36.93	3.74	48.91	26.44	20.92
Spectre2	22.43	54.81	22.74	0.02	31.16	50.11	18.73	0.01
Spectre3	2.29	80.01	17.67	0.03	3.50	80.48	16.01	0.01
Spectre4	1.50	96.48	1.89	0.13	2.26	95.99	1.70	0.06

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Tableau 5-6: Analyse EDS des constituants du métal de base AM60.

Elts%	Composition % Massique			Composition % Atomique		
	Mg	Al	Mn	Mg	Al	Mn
Spectre1	38.85	23.50	37.65	50.66	27.61	21.73
Spectre2	66.26	33.72	0.02	68.55	31.44	0.01
Spectre3	81.52	18.44	0.03	83.05	16.93	0.02
Spectre4	97.91	1.96	0.13	98.17	1.77	0.06

Il est important de spécifier la grande affinité du magnésium à l'oxygène d'où l'intérêt de donner les compositions chimiques avec et sans oxygène. C'est pourquoi, il est souhaitable de faire des observations au MEB juste après avoir attaqué l'échantillon.

5.3 Le soudage

5.3.1 Soudage TIG

5.3.1.1 Etude paramétrique :

Les travaux de soudage par procédé TIG sont réalisés au CRTI (Ex C.S.C).

Plusieurs campagnes d'essai ont été effectuées avec dans le premier cas l'utilisation d'un courant alternatif et dans le second cas avec un courant pulsé (voir partie sur les Techniques expérimentales).

Le protocole retenu consiste à fixer à polarité égale le courant alternatif et fixer le taux et la durée de passage du courant bas à 50% du courant de pic en faisant varier uniquement la fréquence de pulsation.

Les Figures 5-5 et 5-6, montrent l'effet du nombre de pulsations sur les écarts entre les courants de pic. Pour une fréquence de 4Hz, les intensités sont égales. L'aspect visuel du cordon s'en ressent avec un rapprochement des lignes de solidification au niveau du bain de

RESULTATS ET DISCUSSIONS

fusion. Ceci confère à la zone fondue une bonne compacité. Il y a une nette diminution de la porosité et de la fissuration à chaud avec cette fréquence.

Cet effet bénéfique a été observé par Kumar qui a étudié l'effet mixte de l'énergie de soudage et des oscillations sur les propriétés mécaniques [105] [138]. Manti a lui aussi montré l'influence de la fréquence sur les propriétés mécaniques post assemblage [103]. De son côté Padmanaban a montré dans son étude qu'une fréquence de 6 Hz permet l'obtention d'un affinage de grain dans la zone soudée et un accroissement des propriétés mécaniques par rapport au matériau de base [106].

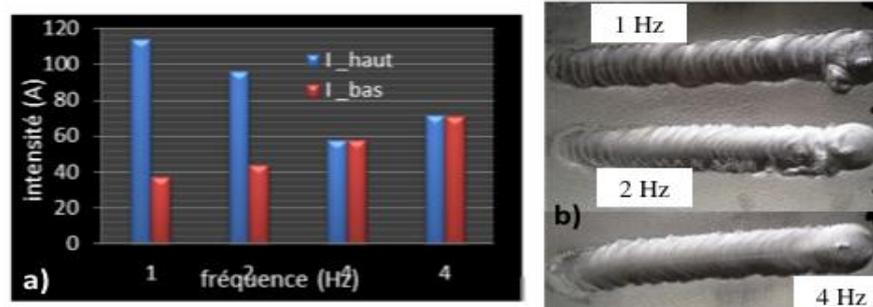


Figure 5-5: a) Histogramme de variation des paramètres du courant pulsé en fonction de la fréquence pour un courant initial de 100A b) Aspect visuel des cordons de soudure

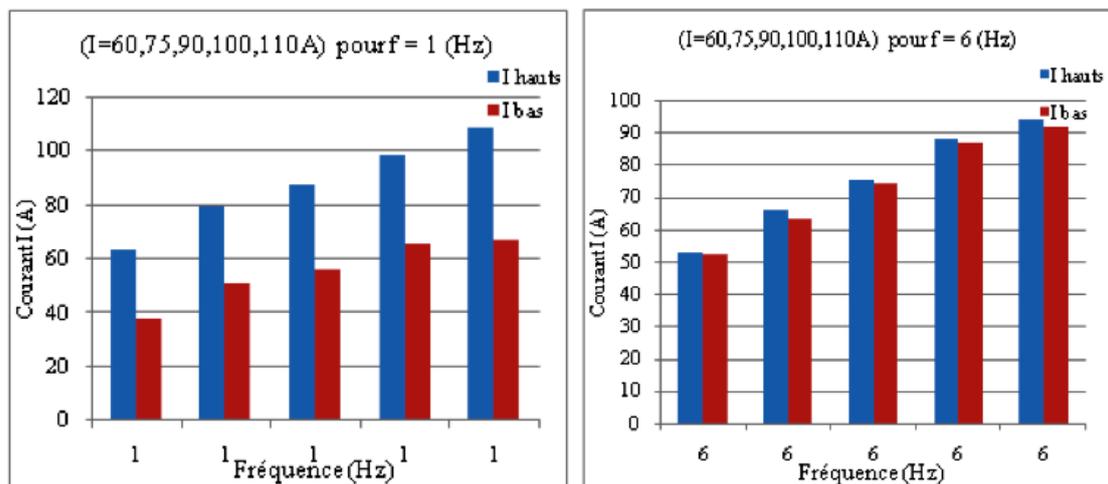


Figure 5-6: Histogramme de variation du courant pour deux fréquences fixées (cas des soudures AM60).

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Les résultats obtenus sont identiques quel que soit le matériau. La variation de l'écart entre les courants de pic sont observés sur les différents postes de soudage utilisés.

Ainsi, sur le soudage en mode TIG Pulsé, la fréquence de 4Hz est retenue pour nos travaux de soudage.

5.3.1.2 Soudage sur 2024T3 avec un courant alternatif CA

La soudure TIG (CA) sur l'alliage 2024 à 2 passes sera notée (S1)

Les paramètres de soudage de la soudure TIG avec CA sont donnés sur le tableau 5-7. C'est une soudure à 2 passes dont l'intensité de courant de la première passe est plus élevée que la deuxième. Pour une même longueur de soudage, les énergies mises en jeu pour la réaliser sont différentes. Elles sont relatives à la différence des vitesses de soudage réalisées dont la seconde est plus faible que la première. L'utilisation en général d'une seconde passe est relative à l'effondrement du bain de fusion lors de la réalisation de la première passe ce qui engendre une concavité qui constitue un défaut de soudage d'où le remplissage est nécessaire avec une 2eme passe. Autrement dit, il est important de tenir compte de tous ces aspects en soudage manuel du procédé TIG.

Tableau 5-7: Paramètres de soudage TIG en courant CA sur 2024T3 (S1).

I (A)	V (volt)	Temps (s)	L soudée (mm)	v (mm/s)	Débit (l/min) endroit	Débit (l/min) envers	Energie (J/mm)
94	19	61	180	2.95	12	9	423.8
73	17	149	180	1.21	12	9	717.93

La figure 5-5 montre forme du cordon obtenu où l'on constate l'aspect du cordon sur la face en droit et la face envers. Selon, le sens de soudage, on constate l'élargissement du cordon au fur et à mesure du déplacement (figure 5-7a). Cette irrégularité que ce soit sur le dimensionnement du cordon ou de la forme des stries de solidification variables (figure 5-7b) sont relatives au mode manuel et au facteur humain qui s'adapte aux comportements de l'alliage à l'apport thermique du soudage et à la grande conductibilité de l'aluminium 2024 à la chaleur. Comme nous constatons sur la figure 5-7a, une zone avec un contraste différent entre le métal de base et le cordon de soudure représentant une zone affectée thermiquement

RESULTATS ET DISCUSSIONS

ZAT dont la dimension est montrée sur la figure 5-7b d'environ 4mm est mise en évidence sur la macrostructure.

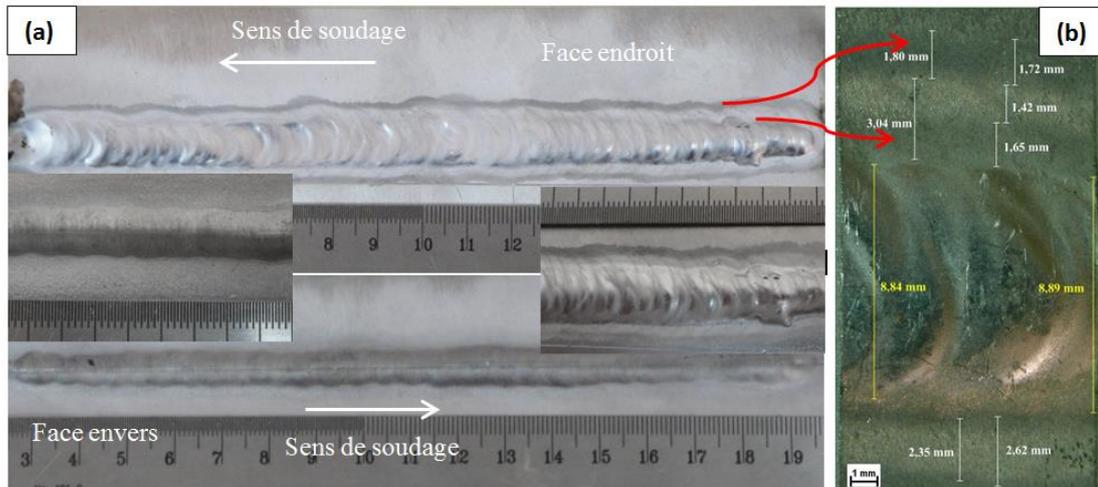


Figure 5-7: Aspect soudure (S1). (a) Face endroit, (b) Face envers.

5.3.1.3 Soudage sur 2024T3 avec un courant alternatif CP.

La soudure TIG (CP) sur l'alliage 2024 en mono passes sera notée (S2).

Les paramètres de soudage de la soudure TIG avec CA sont donnés sur le tableau 5-8. C'est une soudure en monopasse avec un fil d'apport selon AWS (American Welding Society) est de nuance A5356. L'analyse du tableau montre que pour une chute de courant initial (100A) de 12% nous donne un courant dit chaud de l'intensité du pick (I_p) et une augmentation du courant froid de l'intensité base (I_b) de 52% avec un temps plus long sur une longueur plus importante a produit une énergie de soudage plus basse pour une soudure acceptable. Ce qui permet aussi au soudeur une bonne maitrise de son arc pour réaliser sa jonction. Autrement dit, le TIG pulsé est moins énergétique et produit un effet de pénétration plus important que le courant alternatif. Ce constat est validé par la littérature citée dans le récent travail de Yajie Wang et al [139] où l'effet de la fréquence sur la pénétration est notifié.

Tableau 5-8: Paramètres de soudage TIG en courant CP sur 2024T3 (S2).

I_0 (A)	f(Hz)	I_p (A)	I_b (A)	V (volts)	Temps (s)	L (mm)	I_m (A)	v (mm/s)	Energie (J/mm)
100	4	88	76	16	71	220	82	3.1	296

RESULTATS ET DISCUSSIONS

La figure 5-8 montre l'aspect du cordon sur la face endroit et envers où les stries de solidification sont fines et très rapprochées, phénomène que nous attribuons comme déjà montré à la fréquence de 4Hz du courant.

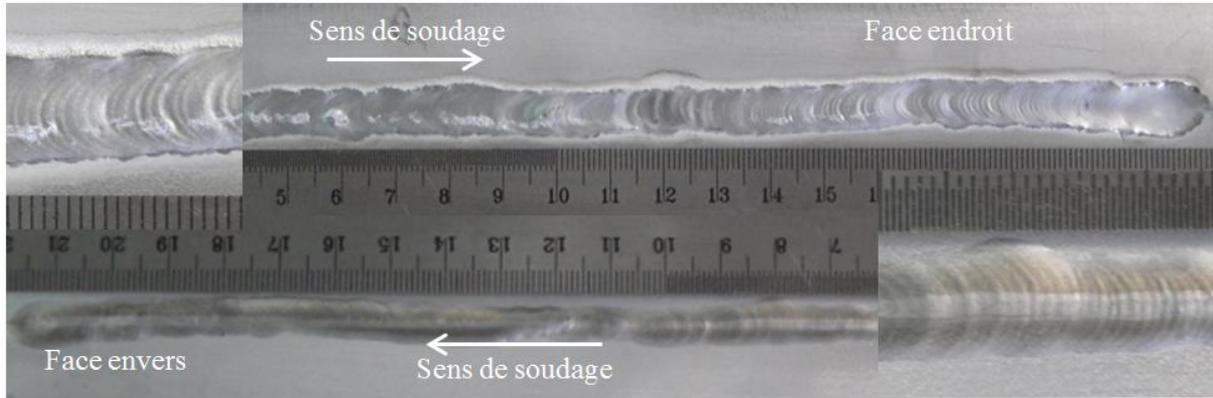


Figure 5-8: Aspect soudure (S2). (a) Face endroit, (b) Face envers.

5.3.1.4 Soudure sur AM60 avec un courant alternatif CA (S4)

De la même manière que l'aluminium, nous avons utilisé l'alliage ZE41 comme métal d'apport pour souder l'alliage AM60. L'épaisseur de la tôle à souder étant de 3 mm, la soudure réalisée en TIG en courant alternatif a été effectuées en deux passes. La première sans métal d'apport et la deuxième avec métal d'apport. Les paramètres de soudage appliqués sont présentés sur le tableau 5-9.

Tableau 5-9: Paramètre de soudage en courant alternatif sur AM60

(S4)	I(A)	U (volts)	V (mm/s)	η	E(J/mm)
1 ^{ère} passe	110	21	6,50	0,7	250,69
2 ^{ème} passe	91	18	7,80	0,7	147,94

Les lignes de solidification (Figure 5-9) sont assez espacées, une surépaisseur importante est présente en début de cordon et un effondrement du bain de fusion a lieu en fin de cordon. La face envers est, elle aussi irrégulière. Les difficultés à obtenir un cordon acceptable d'un point de vue visuel peut s'expliquer par la grande conductibilité thermique de l'alliage et à sa faible

RESULTATS ET DISCUSSIONS

chaleur spécifique associé à une faible vitesse du soudage par rapport à l'énergie mise en jeu, d'où l'effondrement et le perçage en fin de parcours.

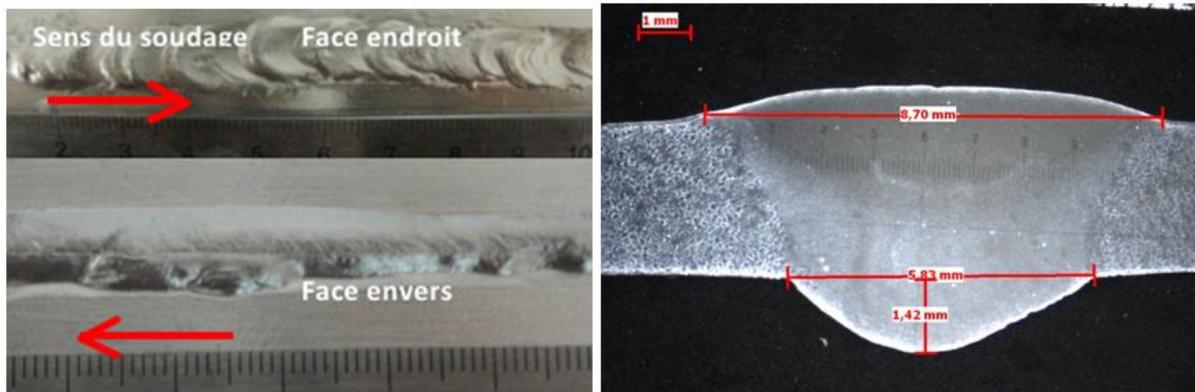


Figure 5-9: (a) Aspect visuel face endroit et envers, (b) Macrographie de la coupe transversale du joint.

Une autre expérience de soudage de l'alliage AM60 a été menée en utilisant sur la même tôle un courant pulsé en premier sur une distance de 170 mm, notée (S5) et en second, un courant alternatif sur une longueur de 80mm, notée (S6) comme le montre la figure 5-10 ci-dessous montrant l'aspect du cordon sur la face endroit et la face envers.

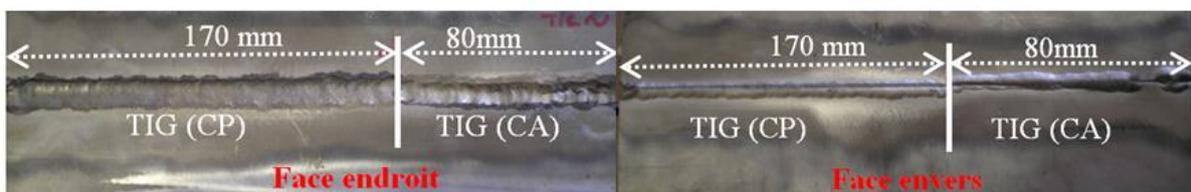


Figure 5-10: Aspect des faces endroit et envers des soudures (S5) en CP et (S6) en CA.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Les paramètres de soudage des deux types de courants sont donnés sur le tableau 5-10 ci-après.

Tableau 5-10: Paramètre de soudage en courant pulsé(Cp) et en courant alternatif (CA) sur AM60.

TIG Pulsé (CP) (S5)		TIG Alternatif (CA) (S6)	
Paramètres	Passé 1	Paramètres	Passé 1
I0 (A)	110	I(A)	66
f (Hz)	4	U(Volts)	15
Ip (A)	76	t(s)	72
Ib (A)	55	X (mm)	80
Im(A)	65.5	V (mm/s)	1.11
U(Volts)	15	Energie (J/mm)	624,32
Débit de gaz (l/min)	10		
t (s)	55		
X (mm)	170		
V (mm/s)	3.09		
Energie (J/mm)	222.5		

De l'analyse du tableau, nous constatons que l'énergie de soudage avec le procédé TIG en courant alternatif avec un courant $I(CA)=66$ A est plus énergique que celui du courant pulsé avec un courant moyen $Im(CP)= 65.5$ A.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

La figure 5-11 détaille les aspects des cordons de soudure en mode pulsé (figure 5-11a) et en alternatif (figure 5-11b).

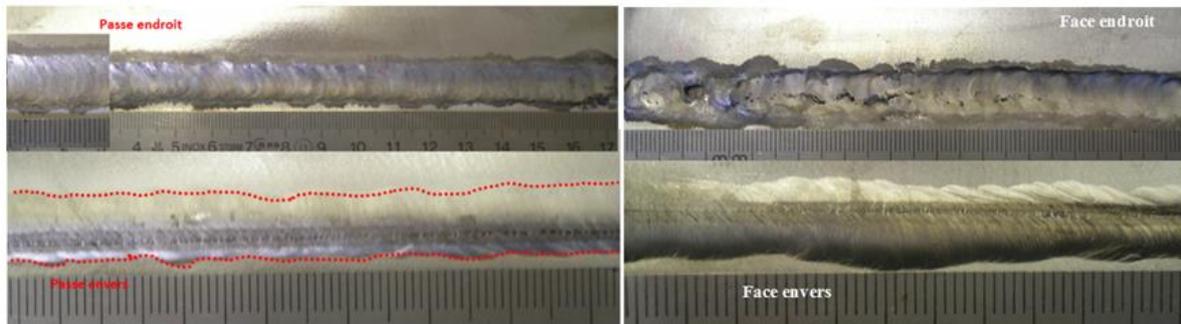


Figure 5-11: Aspect des cordons de soudure (a) en courant pulsé (CP), (b) en courant alternatif (CA).

Le TIG pulsé présente une meilleure qualité d'un point de vue aspect visuel :

- Sur la face endroit, on observe que les stries de solidification sont très rapprochées,
 - Sur la face envers, on observe un bel aspect du cordon avec une bonne pénétration.
- Cependant, on constate l'apparition au milieu du joint d'un trait sombre représentatif d'une oxydation du joint. Il faut noter que le gaz utilisé est d'une très grande pureté.

Contrairement à l'utilisation du TIG Alternatif, le cordon sur la face envers présente des fissurations en fin de parcours avec un aspect d'effondrement du bain de fusion que nous pensons due à l'énergie élevée qui a augmenté la mouillabilité du bain de fusion. Sur la face envers, l'irrégularité de la pénétration est observée.

En conclusion, l'étude paramétrique de soudage des alliages d'aluminium 2024 et du magnésium AM60 nous a permis une maîtrise de la technologie du procédé TIG et de constater les effets des paramètres du TIG pulsé et de ceux du TIG alternatif. La qualification visuelle des soudures réalisées plaide en faveur du procédé TIG pulsé. En courant pulsé, nous avons montré l'effet de la fréquence sur les variations du courant I_p et I_b . La proportion de pourcentage du courant bas ($I_b=50\%I_p$) n'est pas respectée y compris celle de I_p qui baisse en augmentant la fréquence en faveur de l'augmentation de I_b . Nous pensons que le facteur humain du procédé manuel en est la cause influençant fortement la variation de la hauteur d'arc [120].

RESULTATS ET DISCUSSIONS

5.3.2 Soudage Laser Yb : YAG

Nos travaux de soudage laser sont réalisés au laboratoire PIMM du Campus ENSAM de Paris à l'aide d'un laser Yb : YAG de longueur d'onde $1.03\mu\text{m}$ (voir partie Techniques expérimentales). Dans un premier temps des essais de paramétrages sont réalisés sur des tôles dans le but de quantifier l'apport de chaleur nécessaire pour réaliser la jonction en faisant varier la puissance mise en jeu et la vitesse de soudage. Les paramètres tels que nature et débit du gaz d'apport, distance focale, position du point focal ont été fixés arbitrairement, en fonction des données disponibles dans la littérature afin de simplifier l'étude paramétrique. Les surfaces devant être mises en contact avant soudage ont fait l'objet d'une attention particulière. Les alliages de magnésium, comme les alliages d'aluminium, se recouvrant naturellement d'une couche d'oxyde, il est important d'éliminer cette couche soit par polissage mécanique au papier abrasif, suivi d'un nettoyage à l'éthanol ou à l'acétone [140] soit par usinage des bords suivi du même type de nettoyage.

En faisant varier puissance et vitesse, nous nous sommes efforcés de définir des domaines de soudabilités opératoires (DSO) pour nos alliages. La définition de ces domaines se base sur des caractérisations visuelles des cordons et la recherche de défauts de type effondrement, caniveaux, porosités ou bien encore fissures conformément à la norme de qualité NFL06-395. Deux types de spots laser sont utilisés : un mono focale sur l'alliage de magnésium AM60 d'épaisseur de 3mm et un bi focale sur l'alliage d'Aluminium 2024T3 d'épaisseur de 4 mm.

5.3.2.1 Soudage laser Yb : YAG sur l'aluminium 2024T3

Dans le cas du soudage laser Yb :YAG de l'alliage d'aluminium 2024, un spot bifocale est utilisé sur une tôle d'épaisseur 4 mm.

- La longueur d'onde : $1.03\ \mu\text{m}$
- Collimation : 200 mm
- Distance focale : 300 mm
- La position du point focal est située -1mm sous la surface de la tôle
- Bi focale : $300\ \mu\text{m}$
- Diamètre de la fibre optique : $400\ \mu\text{m}$
- Puissance du laser : 4kw
- Vitesses variables de 2 à 5 m/mn avec un pas de 0.5 m/mn

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Les résultats de l'étude paramétrique sont montrés sur la figure 5-12. Les macrographies montrent en plus du défaut de porosités grossières qui se sont produites au fond du cordon de dimension allant jusqu'à 0.7mm, des structures de solidification avec épitaxie.

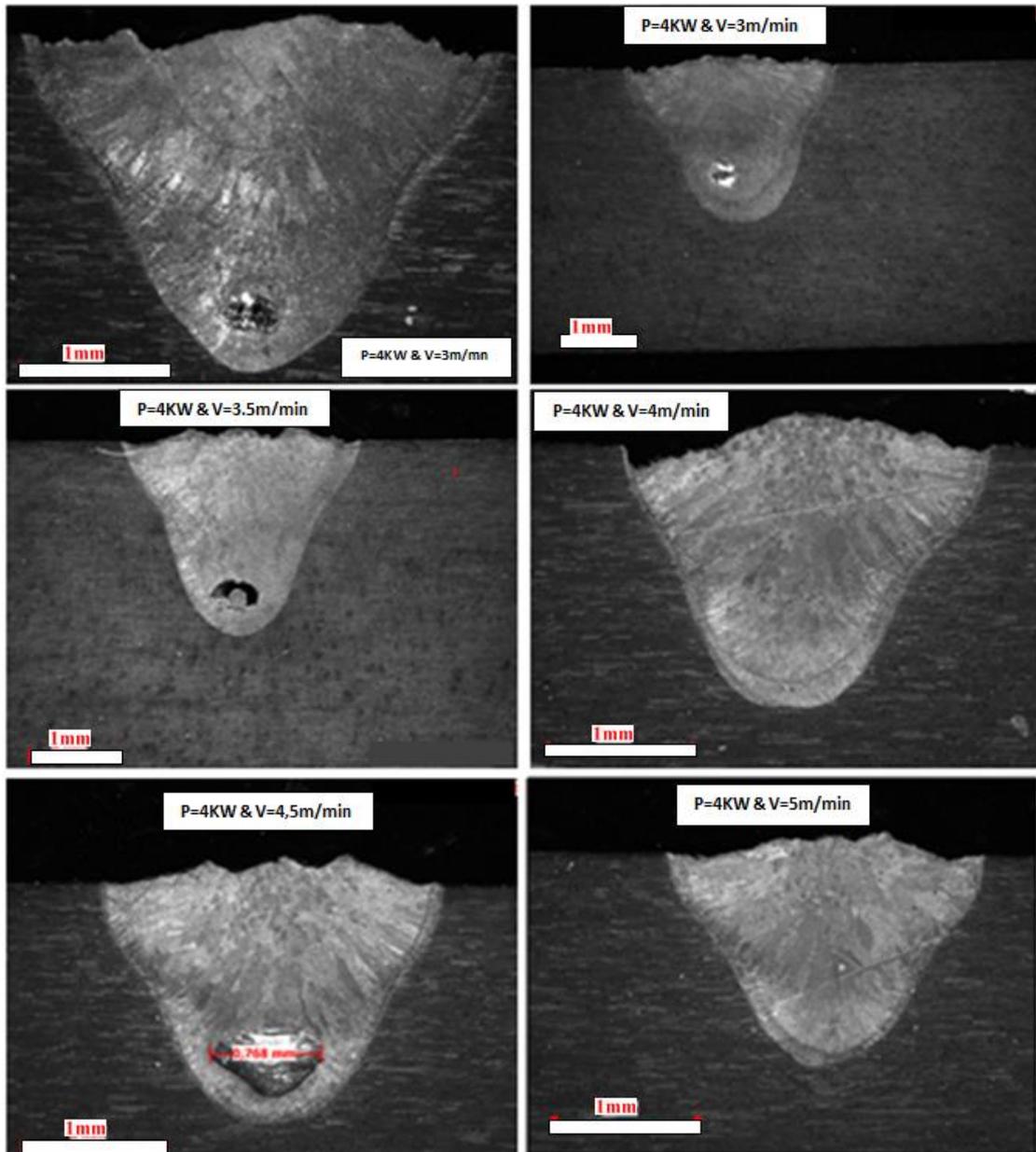


Figure 5-12: Macrostructure des soudures laser Yb : YAG en mode bispot sur l'alliage 2024.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

La profondeur de pénétration et la largeur des cordons sont variables en fonction de la vitesse de soudage (figure 5-13).

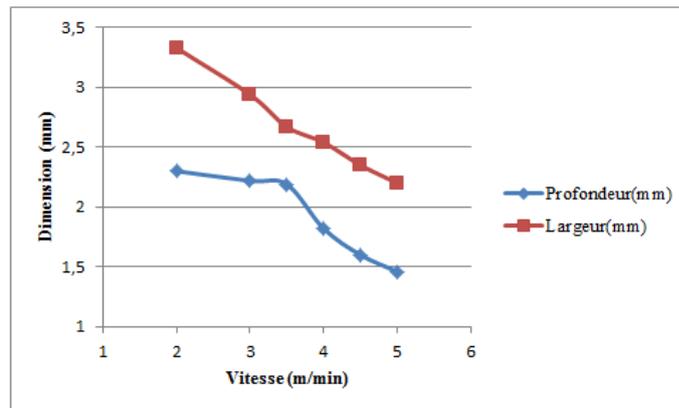


Figure 5-13: Effet de la vitesse de soudage laser Yb : YAG en mode bispot.

5.3.2.2 Soudage laser Yb : YAG sur l'alliage de magnésium AM60

Le soudage laser utilisé est un soudage en bout à bout sans métal d'apport et sans écart entre les deux bords [141] afin de produire une fusion continue et éviter une discontinuité dans le cordon. La puissance laser appliquée est de 2 KW, les vitesses utilisées varient entre 3 et 5 m/min en mode mono focale (tache focale de 0.6mm). Avec de telles conditions, un mode de fusion sans conduction est produit appelé « Keyhole » (trou de serrure). Celui-ci n'est atteignable qu'avec une haute densité d'énergie, supérieure 10^{10}W/m^3 . Les paramètres de soudage sont donnés sur le tableau 5-11.

Tableau 5-11: Paramètres de soudage Laser Yb : YAG en mono spot sur l'alliage AM60.

Test N°	Ø point focal (mm)	Position du point focal (mm)	Puissance laser P(W)	Vitesse de soudage V (m/min)	Débit Argon (L/min)	Energie de soudage P/V(J/mm)
1	0.6	-1	2000	2.5	50	48
2	0.6	-1	2000	3	50	40
3	0.6	-1	2000	3.5	50	34.285
4	0.6	-1	2000	4	50	30
5	0.6	-1	2000	4.5	50	26.66
6	0.6	-1	2000	5	50	24

RESULTATS ET DISCUSSIONS

5.3.2.2.1 Soudabilité opératoire du soudage Laser Yb:YAG sur l'alliage AM60

L'automatisation de la séquence de soudage par la stabilisation des paramètres d'entrée telle que présenté sur la partie précédente, nous permet de déterminer le domaine opératoire donnant des soudures répondant aux critères de qualité définie par la norme NFL06-395.

La soudabilité opératoire sur l'alliage de magnésium AM60 est montrée sur la figure 5-14 ci-dessous. On remarque que pour des vitesses allant de 2.5 à 3.5m/min on obtient des soudures pénétrantes figure 5-14(a, b, c) et au-delà, des soudures non pénétrantes.

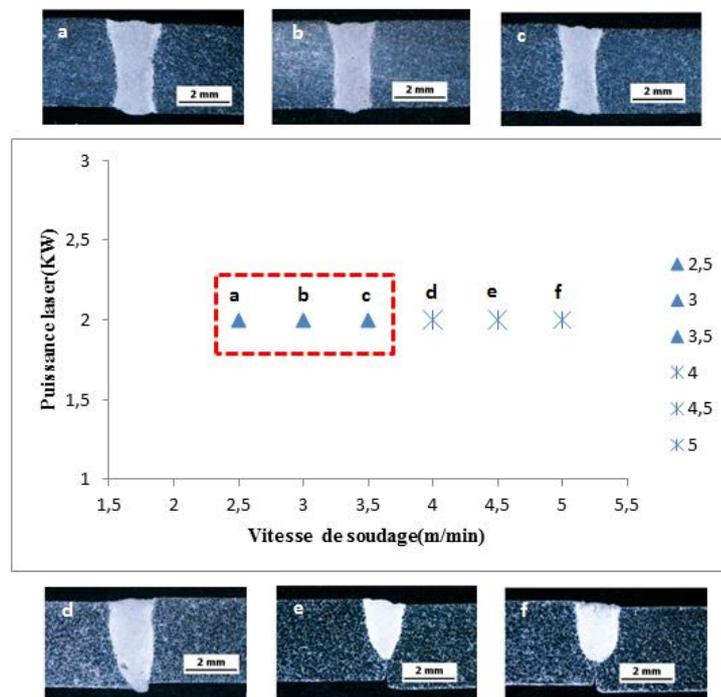


Figure 5-14: Domaine de soudabilité opératoire du laser Yb :YAG sur AM60.

Contrairement aux travaux de Belhadj [142] la combinaison d'une puissance laser de 2 kW et d'une vitesse de soudage de 3,5 m/mn produit une soudure qui répond au critère de pénétration. Cela peut s'expliquer par la plus grande absorption du faisceau laser par le matériau en raison de la courte longueur d'onde du laser Yb :YAG et par le dépôt d'énergie plus important sur la surface en raison de la concentration plus élevée du faisceau [143]. Ceci confère au procédé de soudage par laser Yb:YAG un avantage certain sur les lasers CO₂ et même les lasers Nd:YAG. La figure 5-15, montre l'effet de la vitesse de soudage sur la largeur du cordon et la profondeur de pénétration. On peut noter que pour une vitesse de soudage de 2,5 à 5 m/mn, le rapport profondeur / largeur diminue (Fig.5-14 et 5-15). Ainsi,

RESULTATS ET DISCUSSIONS

l'augmentation de la vitesse diminue la profondeur de pénétration et la largeur du cordon de soudure. Cela est dû à la diminution de l'énergie linéaire, inversement proportionnelle à la vitesse pour une puissance constante [144].

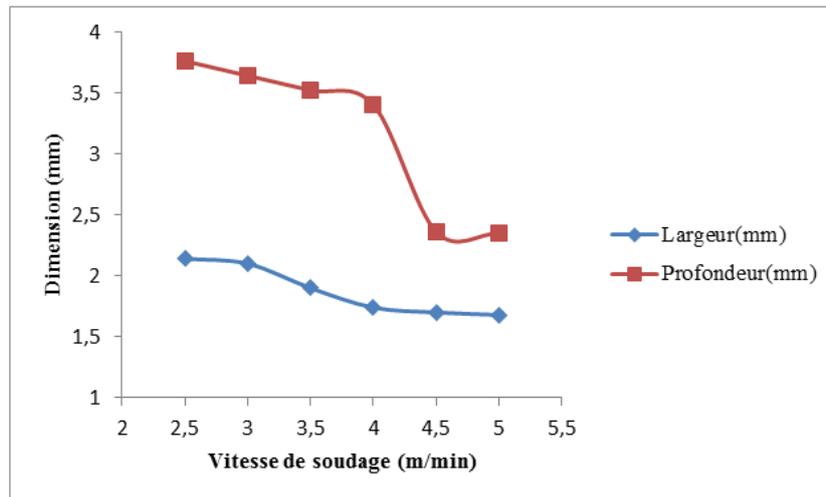


Figure 5-15: Effet de la vitesse de soudage laser Yb-YAG en mode mono spot.

5.4 Caractérisations Métallurgiques et Mécaniques

Au-delà de l'aptitude d'assemblage des alliages d'aluminium et de magnésium définis par les divers paramètres technologiques, la caractérisation métallurgique dans un premier temps puis la caractérisation mécanique sont des étapes clés pour toute étude sur la soudabilité globale de ces alliages. L'étude microstructurale vise d'une part à connaître avec précision les modifications induites par le procédé et d'autre part, comprendre le comportement mécanique qui en découle. Pour cela, la connaissance des allures des cycles thermiques en divers endroits nous serait d'un grand intérêt pour définir les transformations induites par les apports thermiques du procédé de soudage. Pour cela, l'utilisation de la thermographie infrarouge et l'implantation de thermocouples permettront de nous aider à apprécier les gradients thermiques induits.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

5.4.1 Caractérisation métallurgique des soudures d'aluminium 2024T3

5.4.1.1 Application de la thermographie IR dans le cas du soudage TIG

En soudage, la profondeur de pénétration, le profil de soudure et le cycle thermique correspondant sont les trois résultats de base qu'un utilisateur souhaite contrôler de manière flexible [145]. L'utilisation de la thermographie infrarouge considérée comme une technique non destructive de détection instantanée de suivi de l'opération de soudage [146] et de mesure du champ thermique [147] comme indiqué sur la Figure 4-4, nous a permis d'acquérir des cycles thermiques. Elle est appliquée sur la soudure (S2) en TIG pulsé à une seule passe.

La figure 5-16 comprend l'image thermographique (figure 5-16a) montrant un champ lumineux relatif au champ thermique avec une ligne de profil (ligne bleue). Cette image est obtenue grâce au logiciel ThermoCAM Research pro2.9 (figure 5-16b) qui nous permet de suivre durant l'opération de soudage, les effets thermiques sur une ligne de profil comme indiquées sur la figure 5-16b.

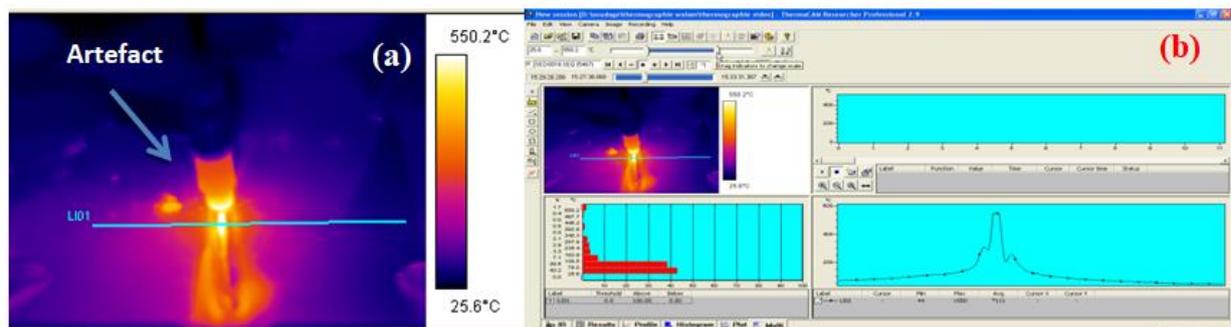


Figure 5-16: (a) Image thermographique (b) Logiciel ThermoCAM Research pro2.9.

Les cycles thermiques présentés sur la figure 5-17 sont des profils de plusieurs lignes semblables à celle présentée sur la figure 5-16b. Nous constatons que l'allure est la même. Chaque cycle thermique représente le maxima de chaque point de la ligne de profil. Le maximum de la température prélevée est supérieur à 550°C. Elle représente la température du bain de fusion. Les deux petits pics adjacents au pic maximum ne sont 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 [148] . C'est l'un des paramètres influent sur la mesure thermographique. Ce défaut est visualisé sur le profil de la distribution thermique surfacique 2D (figure 5-18).

RESULTATS ET DISCUSSIONS

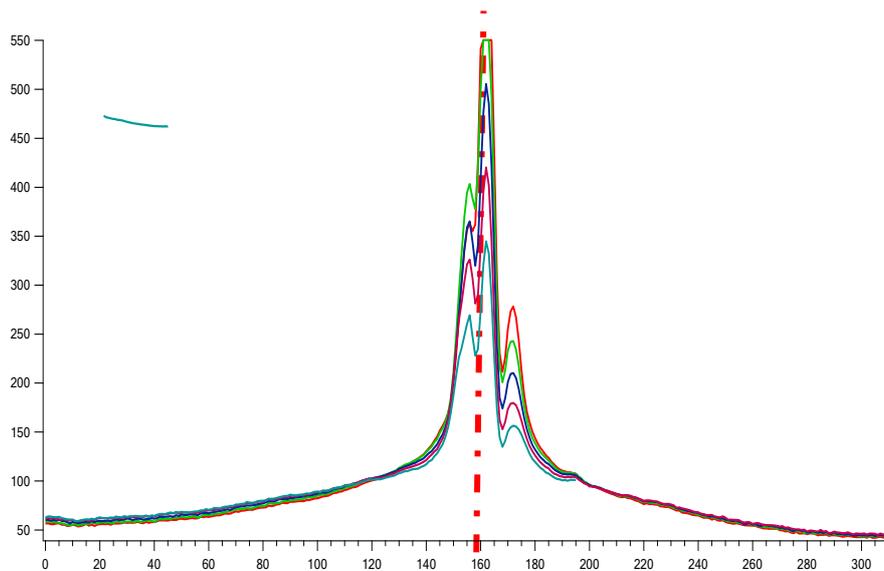


Figure 5-17: Cycles thermiques sur plusieurs lignes de profil.

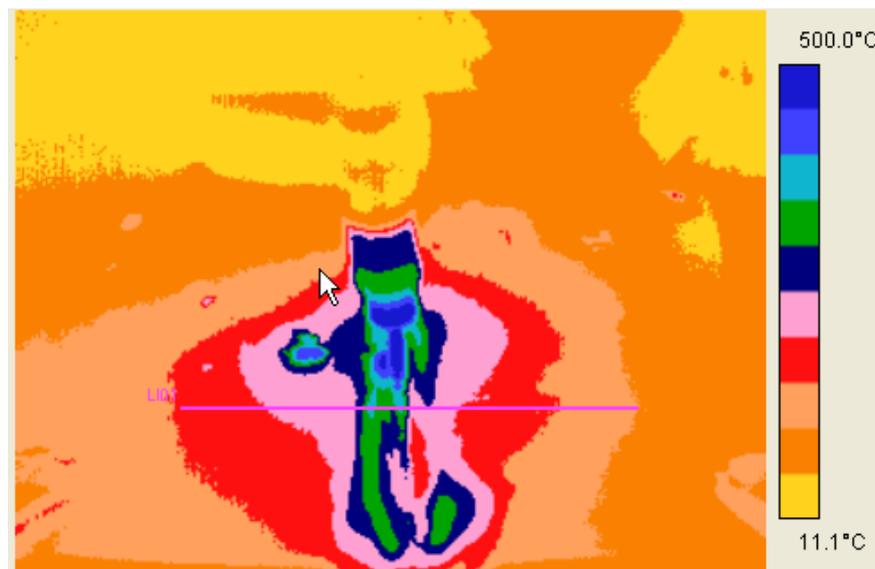


Figure 5-18: Distribution thermique surfacique 2D.

Lors du soudage à l'arc, l'arc produit un large spectre de longueurs d'onde, un champ électromagnétique, des températures élevées et du rayonnement. Cela s'avère être un environnement très difficile pour mesurer avec précision des champs de température par le fait d'interférences des rayonnements IR produits par la torche et ceux émis par l'aluminium. Ce résultat est montré par Guoli Liang et al. [149] dans le cas du soudage TIG de l'alliage de magnésium AZ31. De même, R.S Huang a aussi montré l'influence de la présence de la torche dans l'acquisition du champ thermique dans le cas du soudage par laser hybride [150].

RESULTATS ET DISCUSSIONS

5.4.1.2 Cas de l'aluminium 2024 en soudage TIG.

Trois soudures sont présentées :

- La première soudée en deux passes en TIG en bout à bout avec un courant alternatif, notée S1.
- La seconde soudée en deux passes en bout à bout avec un courant pulsé, notée S.
- La troisième en mono passe en bout à bout avec un courant pulsé, notée S2.

Une analyse macrographique des soudures S et S1 est présentée sur la figure 5-19.

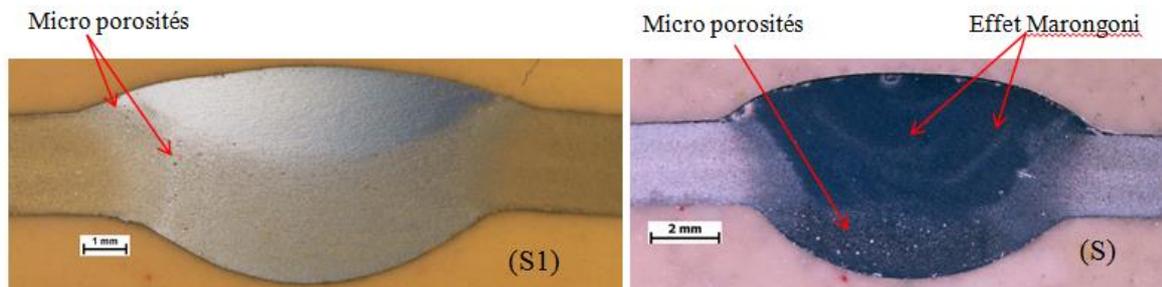


Figure 5-19: (S1) macrographie soudure TIG (CA) et (S) macrographie soudure TIG (CP).

Les formes des joints soudés obtenus sont différentes

-La répartition des passes est très nette. La pénétration de la deuxième passe sur la première est visible sur les deux macrographies (S1) et (S).

-Les effets thermiques sont apparents sur les deux macrographies (présences des ZF et ZAT).

-L' hétérogénéité de contraste est relative à l'hétérogénéité de structures .L'effet Marangoni combiné à l'effet des pulsations sur la deuxième passe de la soudure en TIG (CP) ont produit un contraste de couleur apparent.

- Existence de microporosités sur les zones fondues (ZF) des deux soudures et sur les zones de liaisons (ZL). Sur la soudure S1, leur présence est constatée sur la passe de fond et sur la seconde passe. Avec des grossissements plus importants, on constate leur nombre plus important et la présence d'autres hétérogénéités structurales. Cela fait l'objet des observations microstructurales (figure 5-20) ci-dessous. Sur (S) en courant (CP), les porosités sont visibles aussi sur la passe de fond.

L'analyse micrographique sur la soudure (S1) est faite sur les zones de grandes hétérogénéités structurales comme montré sur la figure 5-20. La figure 5-20(a) montre la structure de la ZF1 relative à la première passe. C'est une structure à grains équiaxes dendritiques avec présence de porosités. Une zone de fusion ZF2 relative au dépôt de la 2^{ème} passe dont la structure est

RESULTATS ET DISCUSSIONS

semblable à celle de la ZF1 est présente, avec une composition différente qui correspond à celle du métal d'apport. La figure 5-20b montre en certains endroits la présence d'hétérogénéités aux joints de grains de la structure dendritique comme indiqués par des cercles rouges. L'origine de ces hétérogénéités comme montré sur la figure 5-20c, semble être un phénomène de liquation. La liquation est la fusion des phases se trouvant aux joints de grains lors de l'augmentation de température puis la solidification de nouvelles phases lors du refroidissement [151]. Cette liquation au joint de grain peut affaiblir la ZF et peut mener à une fissuration inter-granulaire sous l'effet des tensions développées pendant le soudage [152].

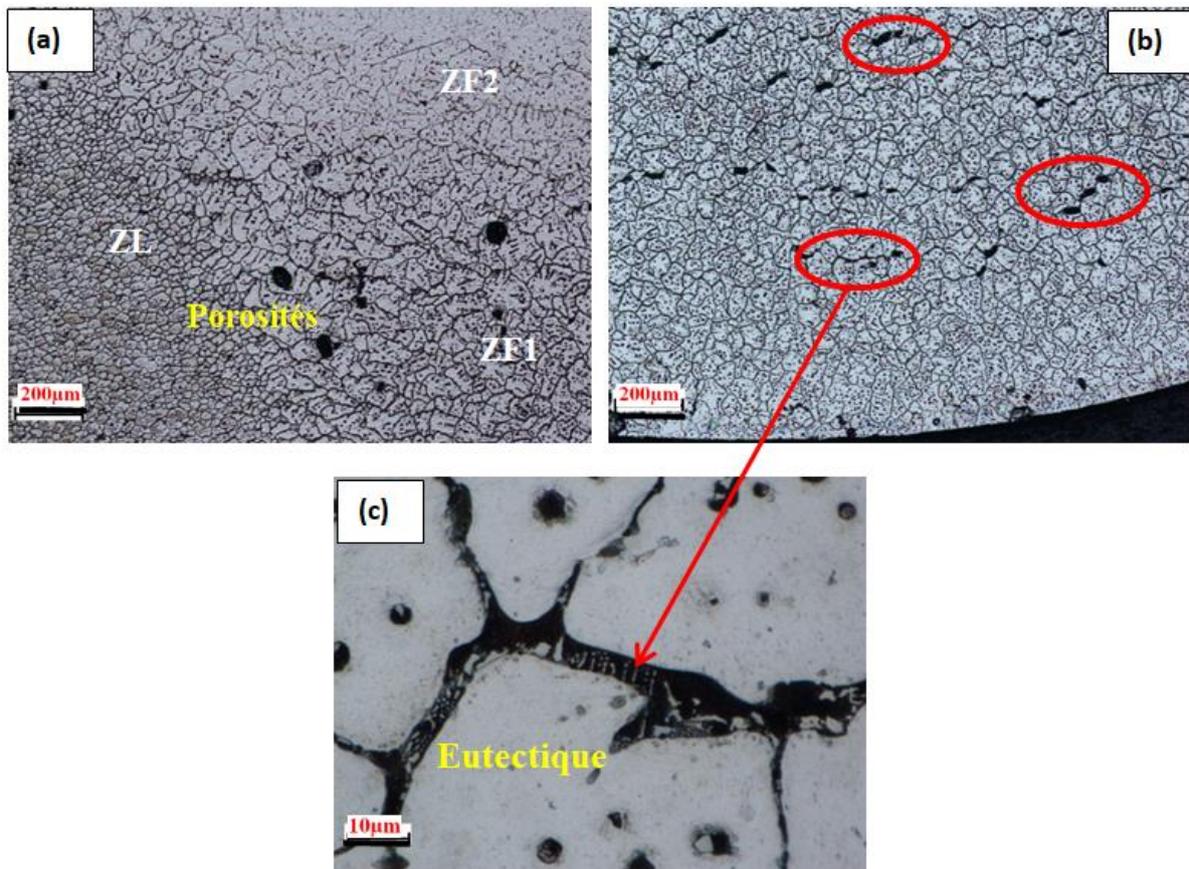


Figure 5-20: (a) structures des différentes zones, (b) hétérogénéité microstructurale sur ZF1 et présence de liquation (c).

Cet eutectique n'est pas visible sur la soudure (S) en TIG Pulsé. On n'observe pas non plus l'hétérogénéité visualisée dans le cas de la soudure (S1). Dans leurs travaux, S. Kou et Le, évoquent l'effet de la fréquence et son effet vibratoire sur l'affinage de la structure qui améliorent considérablement à la fois la résistance à la fissuration par solidification pendant le soudage et les propriétés mécaniques des soudures résultantes [153]. Cependant, on déplore la présence de porosités sur la zone basse de la première passe de la soudure S. La présence des

RESULTATS ET DISCUSSIONS

porosités est peut-être due à l'environnement de travail dans les ateliers où les poussières et salissures sont présentes.

5.4.1.3 Caractérisation de la soudure(S2) : TIG(CP) 2024

La figure 5-21 représente l'évolution microstructurale des différentes zones de la soudure S2 réalisée en TIG (CP) en une seule passe avec un métal d'apport défini selon AWS 5.10 comme A5356.

On peut distinguer quatre zones représentatives : tout d'abord le métal de base formé de grains allongés caractéristiques du laminage. Ensuite vient la zone affectée thermiquement (ZAT) puis une zone qualifiée de zone de liaison qui est constituée de grains dendritiques colonnaires.

Cette zone de liaison est une interface entre la ZAT et la zone fondue (ZF) dans laquelle on retrouve des grains dendritiques équiaxes.

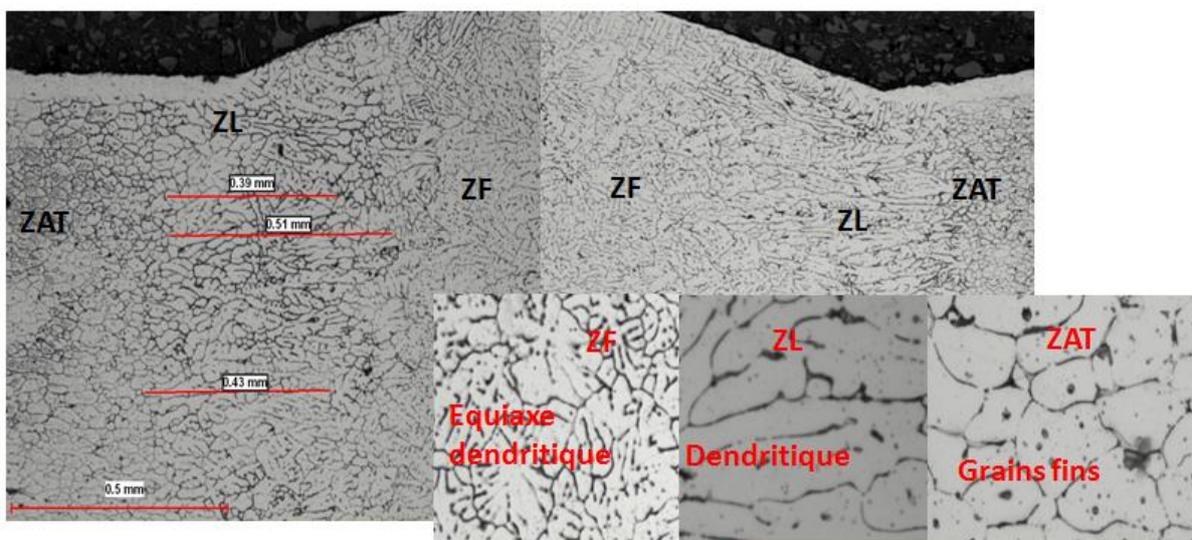


Figure 5-21: Structure des différentes zones de la soudure S2 de l'alliage 2024T3 en TIG (CP).

La zone de transition solide liquide se transforme à l'état solide donnant la zone de liaison ZL de largeur moyenne 0,45mm qui présente une structure colonnaire avec une légère épitaxie (figure 5-22) allant de la ZAT à grain fins vers la ZF à grains équiaxes dendritiques (figure 5-23). Ces deux zones (ZL et ZF) présentent aussi une légère liquation.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

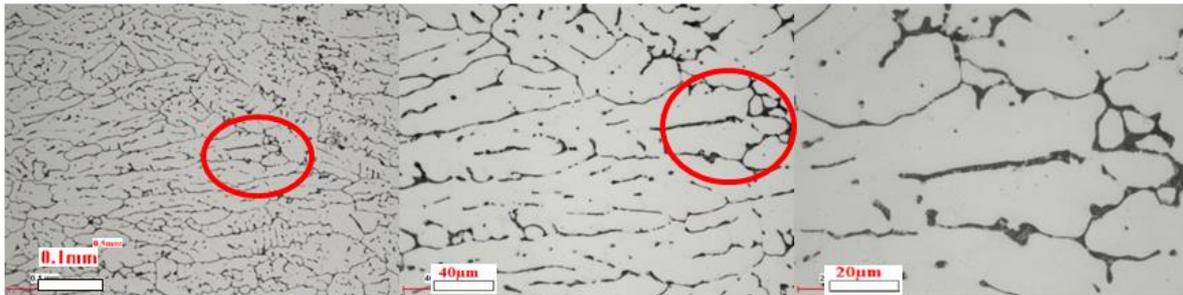


Figure 5-22: ZL, Structure colonnaire avec épitaxie légère et présence de liquation.

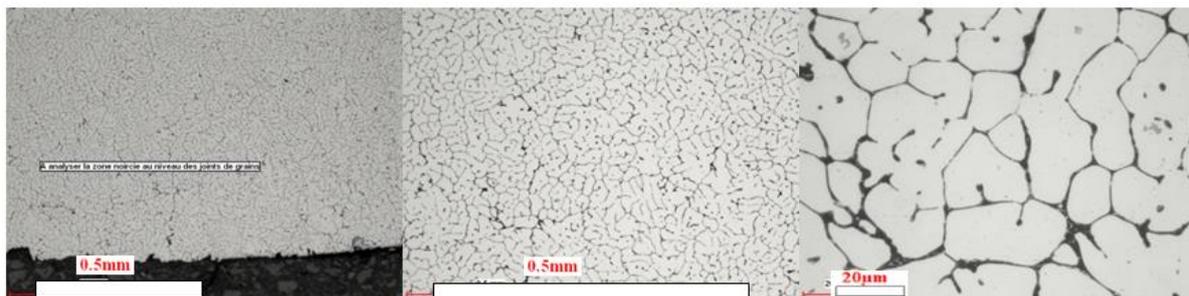


Figure 5-23: ZF, Structure à grains équiaxes dendritiques et présence de liquation.

Cette liquation est aussi observée en bas du cordon comme la montre la figure 5-23 à différents grossissements.

5.4.1.4 Caractérisation métallurgique du soudage laser Yb : YAG 2024.

La figure 5-24 représente les microstructures d'une soudure laser Yb :YAG sur l'alliage d'aluminium 2024 avec une puissance de soudage de 4KW une vitesse de soudage de 8 m/mn, ceci sur une tôle d'épaisseur 2 mm.

L'utilisation d'une grande vitesse de soudage a un effet important sur la diminution de la porosité [154]. Les porosités restantes sont sphériques et de faible diamètre.

Les structures obtenues sur une coupe transversale sont dendritiques très fines avec épitaxie sur la zone de liaison ZL (figure 5-24 (a) et (b)) et des structures dendritiques équiaxes fines au milieu du cordon dans la ZF (figure 5-24 (c) et (d)). Ces structures sont dues au gradient thermique provoqué par le « Keyhole » et à la grande vitesse de soudage, ceci produisant un cycle thermique de soudage dont les vitesses de chauffage et de refroidissement sont élevées.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

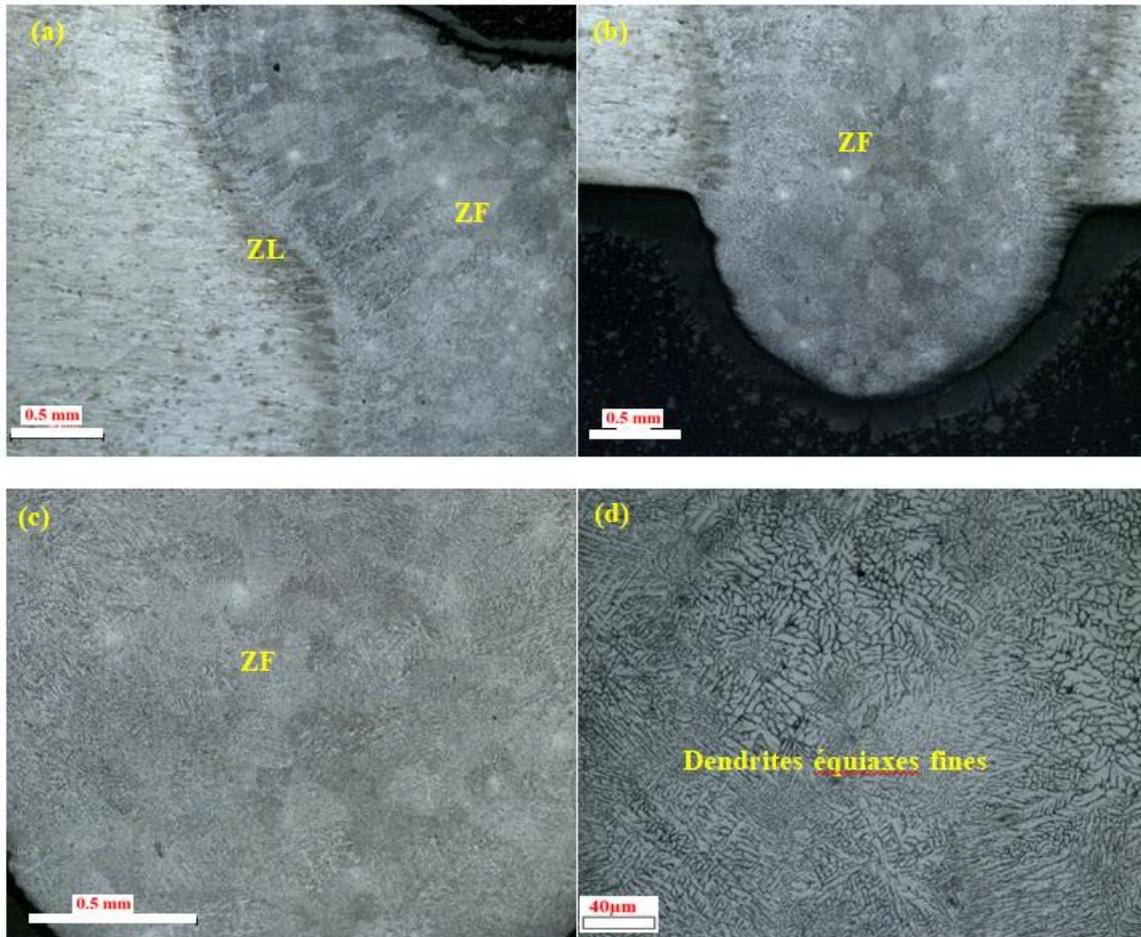


Figure 5-24: Etat structural de la soudure laser Yb:YAG (a) et (b) ZL à structures dendritiques fines avec épitaxie, (c) et (d) ZF à structures dendritiques équiaxes fines.

5.4.2 Caractérisation mécanique des soudures d'aluminium 2024T3

5.4.2.1 Cas de la soudure (S2) : TIG(CP) 2024

La figure 5-25 représente les caractéristiques mécaniques de la soudure S2 en TIG (CP). L'évolution de la microdureté (figure 5-25) montre la diversité des valeurs de la dureté par rapport à la diversité des structures observées sur les différentes zones. Sur la zone fondue ZF on constate une baisse de dureté ce qui est expliqué par la mise en solution des précipités durcissants du 2024.

Les courbes des microduretés HV0.2 mesurées sur les faces endroit, envers et transversale (figure 5-25) présentent une même allure : une dureté faible dans la zone fondue, suivie d'une croissance de dureté et une diminution pour recroître légèrement dans la ZAT et se stabiliser dans le MB.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Les phénomènes régissant ce comportement sont difficiles à élucider. Ils dépendent de plusieurs facteurs : l'énergie mise en jeu, les cycles thermiques subis par chaque point (Figure 5-17) et l'étendue de la zone d'influence thermique (l'aluminium est un très bon conducteur thermique). Il faut rappeler que l'alliage 2024 est un alliage à durcissement structural où les phénomènes de précipitation et dissolution de phases intermétalliques vont dépendre des températures atteintes et du temps de maintien à ces températures. Les travaux de C. Genevois [155], [156] montrent qu'en plus des phénomènes de précipitation on doit tenir compte de l'état structural après soudage (affinage et/ou grossissement de grains) qui a une influence sur les propriétés mécaniques et plus particulièrement sur la dureté.

Sachant que l'affinage de grain est caractéristique d'une mise en solution, les valeurs de dureté élevées correspondent au vieillissement naturel par précipitation des zones GPB et la diminution correspond à la dissolution de ces zones pour des températures entre 250°C et 300°C.

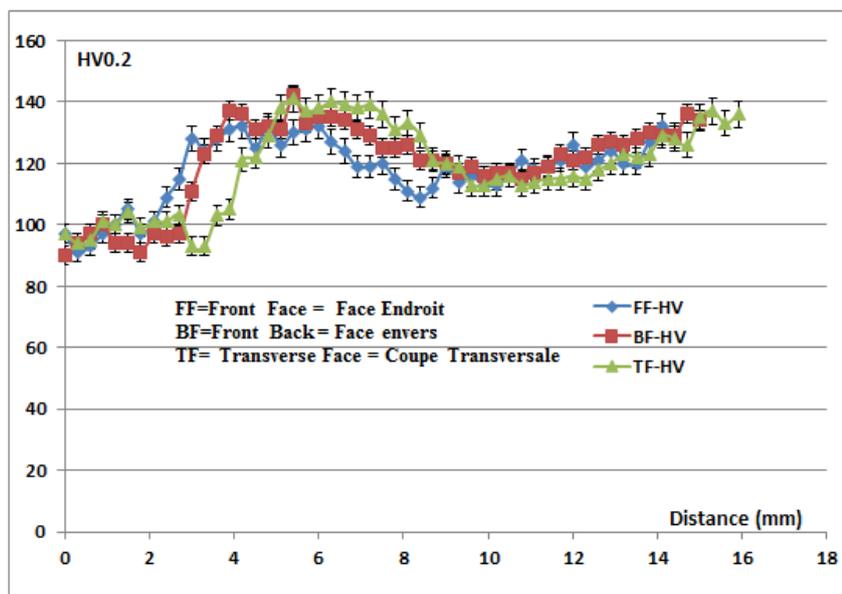


Figure 5-25: Caractéristiques mécaniques de la soudure S2 en TIG (CP), Profils de dureté HV0.2.

Par contre l'essai de traction (figure 5-26) montre que la résistance à la rupture ainsi que l'allongement ont chuté de façon dramatique par rapport au matériau de base

RESULTATS ET DISCUSSIONS

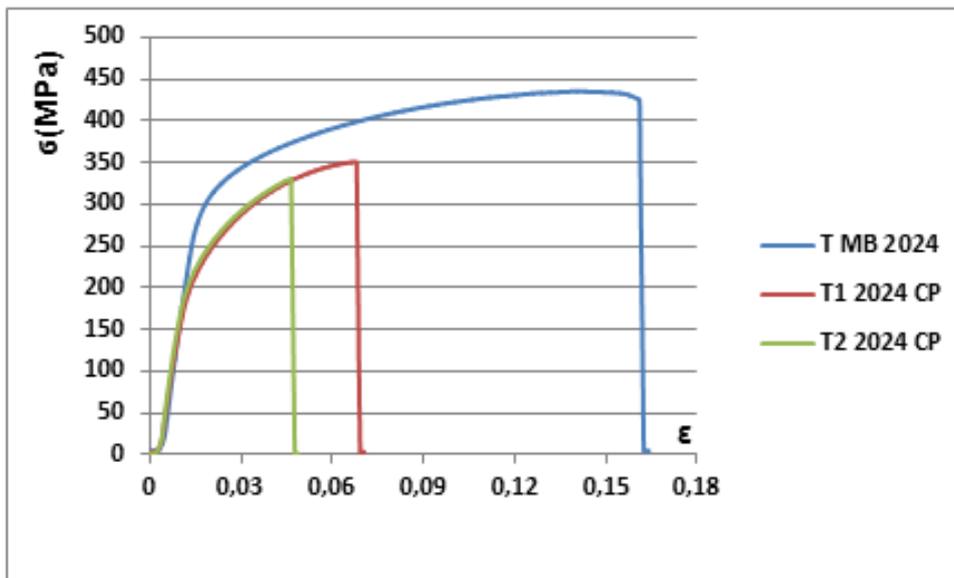


Figure 5-26: Caractéristiques mécaniques de la soudure S2 en TIG (CP), Superposition de courbes de tractions MB et Soudure.

Les résultats de l'essai de traction sont synthétisés dans le tableau 5-12 ci-après.

Tableau 5-12: Caractéristiques mécaniques de la soudure S2 (TIG (CP)).

Condition	Limite d'élasticité Re (MPa)	Limite à rupture Rm (MPa)	Allongement A (%)
Matériau de base	308	466	16
T1 2024 CP	165	340	7
T2 2024 CP	155	320	5

La rupture sur de l'éprouvette soudée s'est produite dans la zone de liaison. La fractographie (figure 5-27) met en évidence une rupture ductile comme l'indique les cupules pour le matériau de base et une rupture fragile pour le matériau soudé probablement causée par les structures de liquations mais aussi par la présence de porosités (figure 5-27).

RESULTATS ET DISCUSSIONS

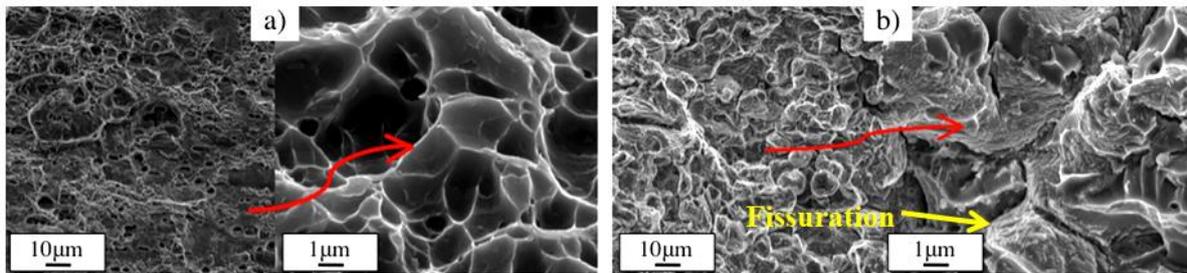


Figure 5-27: Fractographie (a) métal de base et (b) de l'éprouvette soudée TIG (CP) A2024.

5.4.2.2 Cas du laser Yb : YAG sur A2024

A la différence des soudures TIG, la soudure laser (Figure 5-28a) nous indique que la zone d'influence thermique est faible. Nous constatons que l'allure du profil mesuré présente une basse dureté sur la ZF suivie d'une dureté élevée sur la zone adjacente à la ZF pour presque se stabiliser ensuite. Elle montre l'existence d'une ZAT d'environ 1.2 mm, contrairement à l'observation métallographique où nous n'avons pas constaté de variations structurales appréciables. Ainsi, les températures atteintes dans la ZAT sont inférieures à celle de la mise en solution mais peuvent être suffisamment importantes pour provoquer une augmentation de dureté par précipitation de la phase durcissante S'.

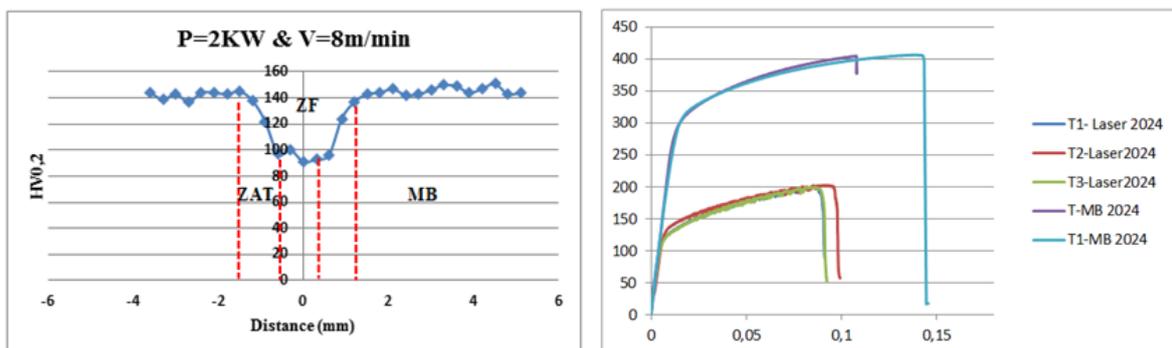


Figure 5-28: Caractéristiques mécaniques de la soudure laser Yb ; YAG sur A2024. (a) Profils de dureté HV0.2. (b) superposition de courbes de tractions MB et Soudure.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

De la même manière, on constate une chute de la résistance à la rupture et une diminution de l'allongement. Les résultats des essais sont présentés sur le tableau 5-13 ci-dessous.

Tableau 5-13: Caractéristiques mécaniques de la soudure laser Yb :YAG sur 2024.

A2024	Re(MPa)	Rm(MPa)	A (%)	Zone de rupture	*Rm(S)/*Rm(BM)	*A(S)/*A(BM)
T MB	275	411	14	/	/	/
T1laser 2024	119	199	9.8	ZF	0.48	0.7
T2laser 2024	117	198	9.2	FZ	0.48	0.65
T3laser 2024	117	198	9.2	FZ	0.48	0.65

On remarque que les diminutions de la résistance à la rupture et de l'allongement sont respectivement de 52% et d'environ 35% par rapport au métal de base.

5.4.3 Caractérisation métallurgique des soudures de l'alliage AM60

5.4.3.1 Sur procédé TIG(CA) sur l'alliage de magnésium AM60

Un grand intérêt est porté à cet assemblage AM60 en TIG (CA) avec utilisation d'un métal d'apport de type ZE41. Les compositions chimiques des deux alliages sont données sur les tableaux suivants :

Tableau 5-14: Composition chimique de l'alliage AM60.

Éléments	Al	Mn	Mg
%Massique	6.54±0.05	0.39±0.07	92.88±0.06

Tableau 5-15: Composition chimique du métal d'apport ZE41.

Éléments	Zn	Zr	RE (La+Ce)	Mg
%Massique	4	0.7	1.4	balance

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Il s'agit d'un assemblage hétérogène entre deux alliages AM60 (Mg-Al-Mn) et ZE41 (Mg-Zn-RE). Les lettres (RE) indique la présence de terres rares. L'influence des éléments et leurs effets sont décrits dans la littérature [157- 161]. La présence de Zirconium (Zr), de Cérium (Ce) et de Lanthane (La) améliorent les propriétés mécaniques en affinant le grain mais aussi par la formation de phases et d'intermétalliques dans l'eutectique du type $Mg_{12}RE$, $Mg_{17}RE_2$ ou Mg_3RE [160]. Le choix du métal d'apport est imposé. Cependant, son utilisation est exclusive au domaine aéronautique [162].

La soudure objet de la caractérisation est constituée de deux passes. Les paramètres de soudage sont donnés au Tableau 3.II.3. La première est sans métal d'apport et la seconde avec le métal d'Apport (MA) ZE41. Un intérêt particulier est porté à la zone de fusion, siège de dilution des deux alliages AM60 et ZE41.

5.4.3.1.1 Application de la thermographie IR dans le cas du soudage TIG de l'alliage AM60

De la même manière que pour le soudage TIG de l'alliage 2024, nous avons refait l'expérience de l'acquisition thermographique avec l'alliage de magnésium AM60 sur la première passe sans métal d'apport. La figure 5-29 ci-dessous représente le dispositif expérimental. La position de la caméra infrarouge Thermo-Vision A40 M de FLIR SYSTEMS est montrée sur la figure 5-29a. L'image thermographique acquise grâce au logiciel ThermoCAM Research pro2.9 est montrée sur la figure 5-29b.

Le traitement des données s'est fait par le même logiciel. Cependant, dans ce travail, nous avons voulu traiter d'une autre manière l'acquisition des cycles thermiques. Nous avons choisi de définir les températures atteintes en différents points, contrairement à ce qui a été effectué sur la soudure TIG (CA) de l'alliage 2024 où des lignes de profils transversalement au sens du déplacement de la torche ont été choisies.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

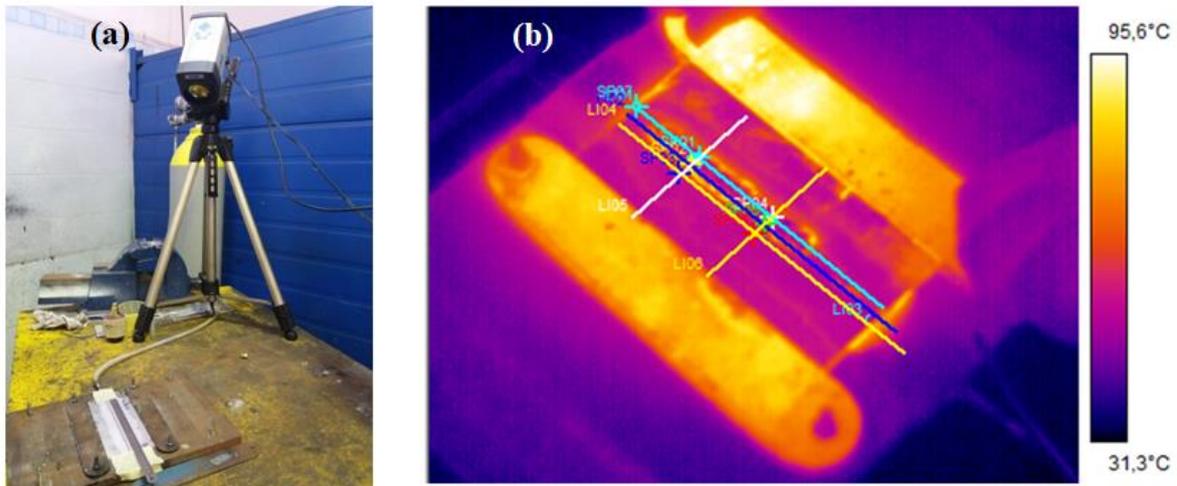


Figure 5-29: Dispositif expérimental de la thermographie du soudage de l'alliage AM60.

Pour cela, nous avons relevé les dimensions réelles de l'éprouvette soudée. Une droite parallèle à la direction du soudage est tracée au milieu du cordon de soudure pour former son axe. Deux autres droites sont tracées parallèlement à l'axe et l'écart entre chacune est de 6mm (Figure

Pour déterminer la position des points par rapport à la pièce, on considère la distance entre deux points ou deux lignes comme étant un vecteur.

La dimension ou le module du vecteur $\|\vec{R}\|$ est définie par :

$$\|\vec{R}\| = \sqrt{(x_1 - x_2)^2 + (y_1 - y_2)^2} \quad \text{Avec les } x \text{ et } y \text{ les coordonnées cartésiennes.}$$

A partir de cette équation, nous pouvons connaître la position et la température du point choisi. La figure 5-30 ci-dessous montre 3 droites parallèles de couleurs différentes (violet, vert, jaune) distantes entre elles de 6mm. Sur chaque droite, deux points sont choisis distants entre eux de 42mm.

Les points SP01 et SP04 se trouvent sur la droite de l'axe (couleur violet).

Les points SP02 et SP05 sont sur la première droite parallèle à l'axe (couleur verte).

Les points SP03 et SP06 sont sur la deuxième droite parallèle à l'axe (couleur jaune).

RESULTATS ET DISCUSSIONS

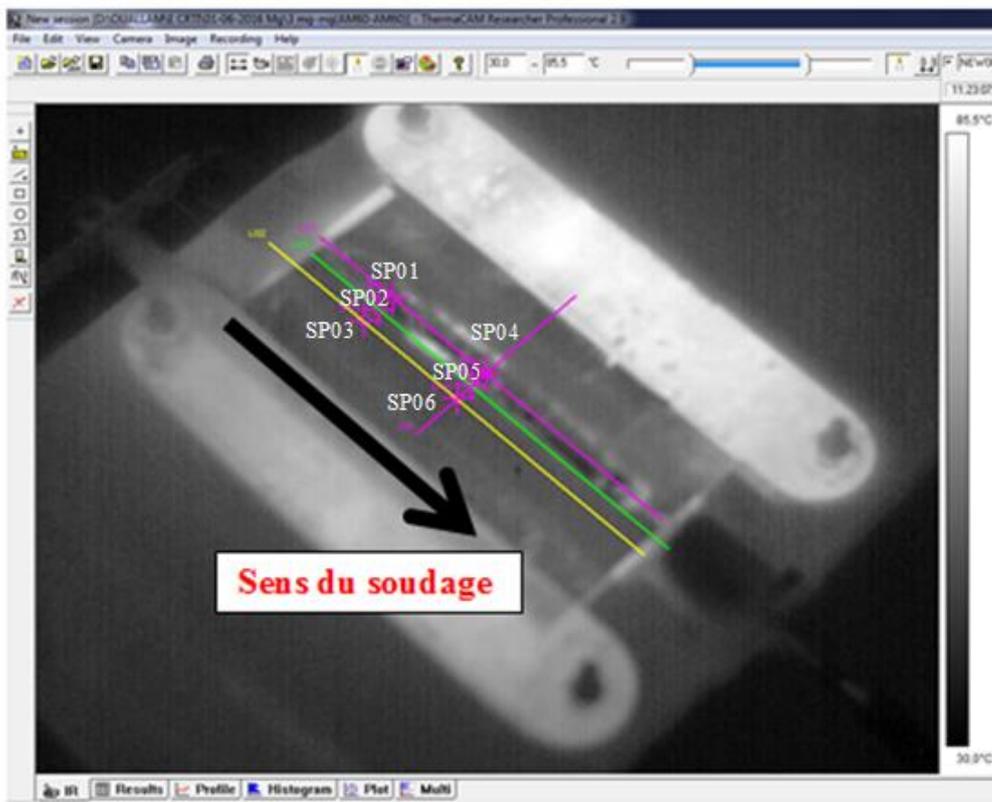


Figure 5-30: Position des points de mesure des cycles thermiques sur l'image thermographique.

Les cycles thermiques des points SP01 et SP04 sont donnés par la Figure 5-31. Ils montrent que la température dépasse les 550°C qui est la température maximale de détection. Au-delà, le signal devient carré. Cependant, on remarque que la largeur du carré du cycle SP01 (en bleu) est plus large que celui du cycle SP04 (en rouge) ce qui indique que la température de ce dernier est plus haute que celle du point SP01. Ceci est cohérent par rapport au mouvement de la torche de soudage.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

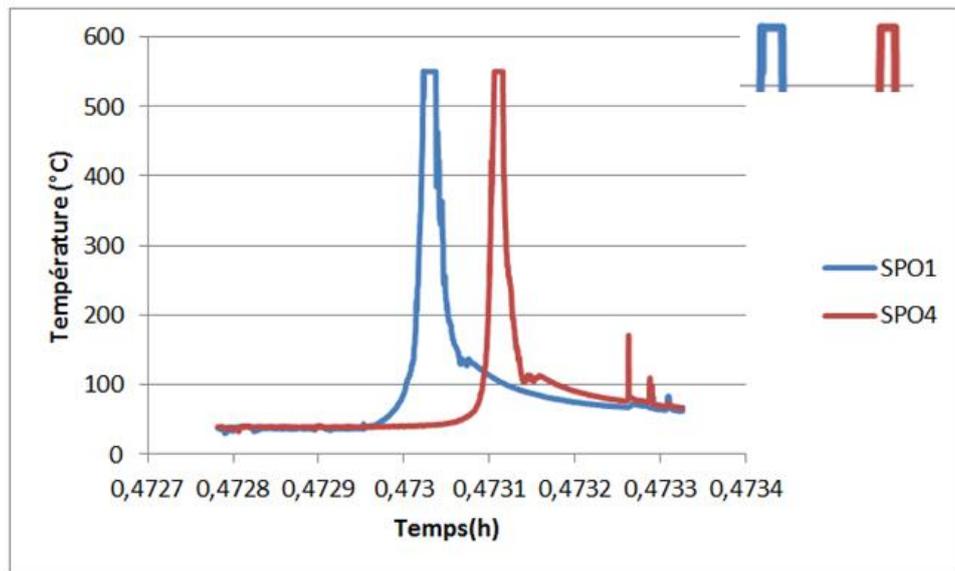


Figure 5-31: Cycles thermiques des points SP01 et SP04.

La figure 5-32 montre les cycles thermiques des points SP02 et SP05. La température pour le cycle thermique SP02 a atteint 323°C contre 550°C pour le cycle thermique du point SP05 car ce dernier est plus proche de la zone la plus chaude. Sachant que l'alliage de magnésium AM60 a une faible capacité calorifique, ce qui implique un chauffage rapide avec un refroidissement rapide, ceci conforte donc le résultat.

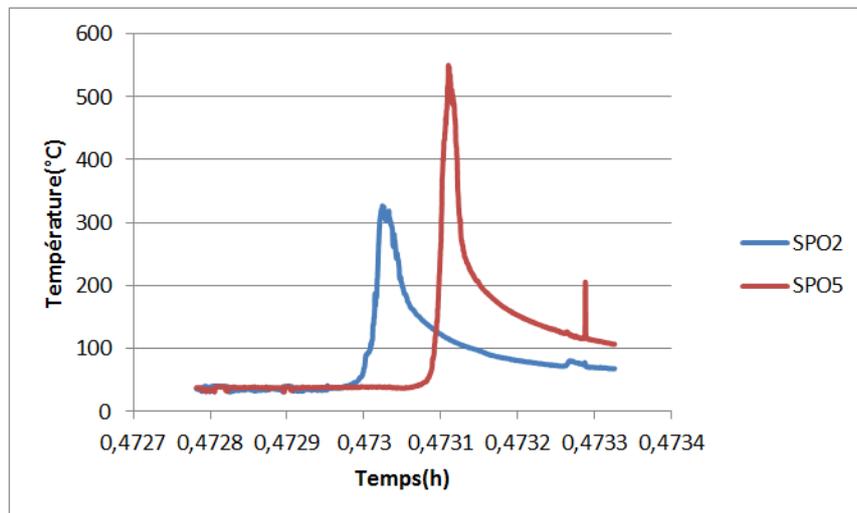


Figure 5-32: Cycles thermiques des points SP02 et SP05.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

5.4.3.2 Caractérisation métallurgique de la soudure TIG(CA) de l'alliage AM60

La figure 5-33, représente une micrographie avec un grossissement GX100.Elle montre un aperçu global des différentes zones qui constituent l'assemblage.

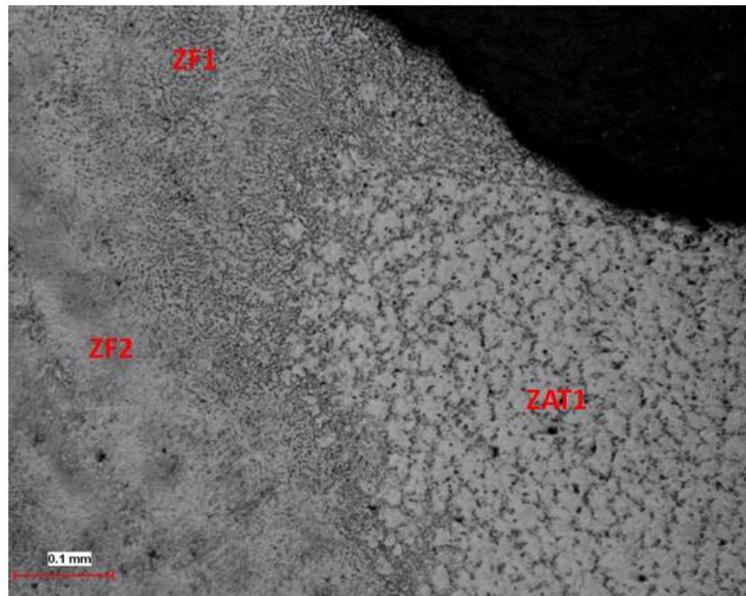


Figure 5-33: Micrographie Soudure TIG AM60.Aperçu global des différentes zones

1-Caractérisation microstructurale de la ZF

L'exploration de la zone fondue, montre l'existence de plusieurs microstructures dans leurs formes et dans les leurs constituants.

La Figure 5-34 représente une micrographie d'une coupe transversale de la partie haute du cordon (Figure 5-34a) et de la partie basse du cordon (Figure 5-34b).

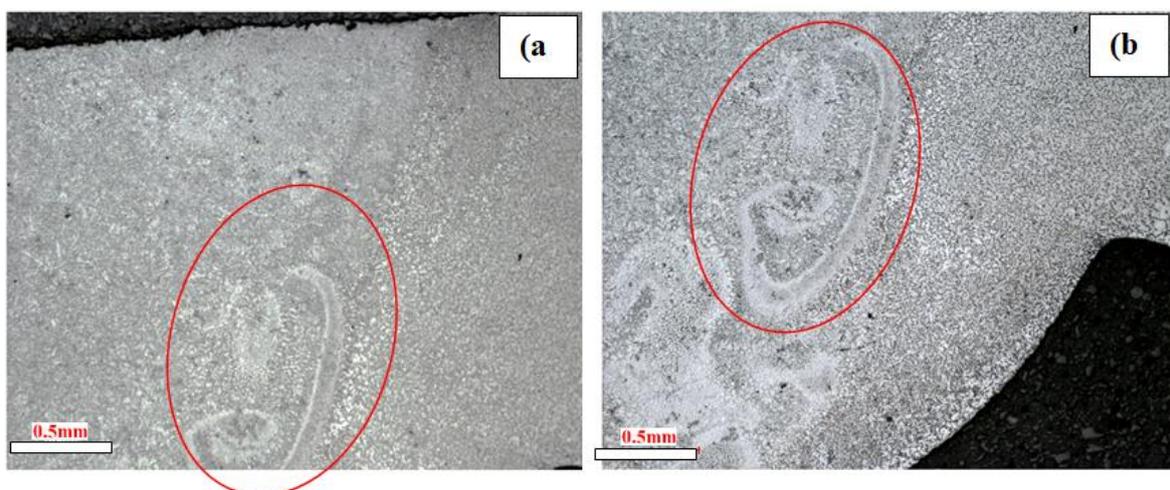


Figure 5-34: Microstructure ZF soudure TIG AM60.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Nous constatons que le comportement du bain de fusion est pratiquement le même que ce soit, sur la partie haute du cordon ou la partie basse du cordon comme indiqué (cercle rouge) sur la figure 5-34, ce que la physique de l'arc [163] peut expliquer par les différentes forces hydrodynamiques qu'elle produit. G. Tirand [164] explique cela principalement par la présence de courants de Marangoni dans le bain de fusion. La figure 5-35 ci-dessous est un agrandissement de cette zone. Elle montre clairement une bande mesurée de 90 μ m constitué de grains très fins de forme globulaire entourée par des intermétalliques (taches noires) pouvant se regrouper et former des nids. On les retrouve aussi sur les armatures des dendrites qui constituent la structure de la ZF.

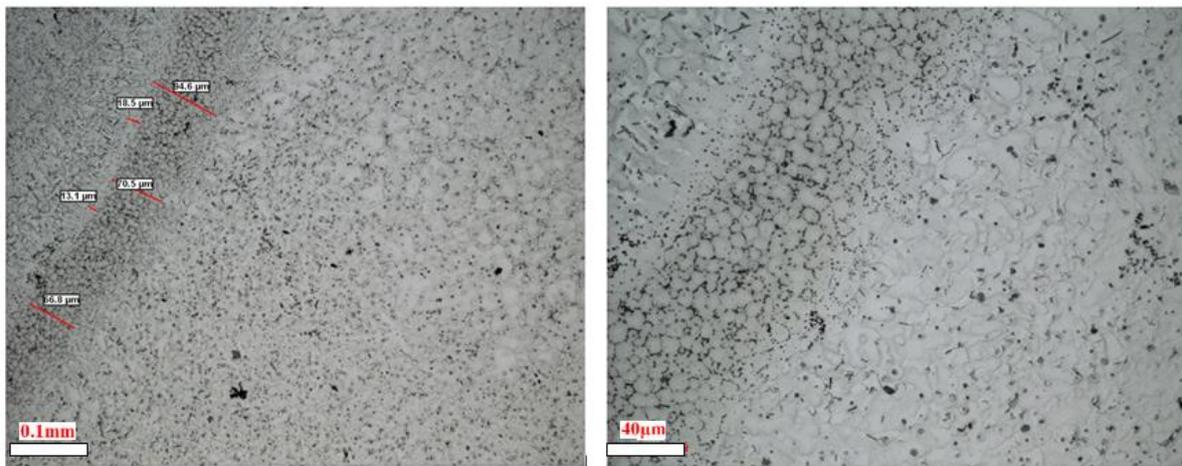


Figure 5-35: Structure ZF globulaire fine avec présence d'intermétalliques.

Les explorations au MEB sont présentées sur la figure 5-36 ci-dessous. On observe une zone fondue de structure dendritique fine (figure 5-36a) et une autre zone fondue (figure 5-36b) à grains circulaires très fins ; avec présence d'amas de particules sur les deux parties de la ZF. Le travail de P. Carlone et al. [165] sur le soudage de l'alliage ZE41 par procédé TIG a montré la présence d'une structure équiaxe globulaire plus fine que celle du métal de base. Ceci est attribué à la vitesse de solidification induite par le cycle thermique du soudage mais aussi à la présence du zirconium. Dans le travail de I. Peter et al. [166], il attribue aussi la finesse de grain à la présence du Zirconium dans son alliage de magnésium WE 43 et cite aussi la présence de petites particules riche en zirconium.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

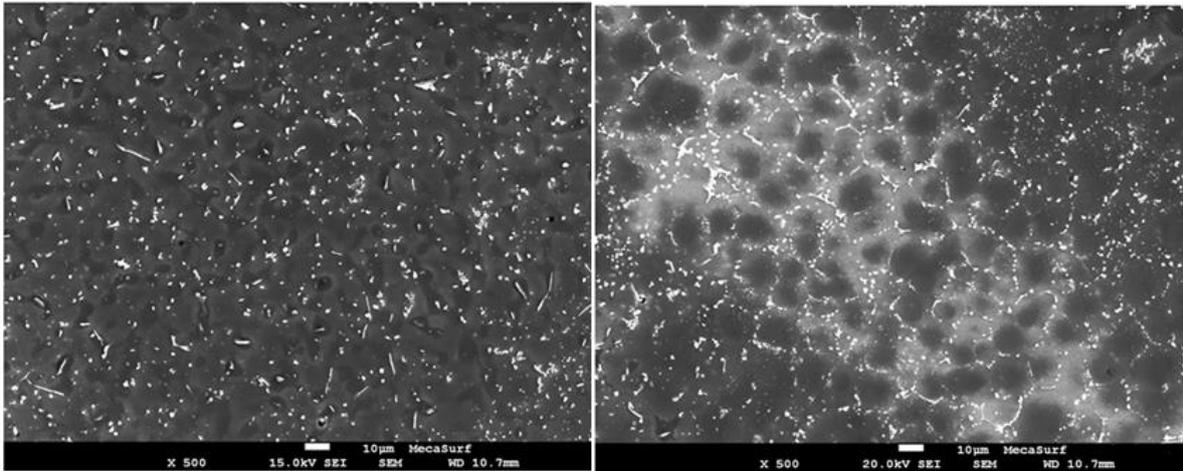


Figure 5-36: Microstructures MEB (a) ZF à structure dendritique fine, (b) ZF à structure globulaire fine.

Une analyse EDS globale (figure 5-37) est appliquée sur une partie de la ZF2. La composition chimique est présentée sur le tableau 5-16. Elle montre la présence des terres rares, La et Ce et du zirconium.

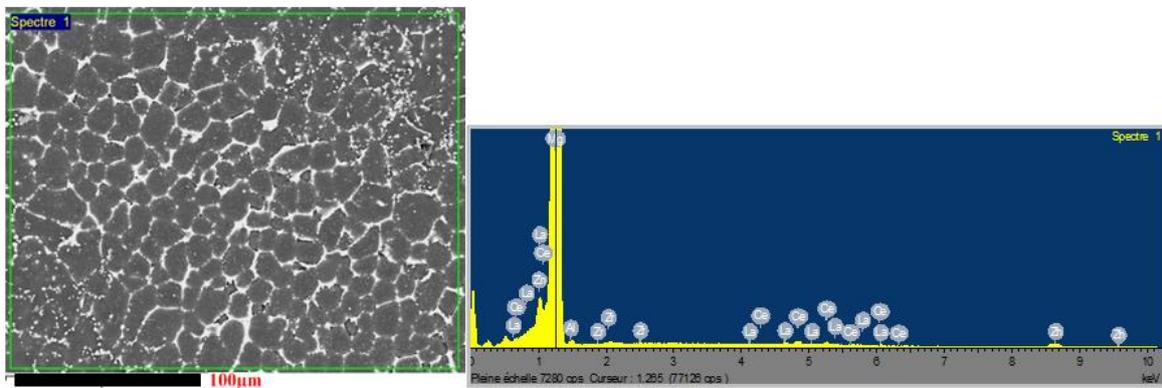


Figure 5-37: Analyse EDS globale sur ZF2 à structure globulaire fine.

Tableau 5-16: Composition chimique structure globulaire fine de la ZF2.

Eléments	Mg	Al	Zn	Zr	La	Ce
%Massique	94.73	0.66	2.17	0.49	0.57	1.37
%Atomique	98.06	0.61	0.84	0.14	0.1	0.25

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Dans un souci de confirmation de l'effet des éléments du métal d'apport ZE41 sur les structures obtenues, une EDS ponctuelle est effectuée (figure 5-38).

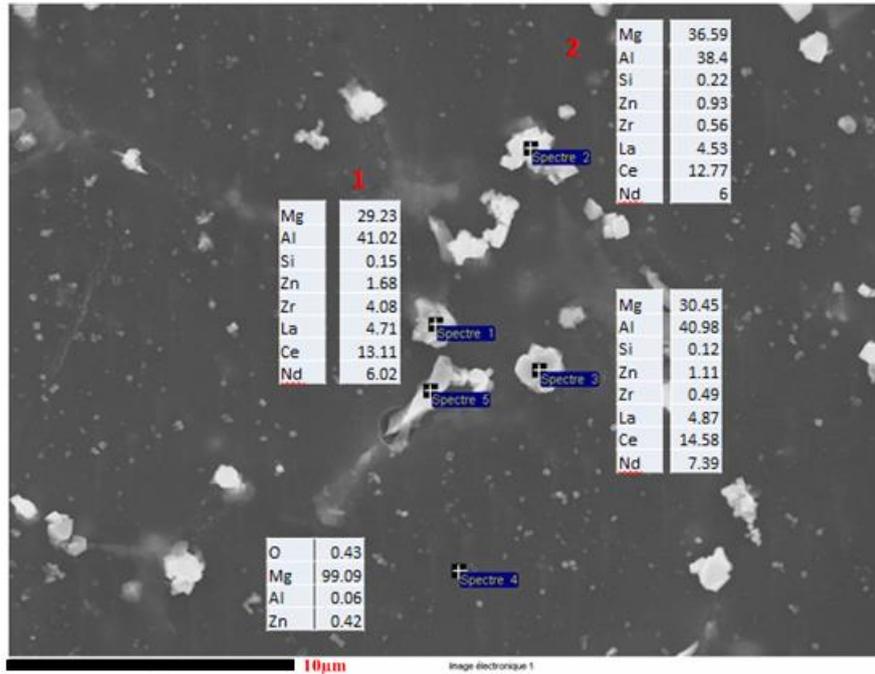


Figure 5-38: Analyse EDS ponctuelle des structures de ZF (AM60)

Il en est de même pour la cartographie EDS appliquée sur la zone de structure globulaire fine où la présence de Zr est faible par rapport aux terres rares (Ce, La, Nd) (figure 5-39).

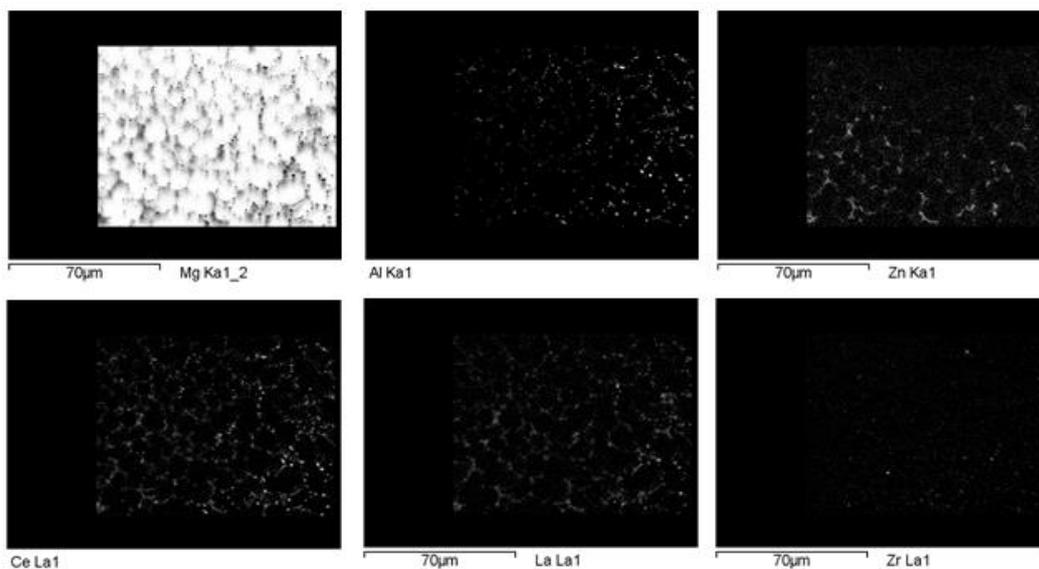


Figure 5-39: Cartographie EDS de la ZF à structure globulaire : répartition des éléments.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Dans son travail, W.C. Neil [167] parle d'une phase eutectique qui entoure le joint de grain appelé phase T définie comme étant Mg_7Zn_3RE et aussi de particules intermétalliques identifiées comme les particules noires présentes dans notre travail.

2- Caractérisation microstructurale de la ZF-ZL-ZAT1

L'aspect global de la zone ZF-ZL-ZAT est montré sur la Figure 5-40a. On remarque qu'au-delà de la ZL, une structure polyédrique (équiaxes) est présente, entourée aux joints de grains d'un eutectique sous forme d'ilots que nous observons plus clairement sur la figure Figure 5-40b. Cette dernière, montre aussi la présence de précipités de différentes formes (bâtonnets ou sphériques) tels que l'on en retrouve dans le métal de base.

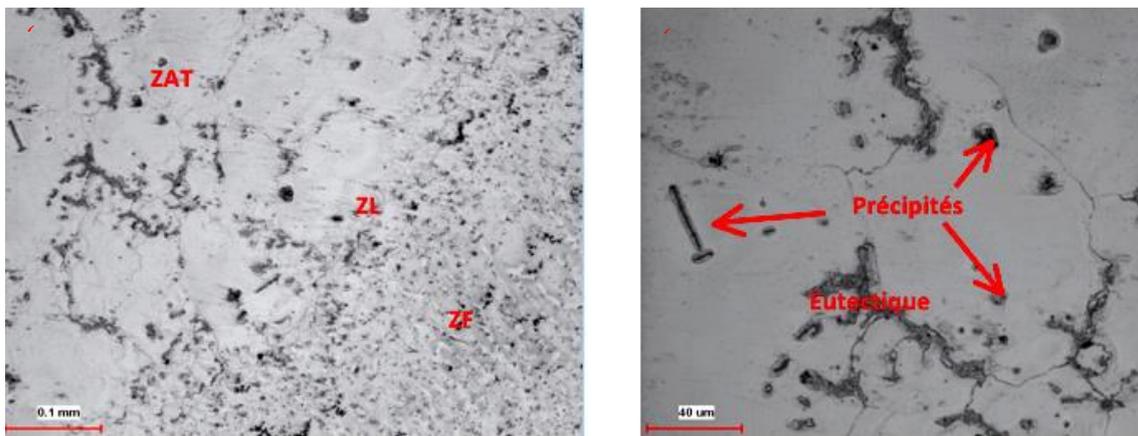


Figure 5-40: (a) Structures des différentes zones ; (b) structure à gros grains et précipitation.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Les analyses EDS sont effectuées dans la ZAT pour identifier les précipités (figure 5-41) ci-dessous). Les compositions chimiques sont présentées sur le tableau 5-17.

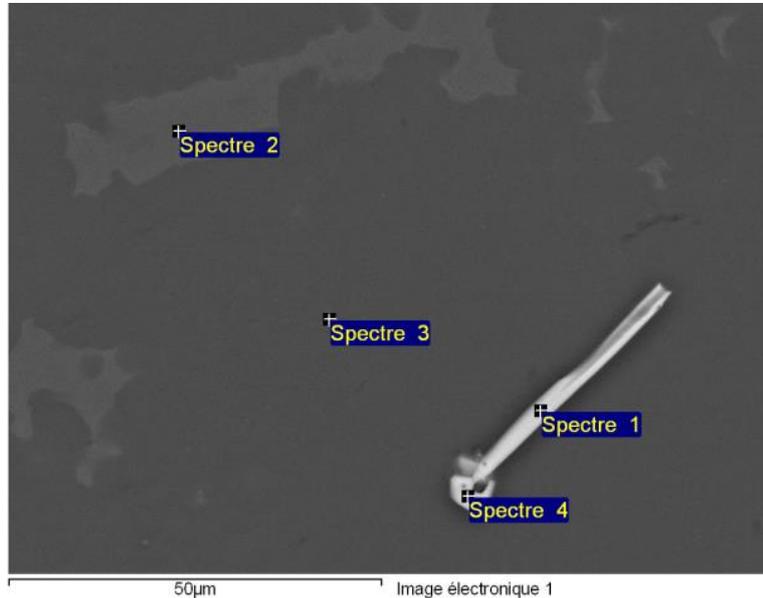


Figure 5-41: Analyse EDS des précipités.

Tableau 5-17: Composition chimique des précipités analysés.

Spectre	% Massique		
	Mg	Al	Mn
Spectre 1	42.71	36.46	42.63
Spectre 2	61.53	26.71	0.03
Spectre 3	87.03	4.77	-0.01
Spectre 4	9.99	32.41	47.57

Le spectre 1 et le spectre 4 montrent une forte présence de l'élément manganèse (Mn) ce qui nous fait penser à la présence du précipité du type Al_8Mn_5 . Les spectres 2 et 3 montrent la présence de la phase $Mg_{17}Al_{12}$ et de la phase αMg . Le Mn dans un alliage du type Mg-Al (cas de AM60) est présent pour piéger les impuretés (principalement le fer) dans l'alliage [168], [169] et augmenter sa résistance à la corrosion [170] par la formation d'inclusions intermétalliques du type $Al_8(Mn,Fe)_5$ ou Al_8Mn_5 . Le terme « inclusions » fait objet de débats

RESULTATS ET DISCUSSIONS

car certains considèrent celles-ci comme un site de nucléations de la phase α Mg lors de la solidification de l'alliage [170]. On retrouve plusieurs formes de la phase Al_8Mn_5 , en bâtonnets, sphériques et en rosettes. Ils se trouvent dans la matrice du grain et quelques fois sur le joint de grain [171]. La figure 5-42 ci-dessous montre une analyse EDS des différentes formes de la phase Al_8Mn_5 .

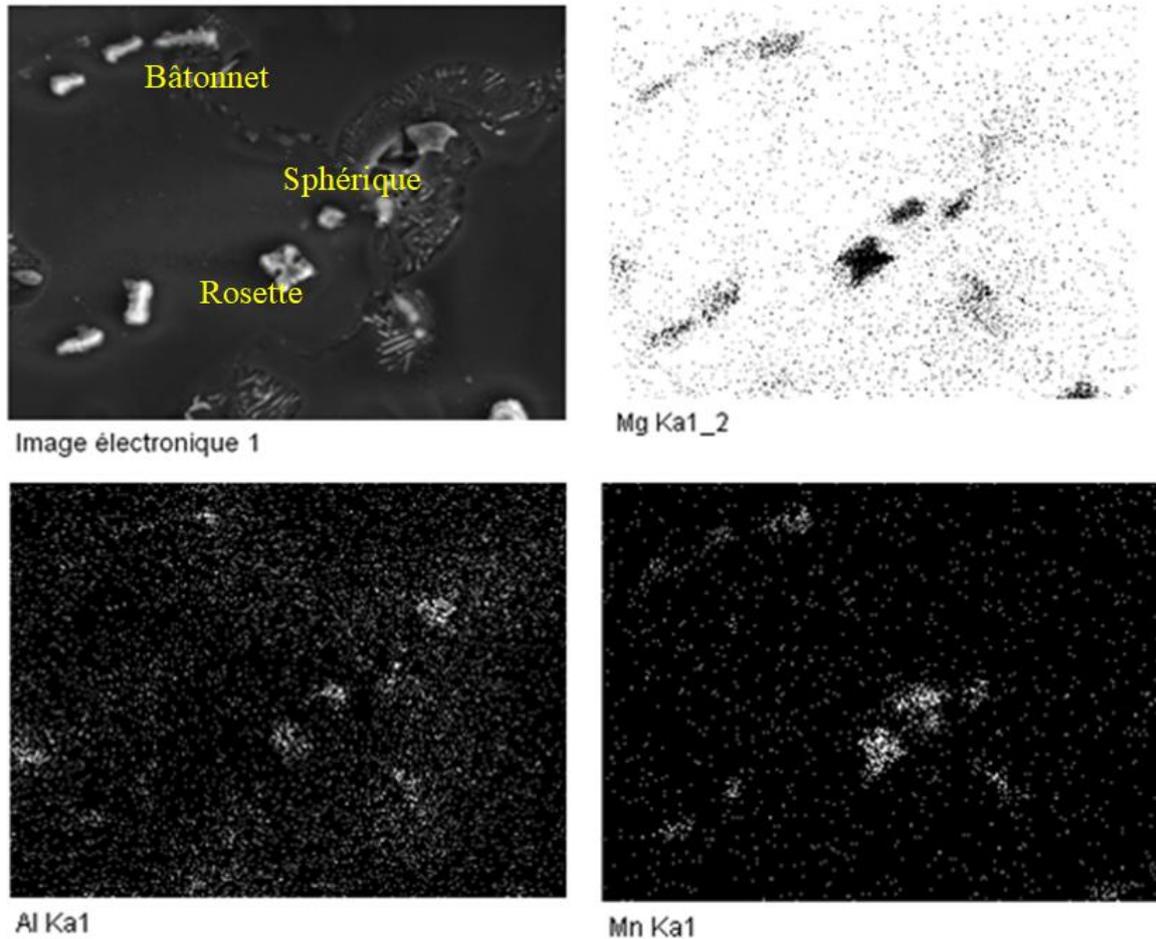


Figure 5-42: Cartographie EDS des précipités.

3- Caractérisation microstructurale de la ZAT

Durant nos observations, nous avons constaté une différence de structures entre la ZAT proche de la zone de fusion qu'on notera ZAT1 et une autre ZAT proche du métal de base qu'on notera ZAT2, d'où l'intérêt de consacrer une partie à la caractérisation de la ZAT qui n'est autre que la somme des ZAT1 et ZAT2.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

La phase $\beta\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ sur la ZAT1 proche de la ZF est plus importante au joint de grain que dans le cas de la ZAT2 (figures 5-43 (a) et (c)). Les figures 5-43 (b) et (d) ne sont que des grossissements plus importants des figures (a) et (c).

L'appauvrissement de la phase $\beta\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ dans la ZAT2, n'est que la dissolution de celle-ci à sa température de mise en solution, que l'on estime, à environ 300°C par rapport au diagramme d'équilibre Mg-Al à 6% d'Al.

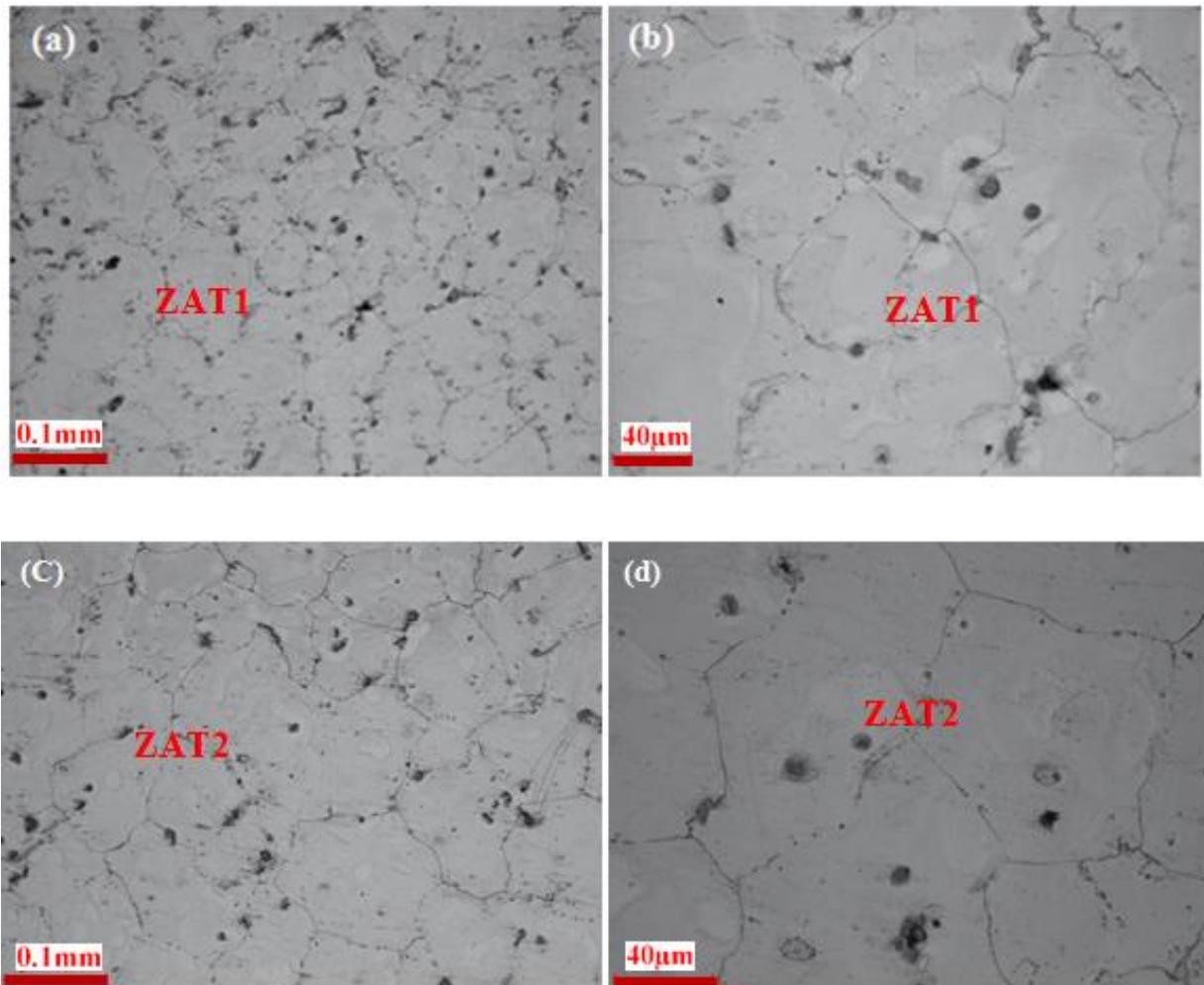


Figure 5-43: Microstructure ZAT TIG AM60 : (a) et(b) ZAT1 , (c) et (d) ZAT2.

En se rapprochant du métal de base, la phase eutectique $\beta\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ réapparaît comme le montre la figure 5-44 (a) et (b).

RESULTATS ET DISCUSSIONS

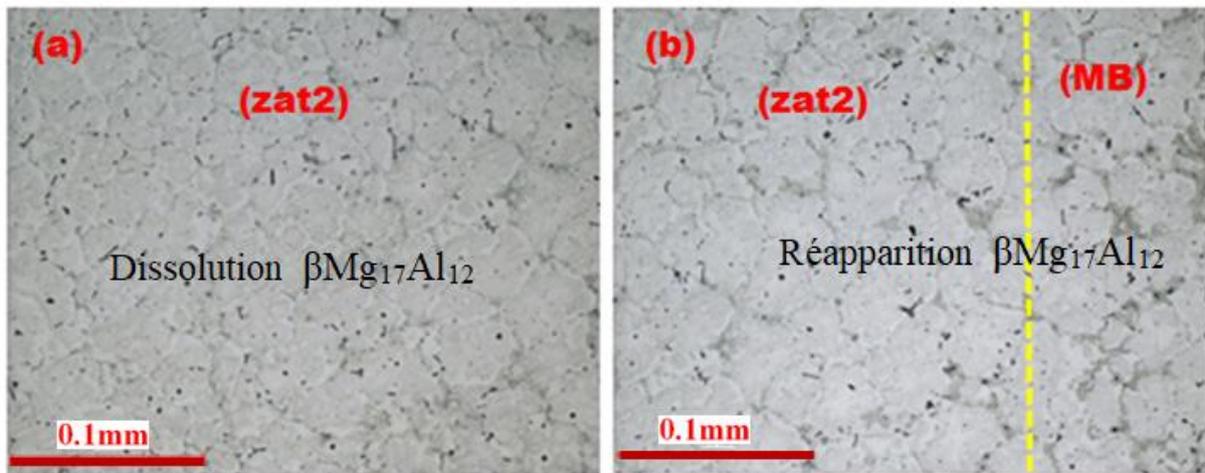


Figure 5-44: a) ZAT2; b) ZAT2-MB.

La figure 5-45 montre la cartographie EDS des éléments en présence dans la ZAT2 à partir de son image électronique (a). On constate un appauvrissement de la phase $\beta\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ aux joints de grains. Par contre, on aperçoit la présence d'un nombre important de précipités de formes différentes.

La cartographie EDS, montre que la phase $\beta\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ est présente sur les images (c) et (d). La phase Al_8Mn_5 est identifiée sur les images (d) et (e). Sur l'image (b) nous constatons la présence de l'oxygène, visible sur les précipités Al-Mn et Mg-Al.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

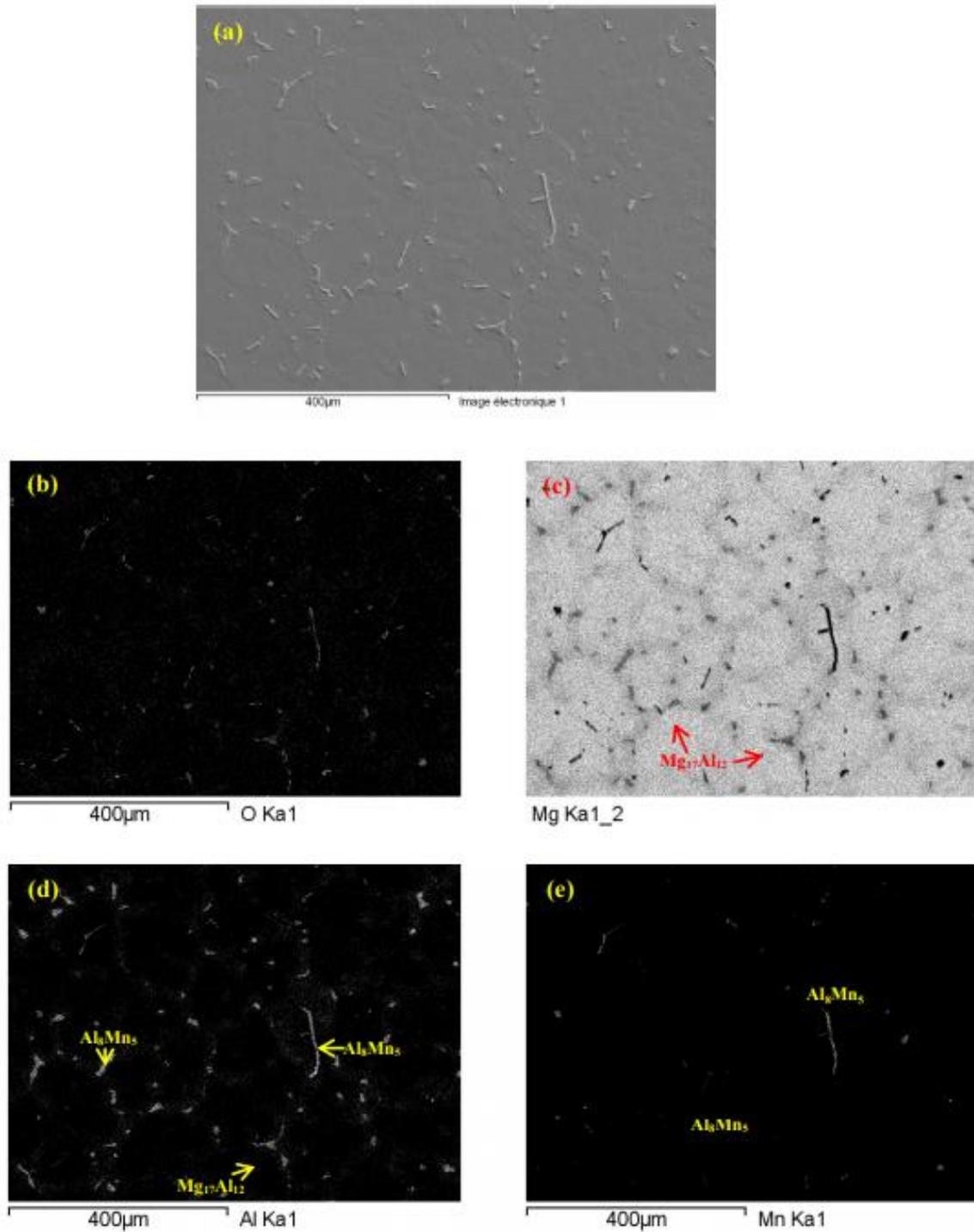


Figure 5-45: Cartographie EDS des éléments en présence dans la ZAT2.

4-Analyse EBSD sur une soudure TIG (AC) AM60

Des analyses EBSD sur différentes zones ont permis d'explorer différents paramètres tels que les tailles des grains et les orientations cristallographiques des différents grains et phases. La figure 5-46 donne un exemple. Sur cette figure, l'analyse EBSD est effectuée sur une partie de

RESULTATS ET DISCUSSIONS

la ZF et de la ZAT (figure 5-46 (a)). Le traitement sur le logiciel HKL Channel 5, nous donne une cartographie EBSD (figure 5-46 (b)). On constate une structure fine dans la ZF et une structure à grains grossiers dans la ZAT. La distribution de la taille globale des grains est donnée sur la figure 5-46 (c). La variation de couleurs des grains dans la cartographie EBSD représente une orientation cristallographique spécifique des cristallites selon les angles d'Euler. Elle est montrée sur la figure 5-46 (d).

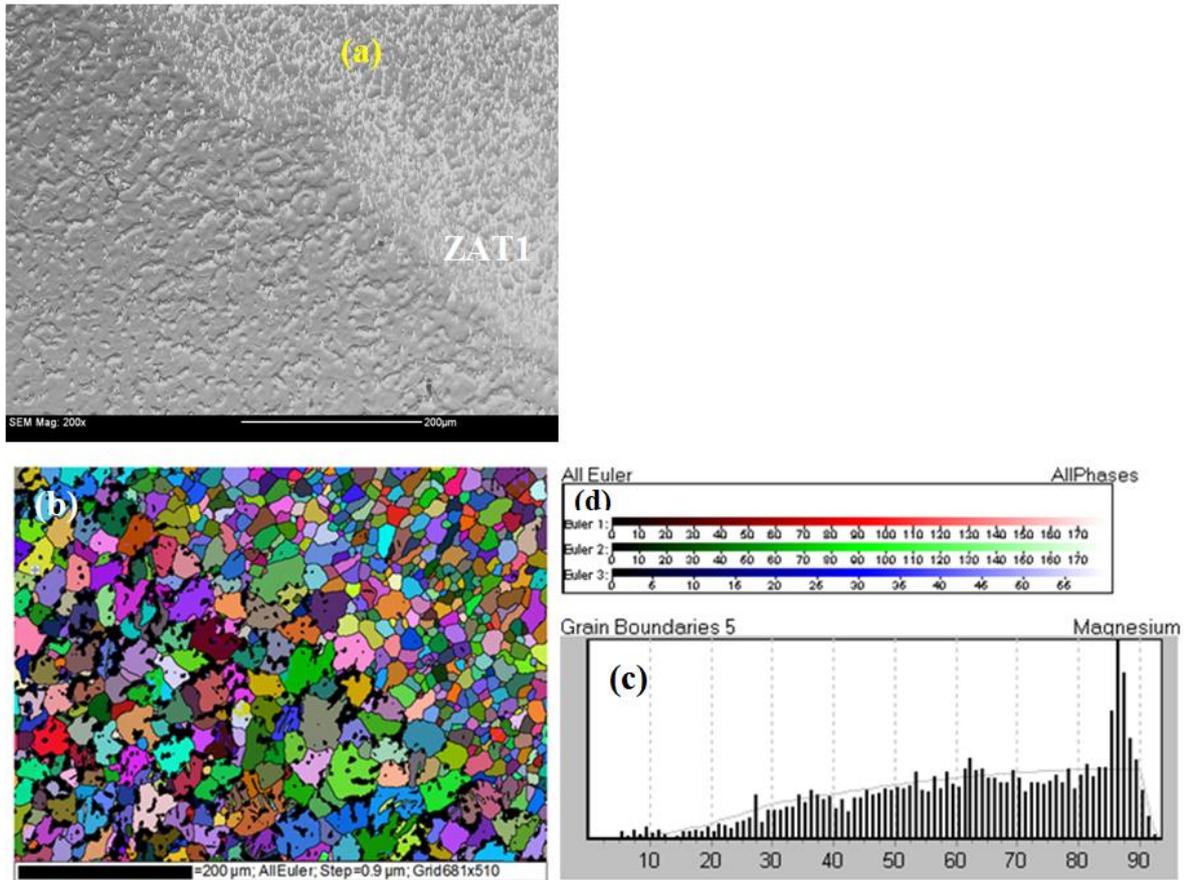


Figure 5-46: a) Micrographie initiale ZF-ZAT; b) Cartographie EBSD ZF-ZAT; c) Distribution de la taille des grains; d) Orientation cristallographique All Euler pour toutes les phases.

L'analyse de la texture de cette zone est donnée sur les figures de pôles montrées sur la figure 5-47 qui représentent la projection stéréographique sur les plans (0001), (10-10) et (10-11) des orientations cristallographique des grains (figure 5-47 (a)). Après lissage on constate qu'il n'y a pas de texture particulière mise en évidence dans cette zone.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

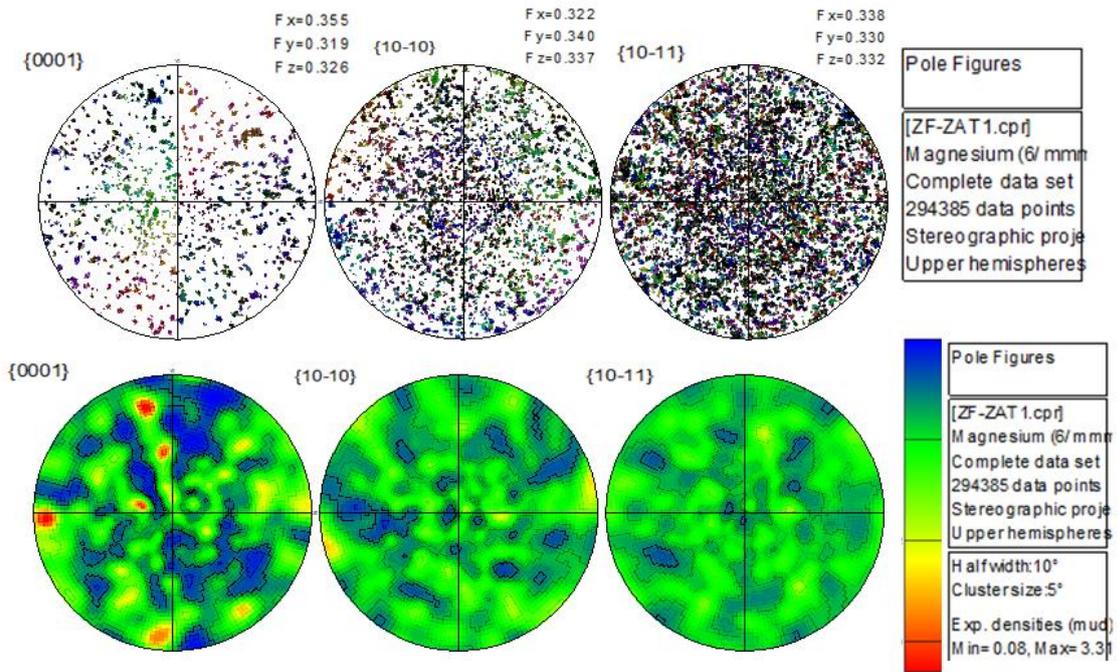


Figure 5-47: Figures de pôle ZF-ZAT.

Il en est de même pour la zone fondue ZF qui est constituée de plusieurs structures de formes et constituants variés. La figure 5-48 (b) représente une cartographie EBSD prise sur la partie de la ZF à structure fine (figure 5-48 (a)).

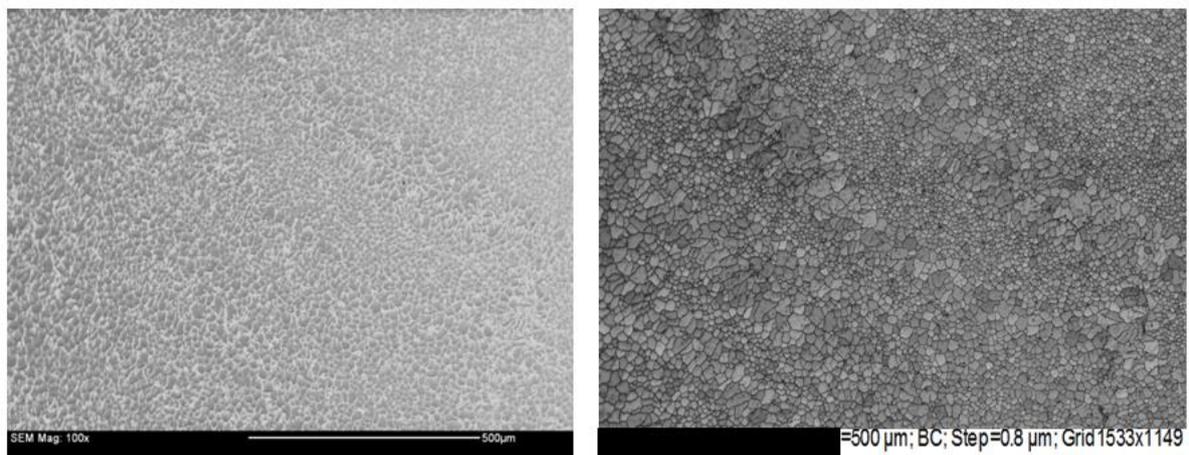
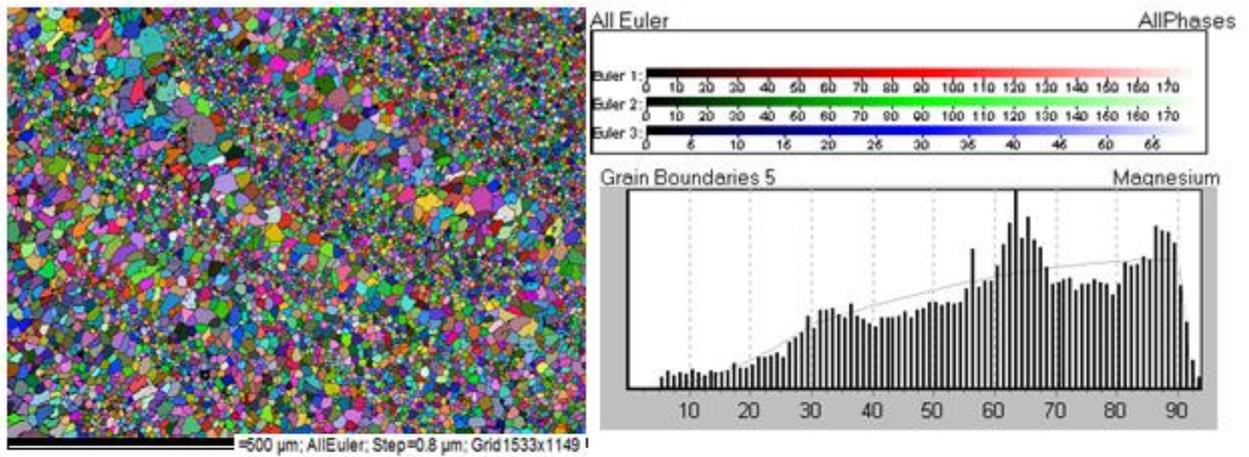


Figure 5-48: a) Micrographie MEB ZF; b) Cartographie EBSD ZF (TIG AC AM60)

La cartographie EBSD et l'analyse des textures représentées par ces figures de pôles et les figures de pôles inverses sont présentées sur la figure 5-49 (a), (b) et (c).

RESULTATS ET DISCUSSIONS



(a)

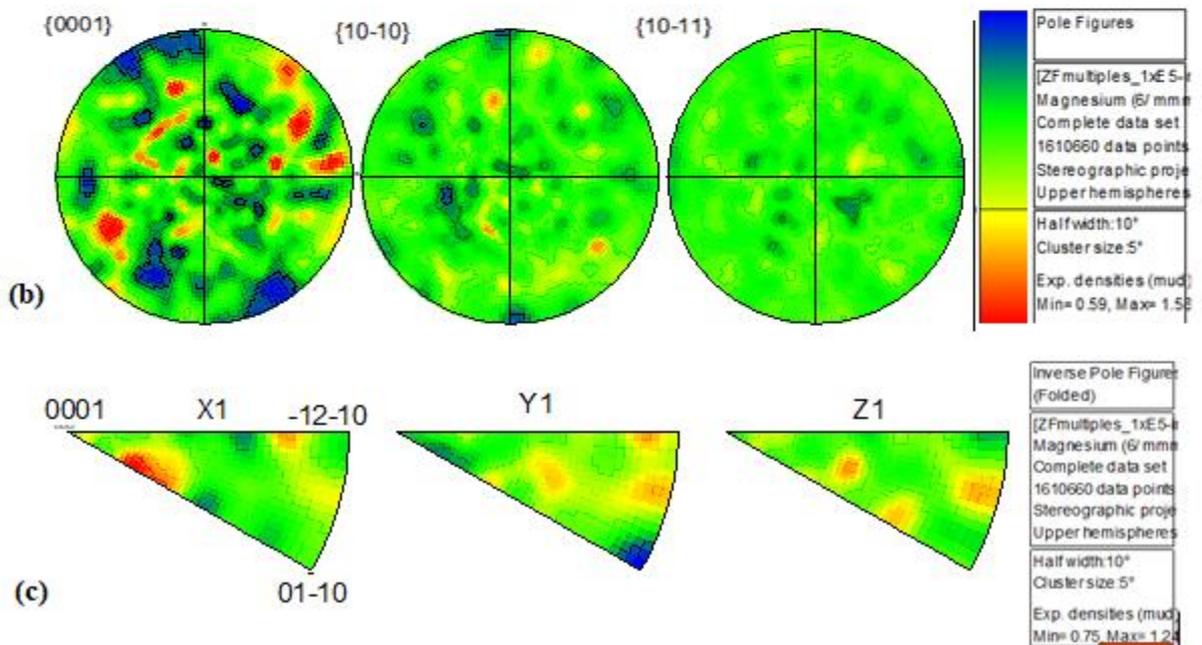


Figure 5-49: ZF multiple (a) Cartographie EBS,(b) Figures de pôles lissées, (c) figures de pôles inverses lissées.

Aucune texture n'est aussi constatée sur cette partie de la zone fondue.

Pour le métal de base AM60, les résultats sont donnés sur la Figure 5-50 et la Figure 5-51 représentant sa cartographie EBSD. Pour rappel, l'alliage AM60 obtenu par coulée sous pression sous gaz neutre exempt de traitement thermique comprend des structures eutectiques aux joints de grain et d'autres précipités de formes variées de type $Mg_{17}Al_{12}$ et Al_8Mn_5 .

RESULTATS ET DISCUSSIONS

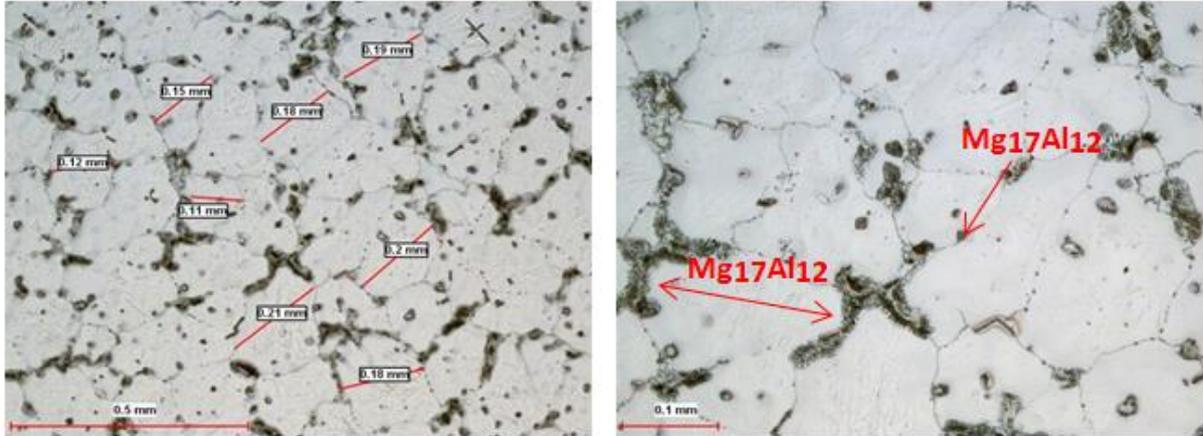


Figure 5-50: Micrographie métal de base AM60.

La figure 5-51 montre la cartographie EBSD du métal de base où nous constatons que certaines phases comme le $Mg_{17}Al_{12}$ et Al_8Mn_5 n'ont pas été indexées (zones noires). Seule la phase αMg est indexée.

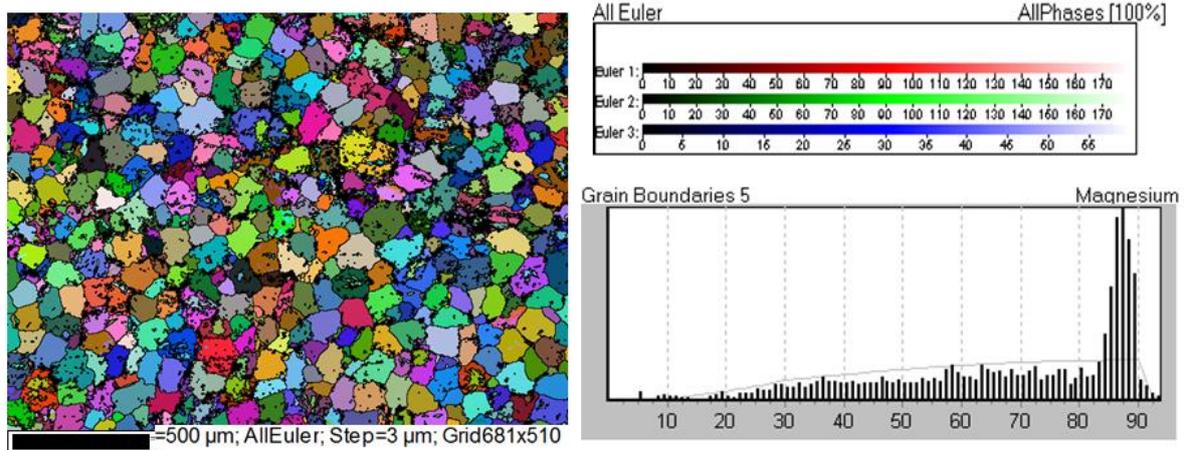


Figure 5-51: Cartographie EBSD de MB en AllEuler.

L'analyse des textures est donnée sur les figures de pôles et les figures de pôles inverses représentées sur la figure 5-52.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

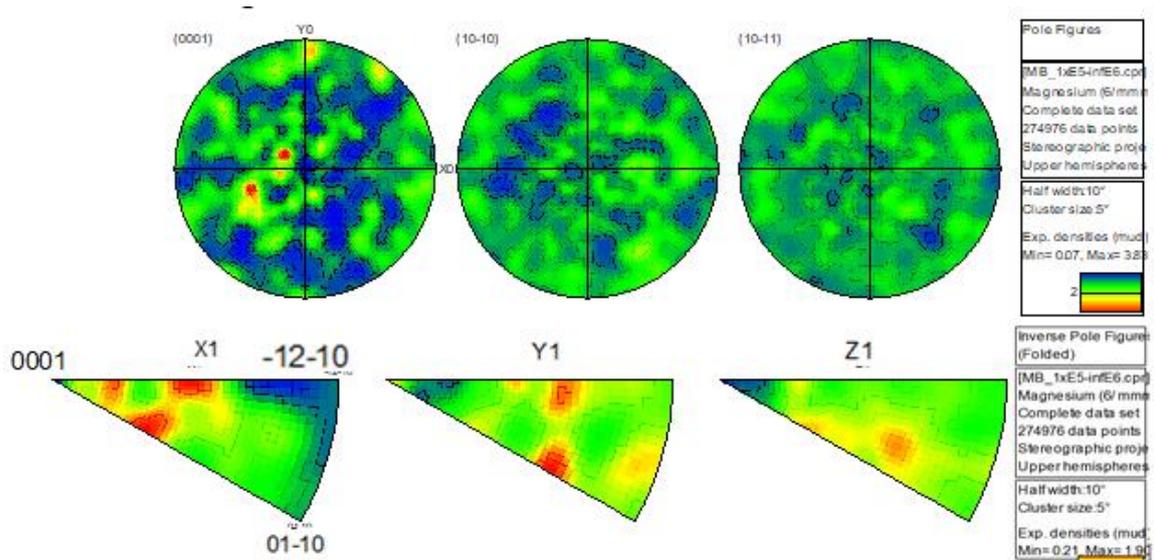


Figure 5-52: Figures de pôles et les figures de pôles inverses sur MB –AM60

En conclusion, on peut dire que l'analyse EBSD sur l'alliage AM60 soudé avec le procédé TIG avec un courant alternatif révèle que ce procédé ne crée pas de texturation au niveau des zones impactées par le soudage.

5.4.3.3 Caractérisation métallurgique de la soudure Laser Yb:YAG de l'alliage AM60

Elle comprend l'ensemble des observations métallographiques par microscopie optique, microscopie électronique à balayage avec analyses EDS et analyses par EBSD. La DRX est aussi utilisée pour caractériser les phases, leur proportion mais aussi les contraintes résiduelles et la texturation du matériau.

Le choix s'est porté sur la soudure obtenue avec une vitesse de 3.5m/min et une puissance laser de 2kW.

Ainsi, l'aspect du cordon, ses dimensions et les différents défauts existant sont montrés sur la macrostructure figure 5-53.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

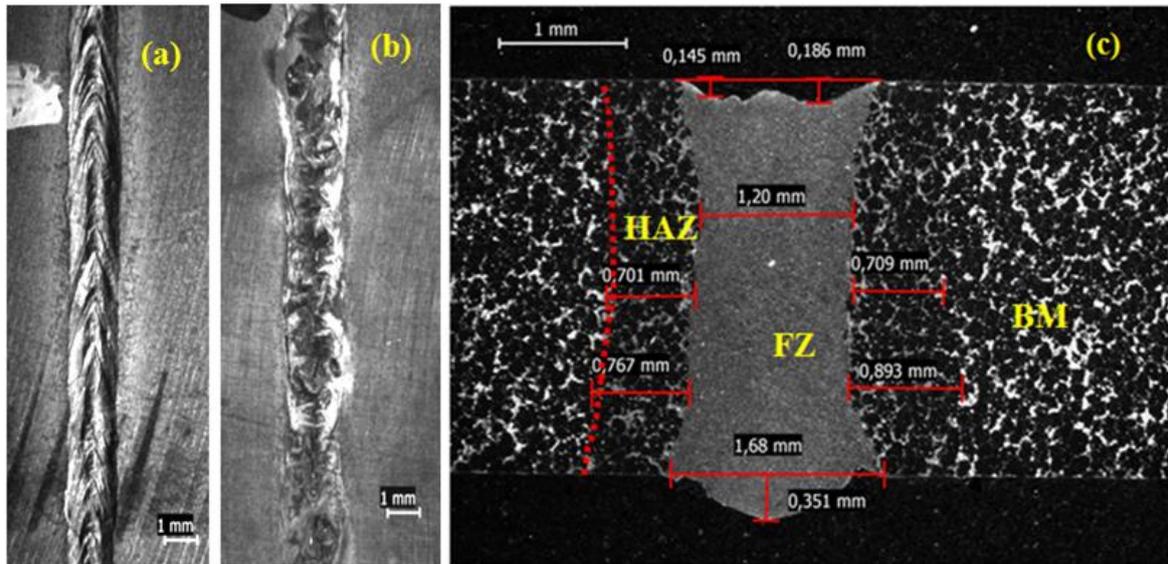


Figure 5-53: Soudure laser Yb : YAG AM60, (a) face endroit, (b) face envers et (c) coupe transversale du cordon.

La forme particulière des stries de solidification du bain de fusion de la face endroit (a) est représentative de l'effet de la vitesse. L'irrégularité du cordon de la face envers (b) en certains endroits est due au mode de solidification par effet « Keyhole » qui entraîne des mouvements du bain de fusion très complexes. C'est ce que montre la coupe transversale de la macrostructure (c) où des caniveaux sont visibles et une profondeur de pénétration excessive peut être remarquée. Ces défauts de forme sont la conséquence de la combinaison de la haute densité d'énergie du laser Yb :YAG et de la grande vitesse de soudage. Les caniveaux sont considérés par la littérature comme l'un des défauts principaux du soudage laser. Cependant, ces défauts ne doivent pas dépasser des valeurs préconisées par la norme de référence. On constate aussi une fine largeur de la ZAT de l'ordre de 0.7mm ce qui rend ce procédé très compétitif vis-à-vis du TIG, voire même du procédé par friction FSW.

De point de vue structure, une forme dendritique très fine est observée dans la ZF [172], [142] avec une faible épitaxie pour des vitesses élevées et une structure équiaxes dendritique pour de faibles vitesses au milieu de la ZF. Ceci est montré sur la figure 5-54.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

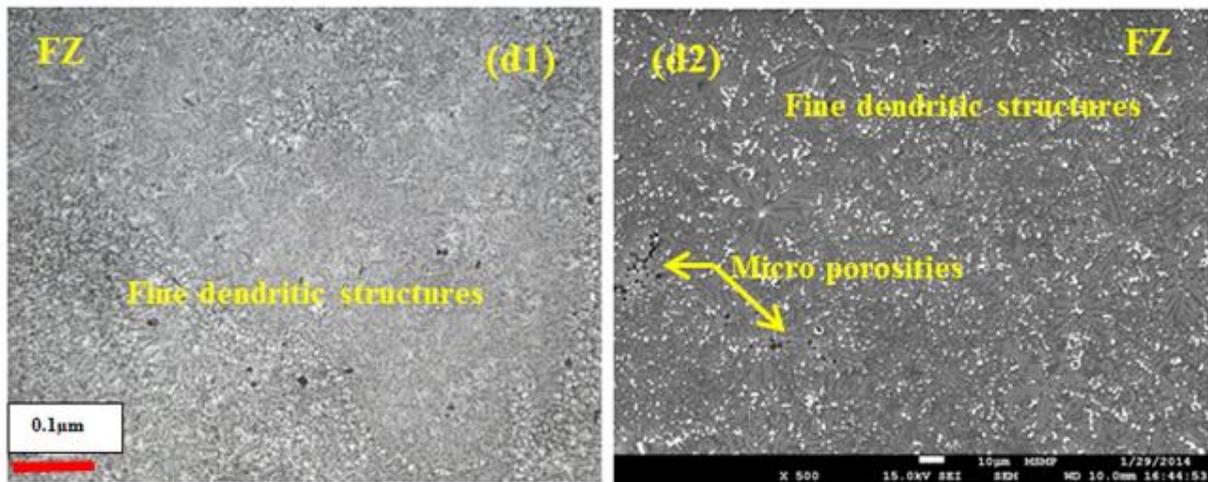


Figure 5-54: Structure zone fondue.

On remarque aussi l'existence de microporosités de faibles dimensions.

Pour la ZAT, on constate deux types de ZAT, l'une proche de la zone fondue (figure 5-55) appelée zone de liaison ZL (ou PFZ) où les structures sont dendritiques formant des îlots [144] de phase $Mg_{17}Al_{12}$ et une autre ZAT entre la ZL et le métal de base qui est le siège d'une mise en solution de la dite phase comme le montre la figure 5-56 (b).

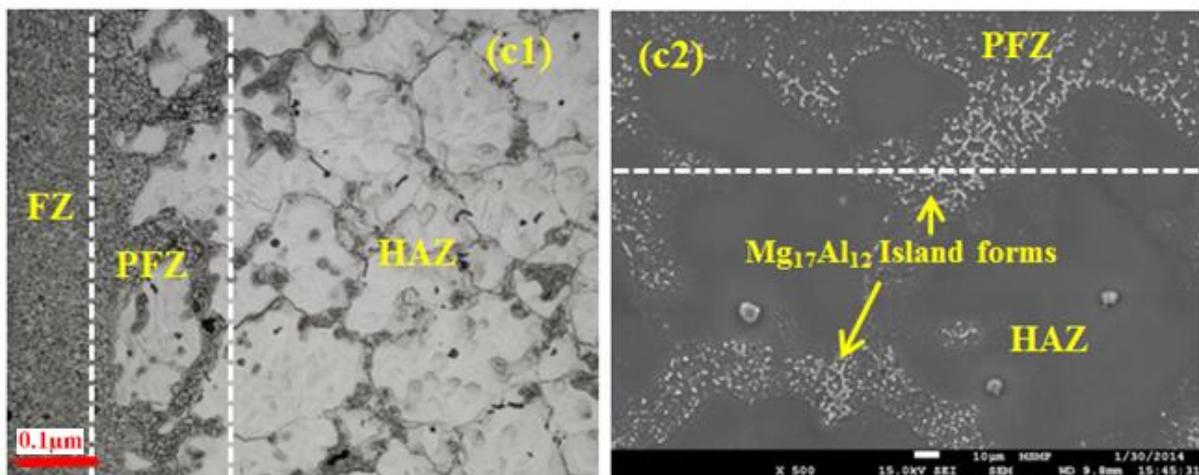


Figure 5-55: ZF-ZL-ZAT (c1), ZL-ZAT (c2).

RESULTATS ET DISCUSSIONS

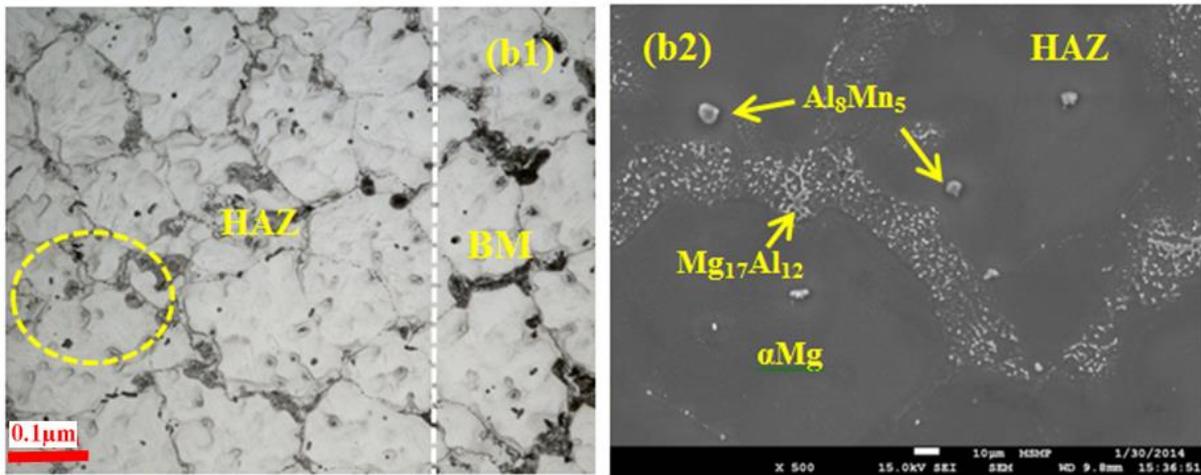


Figure 5-56: Microstructures MO (b1) ZAT-MB, MEB (b2) ZAT

2-Analyse EBSD sur soudure laser Yb:YAG

L'analyse EBSD (figure 5-57) confirme la présence de grains fins dans la ZF et une forme colonnaire dans la ZL. Par contre dans la ZAT, un grossissement du grain est observé et la quantité de la phase $Mg_{17}Al_{12}$ aux joints de grains a diminué (figure 5-57 (a)). La grosseur de grain dans la ZF est comprise entre 3 et 35 μm , dans la ZAT elle est de 10 à 187 μm et dans le BM elle est de 10 à 122 μm . Un autre phénomène est observé dans cette zone qui correspond à l'apparition de macles sur les grains dont l'origine thermique est la plus probable. Ce phénomène n'est pas documenté dans la littérature.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

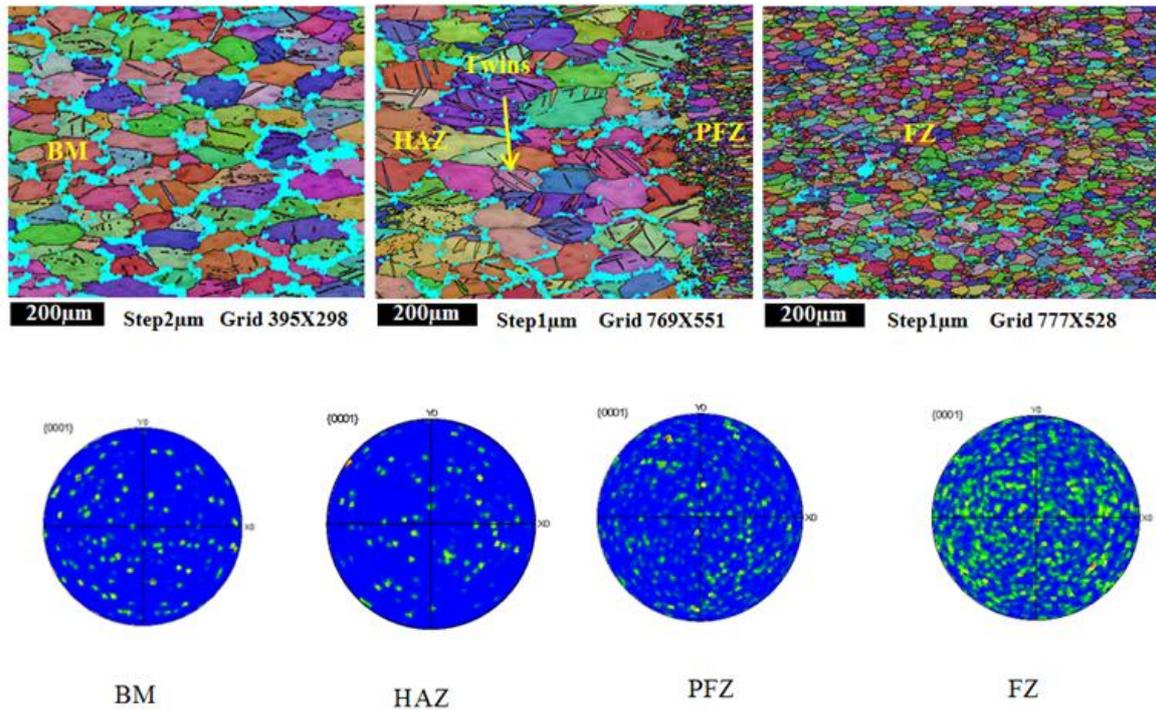


Figure 5-57: Analyse EBSD (a) Cartographie EBSD (b) Figures de pôles, MB, ZAT, ZL et ZF

Les figures de pôles ne révèlent pas de textures. Cependant, on constate que le nombre de projection de direction cristallographique selon le plan basal {0001} indique un affinage de grains. Nous constatons que la zone à gros grains correspond à la ZAT. Ceci confirme nos observations microstructurales.

2-Analyse DRX sur soudure laser Yb :YAG

L'analyse des phases par DRX est représentée sur la superposition des diffractogrammes des trois zones ZF-ZAT-MB (Figure 5-58).

RESULTATS ET DISCUSSIONS

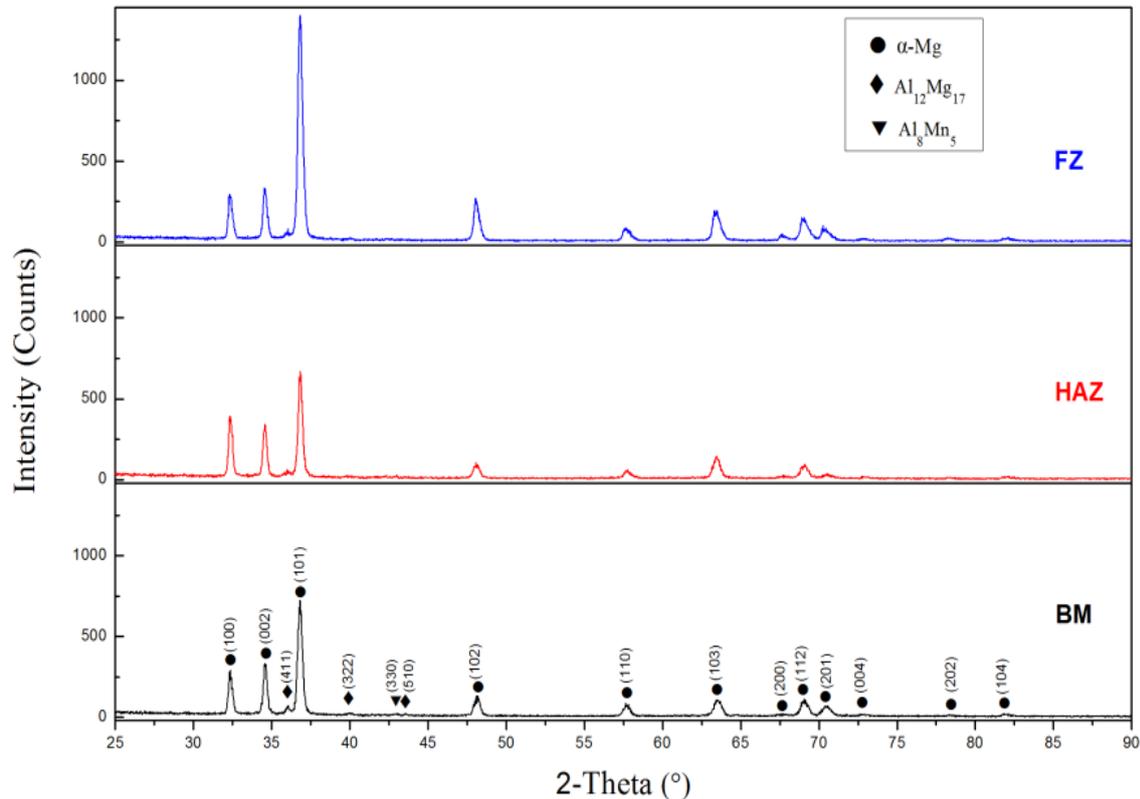


Figure 5-58: Spectres de diffraction RX de la ZF, ZAT et MB.

L'intensité du pic (101) correspondant à la phase α Mg est plus importante dans la ZF, puis dans le MB et plus faible dans la ZAT. Nous pensons que l'effet de la taille des grains dans ce domaine en est la cause. Barbagallo et al. [173] ont obtenu les mêmes variations d'intensité des pics suite à un traitement thermique différent de celui rencontré en soudage laser, caractérisé par de grandes vitesses de chauffage et de refroidissement.

La mesure de la largeur à mi-hauteur (FWHM) du pic α -Mg (101) sur le spectre des trois zones figure 5-59 dont la valeur est donnée sur le tableau 5-18 qui montre une hausse dans la FZ ce qui indique que sa taille de grain a diminué, en accord avec l'équation de Scherrer [174], [175]. Ceci valide notre hypothèse.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

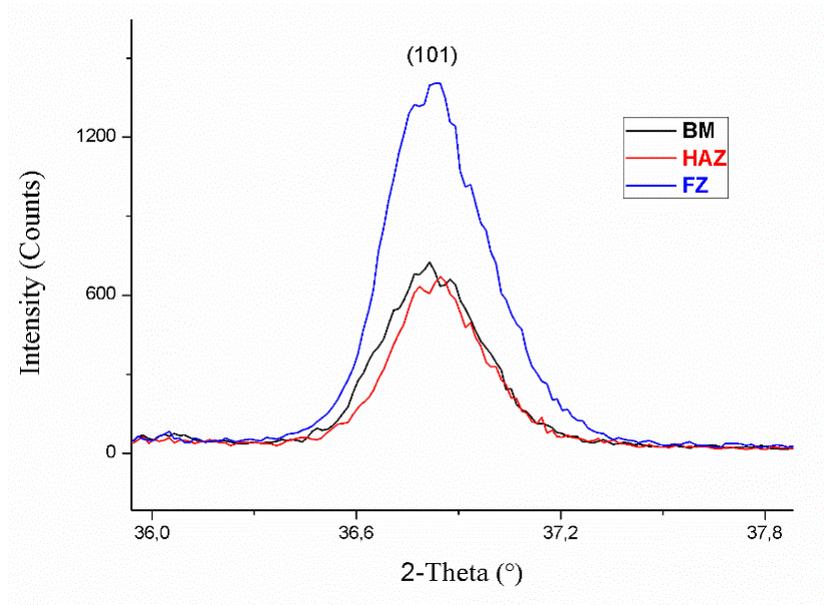


Figure 5-59: Mesure de la largeur à mi-hauteur du plan (101) α M de ZF, ZAT et MB.

Tableau 5-18: Valeur de la largeur à mi-hauteur du Pic (101) α Mg des différentes zones.

	BM	HAZ	FZ
FWHM ($^{\circ}$ 2Th.)	0.3208	0.2954	0.3323

Par contre les pics des phases $Mg_{17}Al_{12}$ et Al_8Mn_5 ne sont pas intenses. Leurs présences sont limitées aux plans (322) et (510) pour la phase $Mg_{17}Al_{12}$ et au plan (330) pour la phase Al_8Mn_5 .

La présence de ces précipités est mise en évidence de façon plus claire par l'analyse EDS (Figure 5-60).

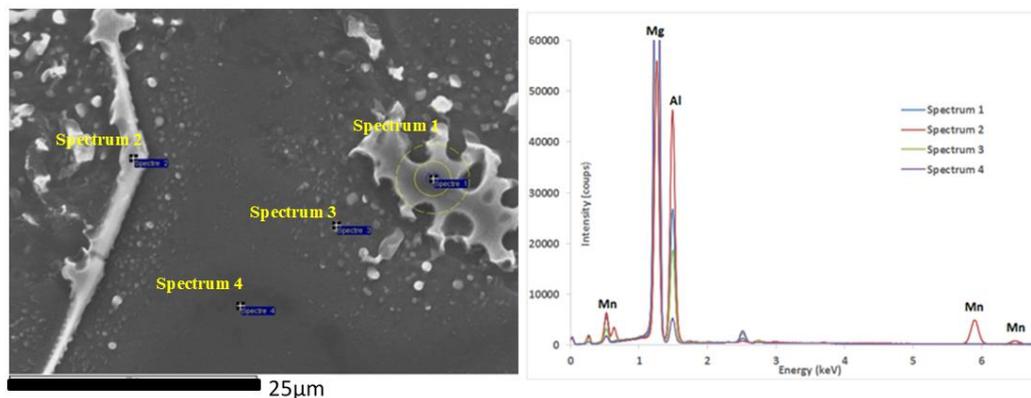


Figure 5-60: Microstructure ZF AM60 (a) zones d'analyse EDS b) superpositions des spectres EDS.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

La composition chimique des phases en présence dans cette partie de la ZF des quatre spectres d'analyse est donnée sur le tableau 5-19 ci-dessous.

Tableau 5-19: Composition chimique des phases.

Element	Mg		Al		Mn		Phase
	At%	Wt%	At%	Wt%	At%	Wt%	
Spectrum1	67.54	65.21	32.44	34.76	0.01	0.03	Mg₁₇Al₁₂
Spectrum2	43.09	35.91	44.96	41.58	11.96	22.52	Al₈Mn₅
Spectrum3	79.30	77.52	20.67	22.42	0.03	0.06	Mg₁₇Al₁₂
Spectrum4	93.50	92.81	6.48	7.14	0.02	0.05	α-Mg

L'analyse du tableau montre que les stœchiométries du rapport 17/12 de la phase Mg₁₇Al₁₂ et du rapport 8/5 de la phase Al₈Mn₅ ne sont pas respectées. C'est pourquoi, une cartographie X a été réalisée. La Figure 5-61 provient d'une partie de la ZF et de la ZAT.

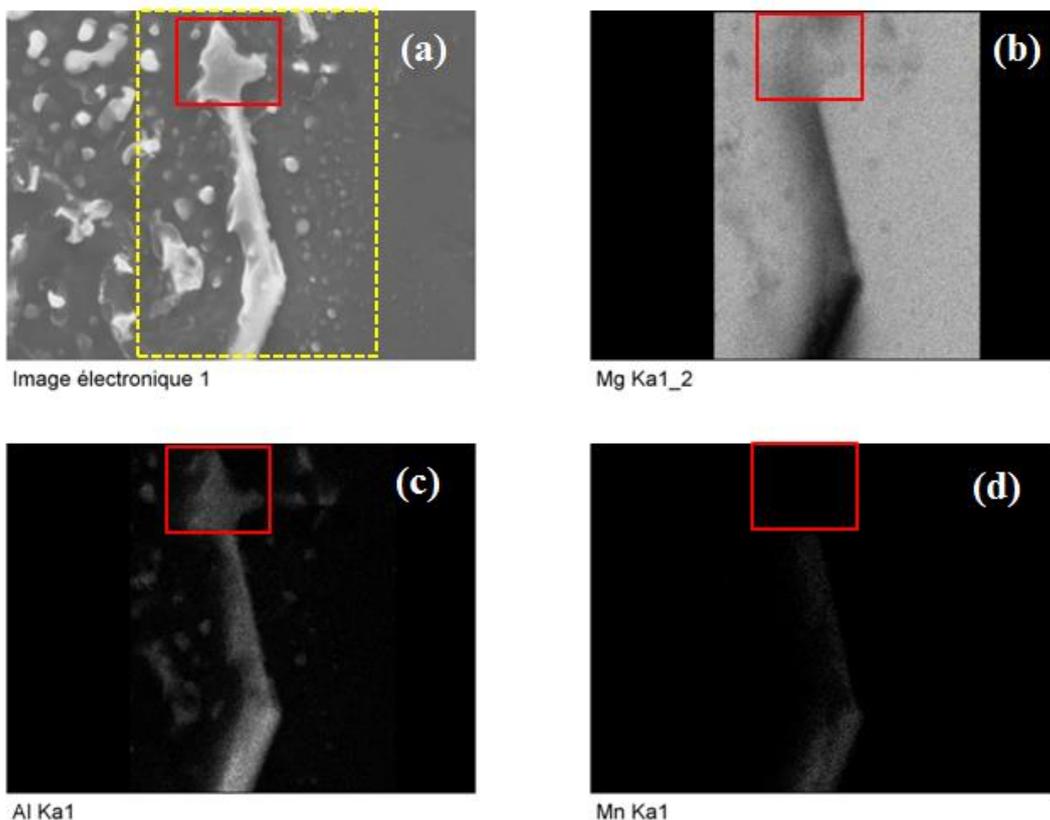


Figure 5-61: Partie de la ZF et ZAT (a) (jaune) zone à analyser, (b) Mg, (c) Al, (d) Mn.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

On constate sur la partie (d) que la zone analysée ne contient pas de Mn alors que sur les parties (b) et (c) la présence de Mg et d'Al est attestée, d'où la présence de la phase $Mg_{17}Al_{12}$. Dans la partie (b) le bâtonnet noir montre l'inexistence de l'élément Mg d'où la mise en évidence de la phase Al_8Mn_5 .

5.4.4 Caractérisation mécanique.

En général, une soudure n'est acceptée que si les essais mécaniques de traction, de pliage, de résilience et de dureté répondent à des critères de qualités conformément à une norme de référence. L'un des objectifs de ce travail est l'élaboration à partir de toutes les expériences de soudage et de caractérisation, d'une banque de données nous permettant de tirer des conclusions les plus justes permettant d'élaborer des procédures, de les qualifier et de quantifier les risques de ruptures fragiles. C'est pourquoi dans un premier temps nous nous sommes contentés des essais mécaniques les plus classiques (dureté, traction) pour évaluer le comportement de la jonction soudée.

5.4.4.1 Cas du soudage TIG (AC) AM60

5.4.4.1.1 Essai de dureté HV

Afin de tenter de délimiter les zones influencées par l'assemblage, nous avons procédé à des essais de microduretés de façon systématique en établissant une zone à analyser (Figure 5-62). Un seul un profil de microdureté sera présenté pour chaque soudure étudié dans ce résumé.

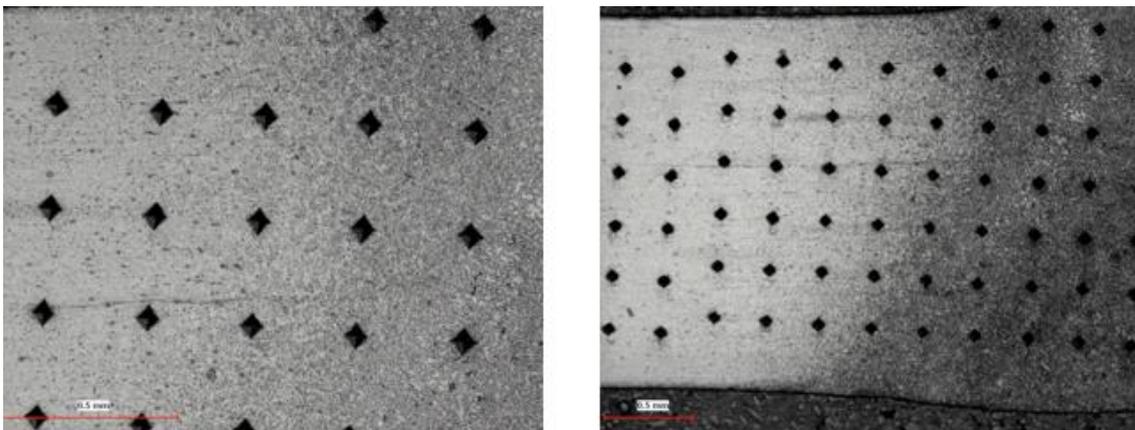


Figure 5-62: Mode de prélèvement des valeurs de duretés : a) Face endroit, b) Face Transversale.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

L'analyse des profils de dureté sur la soudure sur l'alliage de fonderie AM60 (Figure 5-63) est moins aisée car il y a une importante disparité dans les mesures. A première vue, il n'y a pas d'effet significatif de la soudure car les disparités rencontrées dans le matériau de base se retrouvent encore plus dans la zone soudée à cause de l'hétérogénéité de la ZF.

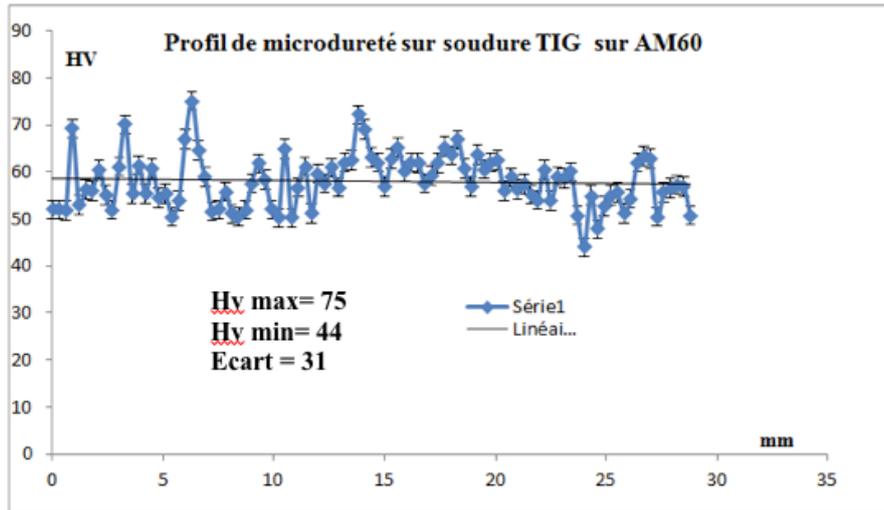


Figure 5-63: Filiation de microdureté de la ZF vers le MB de la soudure AM60

5.4.4.1.2 Essai de traction

Les courbes de traction sont représentées sur la figure 5-64 qui correspond aux courbes du métal de base et à celles des éprouvettes soudées.

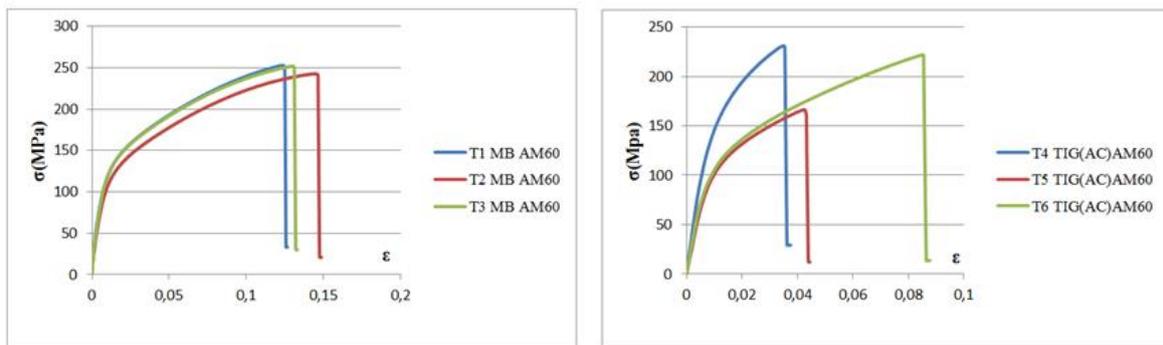


Figure 5-64: Courbes de Traction (a) MB AM60, (b) TIG (AC) AM60.

On constate une chute de la résistance à la rupture avec une variation allant de 9% à 32% et une diminution de l'allongement de 32% à 68% comme résumées sur le tableau 5-20.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Tableau 5-20: Résultat des essais de traction sur alliage de magnésium AM60 soudés TIG(AC).

AM60	Re(MPa)	Rm(MPa)	A (%)	Zone de rupture	*Rm(S)/*Rm(BM)	*A(S)/*A(BM)
T MB	123	251	13.3	/	/	/
T1 TIG(AC)	111	230	3.6	ZF	0.91	0.47
T2 TIG(AC)	97	172	4.3	ZF	0.68	0.32
T3 TIG(AC)	100	221	8.6	ZF	0.88	0.64

Les ruptures des soudures se sont produites sur la zone de liaison et la ZF. Elles ont fait l'objet d'une analyse fractographique.

La figure 5-65 ci-dessous représente la fractographie du métal de base du même échantillon avec différent grossissement. Elles présentent un profil typique d'une rupture ductile.

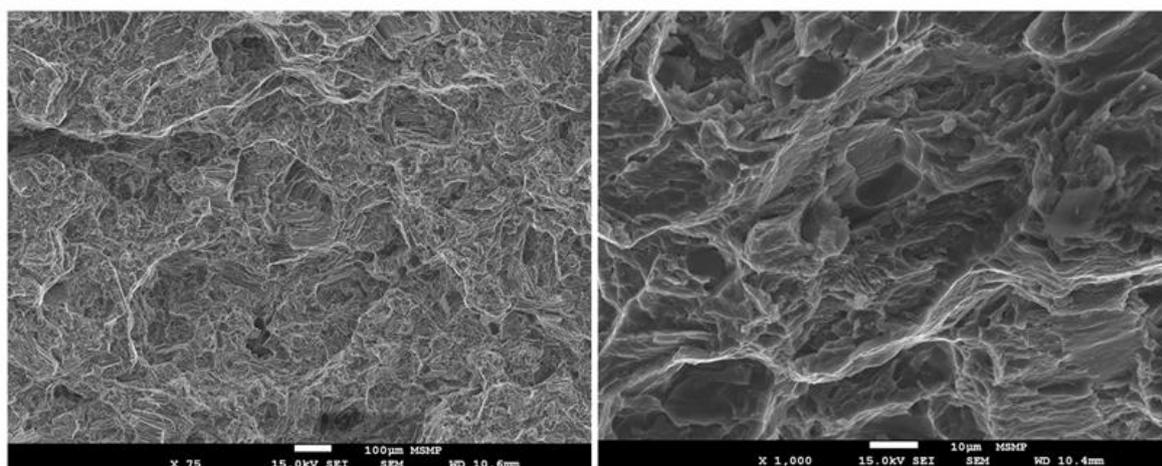


Figure 5-65: Fractographie de la rupture du métal de base AM60.

Les figures 5-66 sont issues de deux éprouvettes soudées dont la rupture s'est produite dans la zone fondue. D'aspect général, elles présentent un profil de rupture ductile. Cependant, à fort grossissement on peut observer la présence de microfissures.

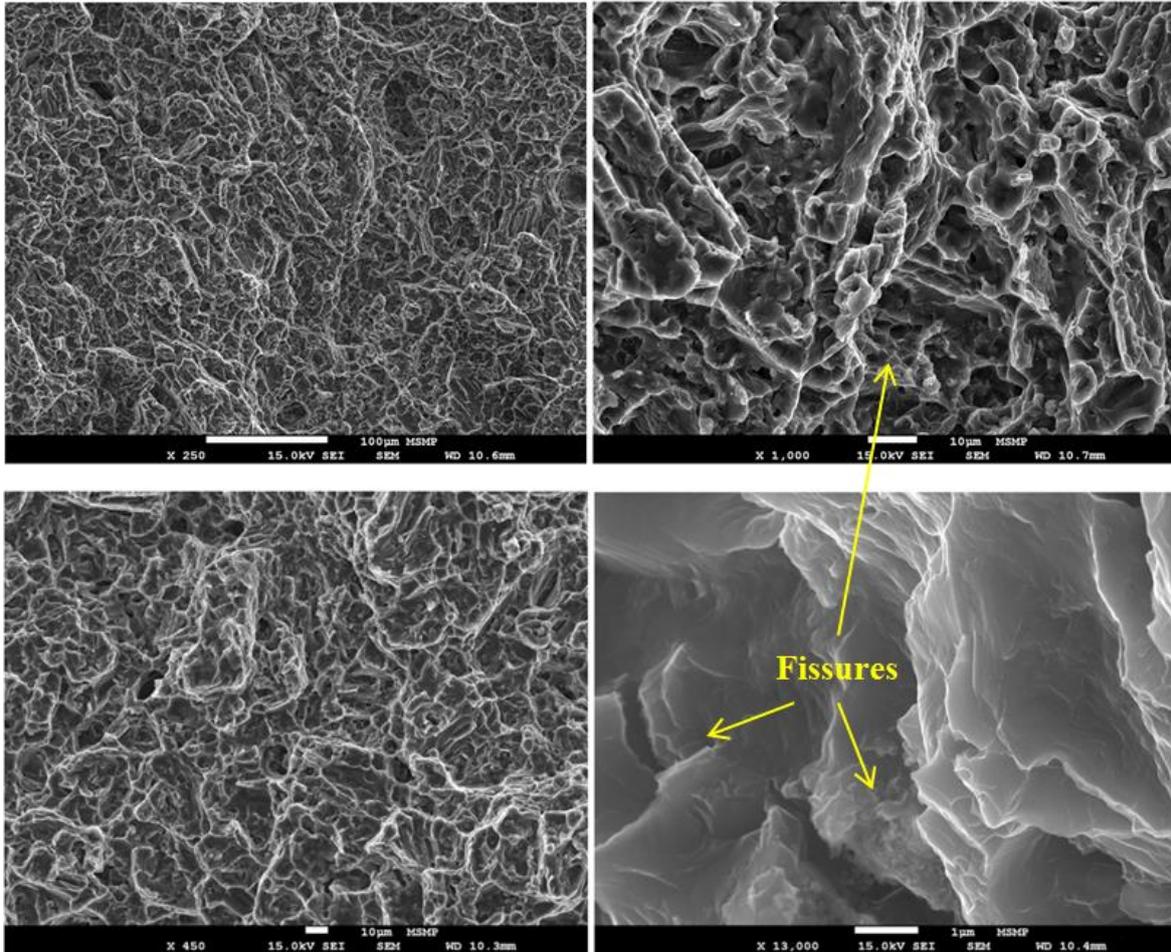


Figure 5-66: Fractographie de la rupture sur des éprouvettes soudées TIG(AC) AM60

5.4.4.2 Cas du laser Yb :YAG AM60

5.4.4.2.1 Essai de dureté HV

Le profil de microdureté HV0.5 est donné sur la figure 5-67 On observe une légère augmentation dans la zone fondue. Ce résultat est cohérent avec le travail de X. Cao et al. sur des soudures laser CO₂ et Nd:YAG d'alliages moulés sous pression à base de magnésium [80]. Cette augmentation de dureté peut être attribuée à la finesse de la structure dendritique (effet de diminution de la taille des cristaux : effet Hall-Petch) dans la zone de fusion et à une fraction volumique plus élevée des intermétalliques tels que Mg₁₇Al₁₂. Le même résultat a été observé par Shen et al. [176]. Ce résultat est cohérent avec les précédentes observations microstructurales (EBSD, XRD) qui montrent une forte diminution de la taille des grains dans la zone de fusion et la présence de la phase Mg₁₇Al₁₂, uniformément répartie.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

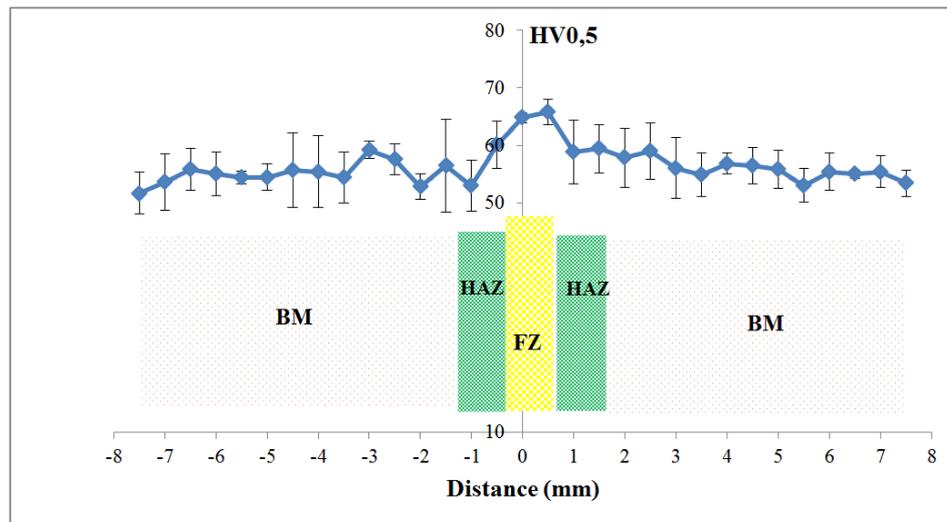


Figure 5-67: Evolution de la microdureté sur les différentes zones.

5.4.4.2.2 Essai de traction

Les essais de traction sont réalisés sur des éprouvettes avec et sans polissage. Le prélèvement des éprouvettes est donné sur la figure 4-18 (§2). Les éprouvettes de traction T3 et T7 sont polies avant l'essai. La figure 5-68 donne la courbe de traction de toutes les éprouvettes. La résistance à la traction (R_m en MPa) et l'allongement A% du métal de base sont de 252 MPa et de 14% respectivement. Nous constatons que ces deux valeurs varient entre les éprouvettes. La présence de défauts et la position de prélèvement des éprouvettes influent sur ces résultats. La valeur moyenne de R_m et A% des éprouvettes soudées est de 247 MPa et 14% respectivement. Ces deux valeurs sont très proches de celle de métal de base.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

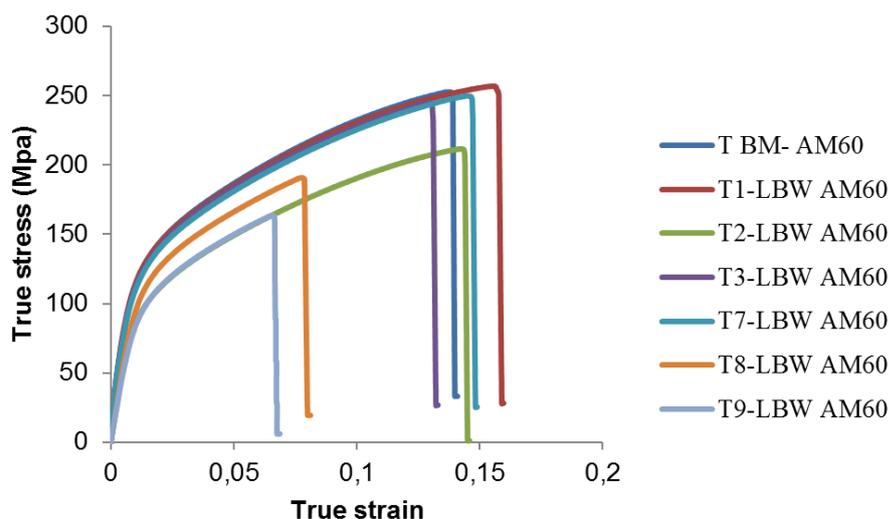


Figure 5-68: Superposition de courbes de tractions du MB avec celles des soudures.

Le tableau 5-21, donne les résultats de l'essai de traction ainsi que du coefficient du joint [176] défini par le rapport $R_m(S)/R_m(MB)$. Pour un rapport qui tend vers 1, la résistance du joint de soudure tend à être égale à celle du métal de base. C'est ce qui est obtenu sur la soudure laser optimisée sur l'alliage AM60. Les baisses de la valeur de R_m et $A\%$ pour les éprouvettes T8 et T9 sont dues à leur emplacement qui se situe à la fin du parcours du soudage laser.

Tableau 5-21: Caractéristiques mécaniques de la soudure Laser Yb :YAG AM60.

AM60	R _m (MPa)	A (%)	Zone de rupture	*R _m (S)/*R _m (BM)	*A(S)/*A(BM)
T MB	252	14	/	/	/
T1soudé	256	15	MB	1.015	1.07
T2soudé	211	14	FZ	0.83	1
T8soudé	191	8	FZ	0.75	0.57
T9soudé	163	7	FZ	0.64	0.5
T3soudé et polie	245	13	BM	0.97	0.93
T7soudé et polie	250	14	MB	0.99	1

RESULTATS ET DISCUSSIONS

* $R_{m(s)}$ Résistance à la traction de la soudure.

* $R_{m(BM)}$ Résistance à la traction de BM

* $A_{(s)}$ Allongement éprouvette soudée

* $A_{(BM)}$ Allongement métal de base

Les causes de rupture dans la ZF sont généralement attribuées aux micro et macroporosités [177] comme le montre la figure 5-7. Les micrographies MEB illustrent la présence de porosités sur la ZF et la zone de liaison ZL dans lesquelles se forment deux types de porosités: une porosité sphérique et une porosité de retrait. La fractographie de la figure 5-69 représente celle de l'éprouvette de traction T2 rompue dans la FZ où l'on trouve un grand nombre de porosités sphériques qui sont la cause de la diminution R_m par rapport à la valeur trouvée dans le métal de base. Ces porosités apparaissent lors de la solidification de la zone fondue en raison d'une très grande vitesse de solidification et sont responsables de la réduction des propriétés mécaniques [178].

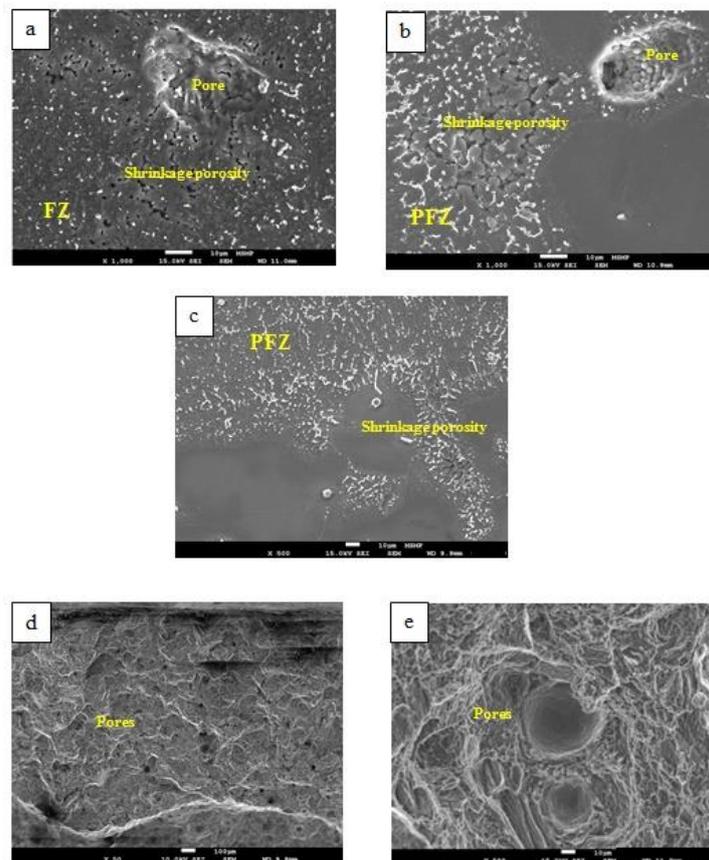


Figure 5-69: Microstructures MEB des morphologies de porosités: (a, b et c) microporosités de solidification et pore, (d et e) pores en fractographie de laser T2 soudé en FZ.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

5.4.4.2.3 Essais par corrélation d'images

De par la faible densité du magnésium et son réseau cristallin hexagonal compact, l'application de cette technique sur les alliages de magnésiums est d'une grande importance car la mise en forme par déformation plastique ou par soudage de ce matériau suscite un grand intérêt à la communauté scientifique. La mise en œuvre de l'essai de traction par corrélation d'images a donné des résultats satisfaisants car la connaissance du champ de déformation, implique la connaissance du champ de contrainte appliquée à toutes les étapes qu'une éprouvette peut subir lors d'un essai de traction classique à savoir : son domaine élastique, plastique et sa contrainte de rupture.

La figure 5-70 donne le résultat de l'éprouvette de traction contenant deux défauts (trous) de diamètres 1 mm (Figure 4-22 (a) §2). Sa rupture correspond à une charge de 160MPa et un allongement important d'environ 9%. Le tableau 5-22 résume les caractéristiques mécaniques de l'éprouvette. La présence du défaut a provoqué une chute des propriétés mécaniques par rapport aux résultats déjà obtenus sur les joints de soudures et sur le métal de base.

Tableau 5-22: caractéristiques mécanique de la soudure laser AM60 avec défauts.

Laser AM60	Re(MPa)	Rm(MPa)	A (%)
Eprouvette avec défauts	59	160	8.84

RESULTATS ET DISCUSSIONS

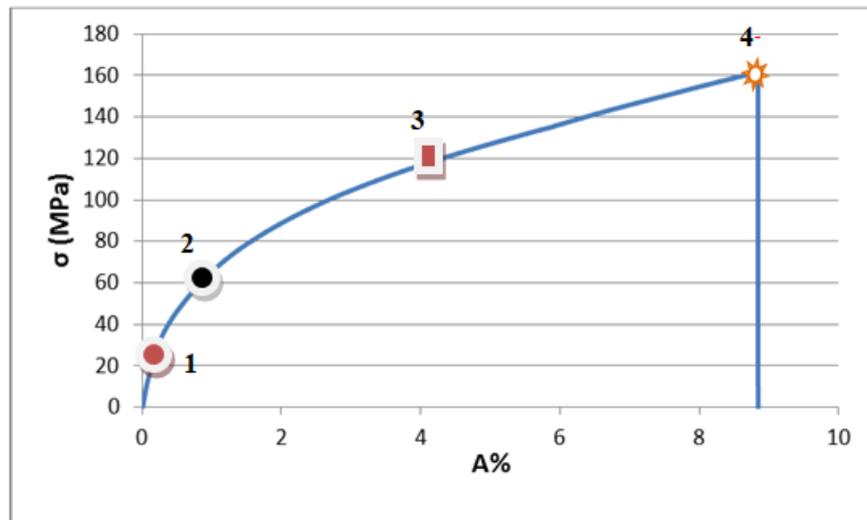


Figure 5-70: Courbe de traction soudure laser Yb :YAG AM60 avec défauts.

Le traitement des données à différentes étapes de l'essai par le logiciel GOM nous permet de choisir différents endroits pour observer le comportement du matériau à différentes sollicitations. Dans notre cas, nous avons choisi une partie dans le domaine élastique (noté par le chiffre 1 sur la courbe de traction), le domaine élasto-plastique (2), le domaine plastique (3) et enfin la rupture (4). La figure 5-71 nous donne le résultat du traitement.

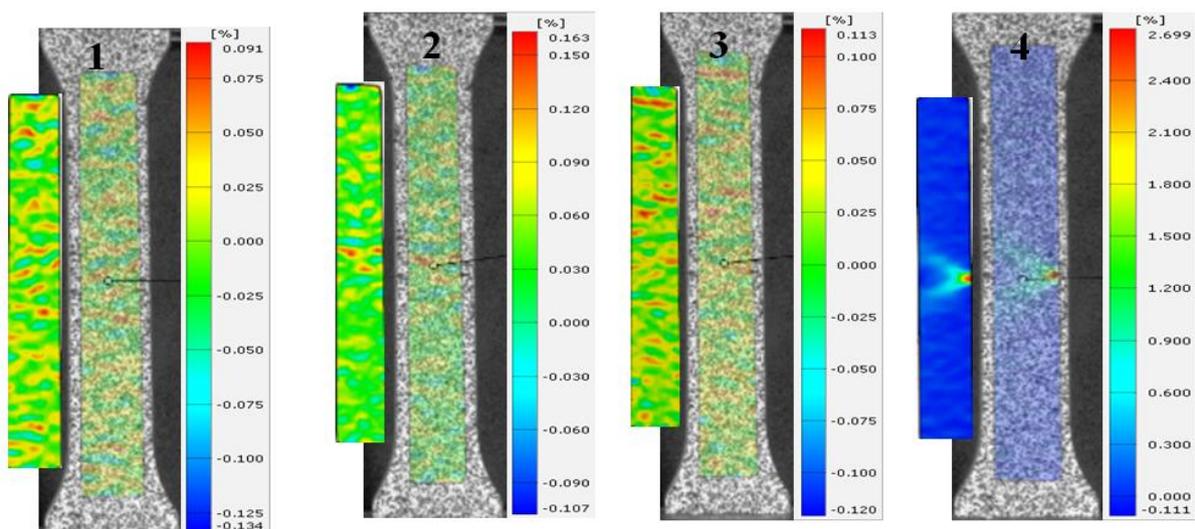


Figure 5-71: Champ de déformation de l'éprouvette soudure laser Yb :YAG AM60 avec défauts.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

La figure 5-72 ci-dessous montre l'éprouvette de traction avant essai, présentant 2 trous de part et d'autre de la soudure laser et trois autres éprouvettes montrant les 2 défauts à différentes étapes de l'essai, jusqu'à la rupture. L'éprouvette (a) est à l'état brut sans aucune préparation, l'éprouvette (b) préparée, revêtue d'un mouchetis et placée sur la machine de traction avant l'essai, l'éprouvette (c) est celle qui précède la rupture (éprouvette (d)).

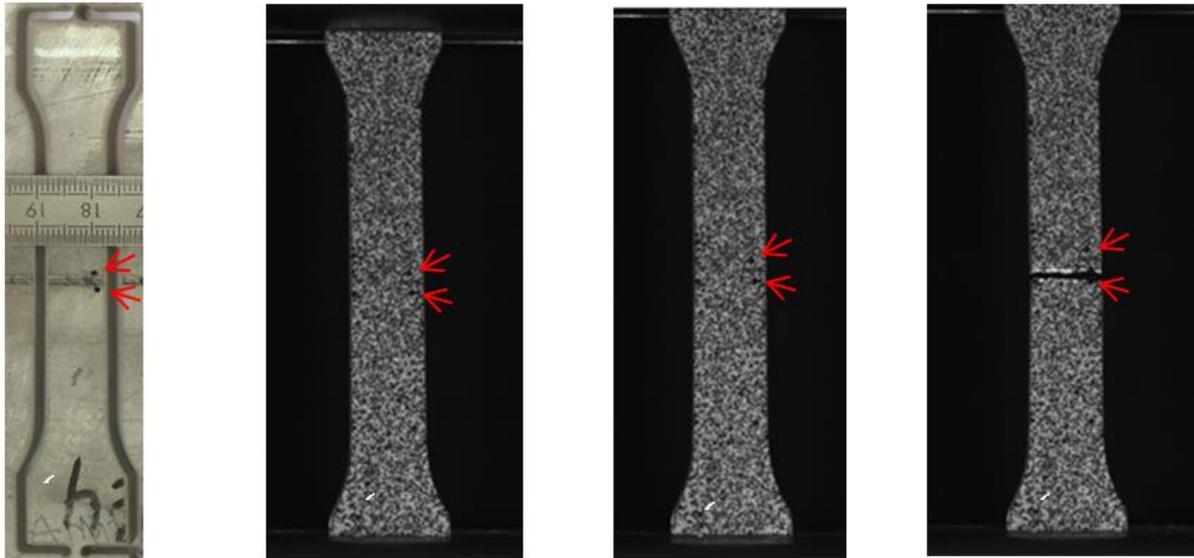


Figure 5-72: (a) éprouvette à état brut, (b) éprouvette préparée avant essai, (c) éprouvette avant la rupture et (d) éprouvette rompue sur un seul défaut.

Cet essai de traction par corrélation d'image nous permet de valider la méthode que nous allons appliquer à d'autres éprouvettes.

La figure 5-73 montre la courbe de traction d'une soudure laser AM60 ne présentant aucun défaut apparent.

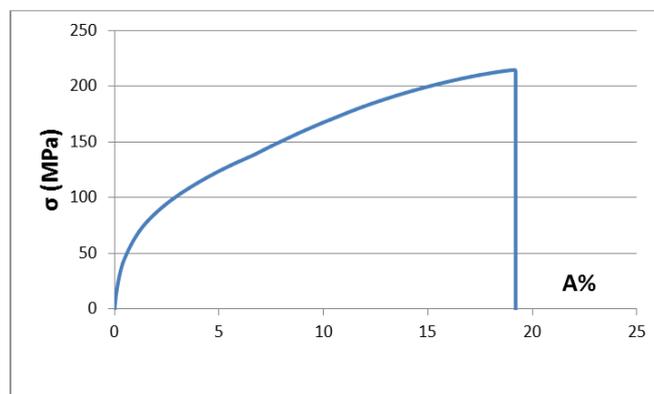


Figure 5-73: Courbe de traction de la soudure laser AM60 sans défaut.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Les caractéristiques mécaniques de cette éprouvette sont données sur le tableau 5-23.

Tableau 5-23: Caractéristiques mécaniques de la soudure laser AM60.

Laser AM60	Re(MPa)	Rm(MPa)	A (%)
Eprouvette avec défauts	61	214	18

L'éprouvette de traction à l'état brut, à l'état préparée avant essai et à l'état juste avant la rupture sont présentées sur la figure 5-74 (a, b, c et d).

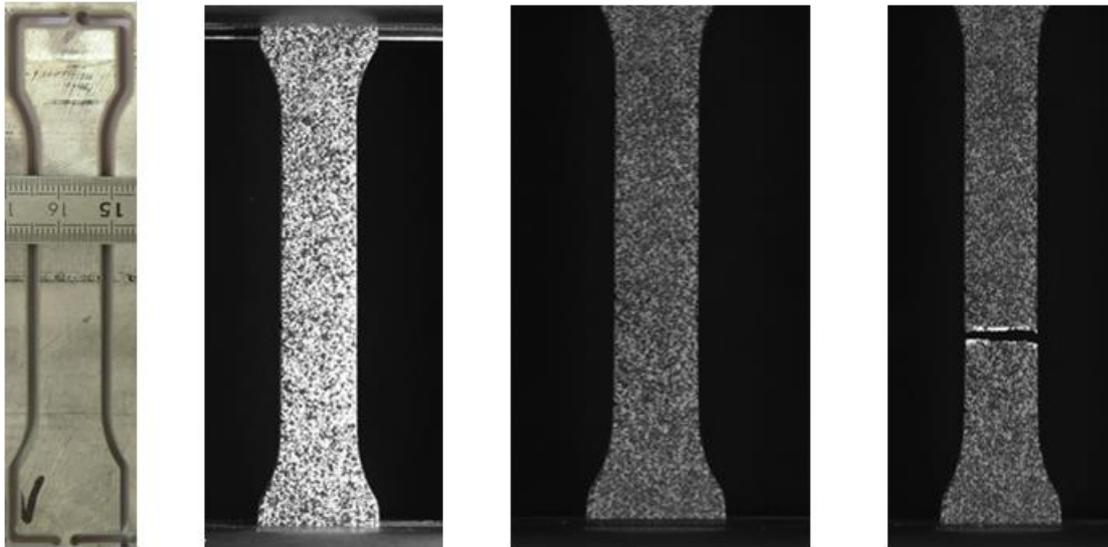


Figure 5-74: (a) éprouvette à état brut, (b) éprouvette préparée avant essai, (c) éprouvette avant la rupture et (d) éprouvette rompue.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

La figure 5-75 montre le comportement de l'éprouvette soudée sous l'effet de la charge appliquée.

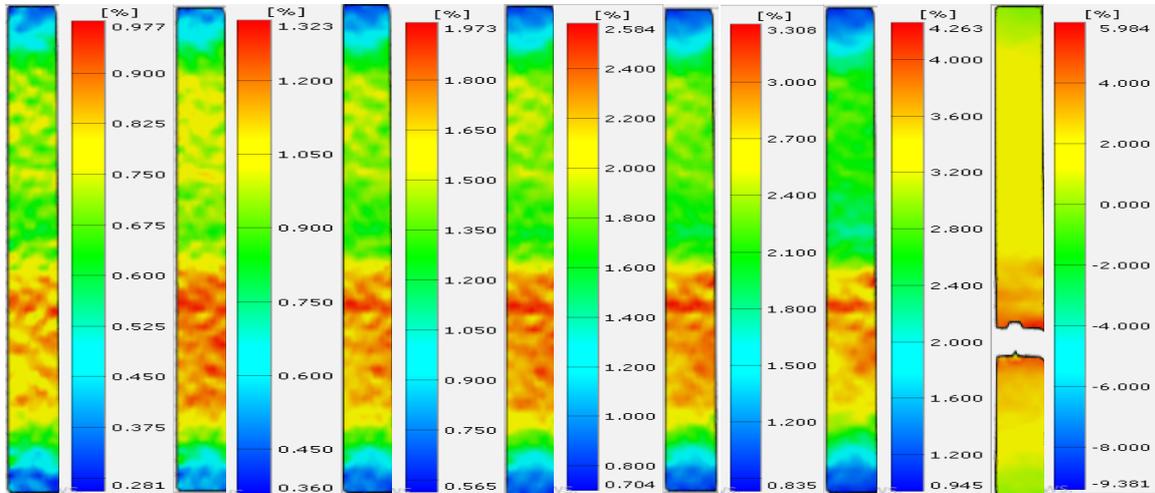


Figure 5-75: Champ de déformation de l'éprouvette soudure laser Yb : YAG AM60 sans défauts.

La même zone de rupture a été révélée par le traitement sous le logiciel GOM, comme montré sur la figure 5-76.

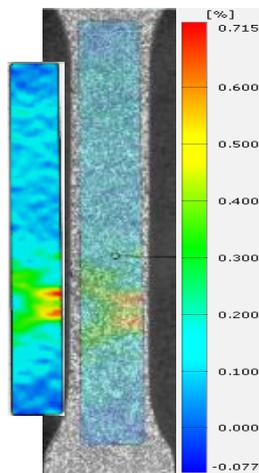


Figure 5-76: Champ de déformation de la zone de rupture sous le logiciel GOM de l'éprouvette soudure laser Yb : YAG AM60 sans défauts.

CONCLUSION ET PERSPECTIVES

6 Conclusion et perspectives

La réalisation d'une soudure est une opération très complexe eu égard aux différents paramètres technologiques mis en jeu. Elle est autant plus complexe quand il s'agit d'assembler des alliages légers (alliages d'aluminium et de magnésium) qui présentent des caractéristiques physico-chimiques particulières : grande conduction thermique et formation naturelle d'une couche d'oxyde en surface. La nécessité de réaliser ce travail a été dictée d'une part par un besoin scientifique : il s'agit de comprendre et de maîtriser les outils de soudage qui sont dans notre cas le procédé TIG et le procédé Laser. D'autre part, un objectif économique nous a aussi habité : pouvoir mettre en œuvre notre savoir-faire auprès de l'industrie.

Nous avons appliqué les opérations de soudage à deux alliages ; l'alliage d'aluminium-cuivre 2024 à l'état T3 (une étape d'érouissage est réalisée avant la maturation à température ambiante) et l'alliage de magnésium-manganèse-zinc AM60 (utilisé en fonderie sous pression).

Concernant le soudage TIG, deux modes de soudage sont utilisés : avec utilisation d'un courant alternatif (CA) ou d'un courant pulsé (CP). En soudage Laser Yb:YAG, deux modes opératoires sont appliqués pour l'alliage d'aluminium : utilisation d'un mono-spot ou d'un bi-spot. Pour l'alliage de magnésium, seule la configuration en mono-spot est retenue.

Afin de qualifier les soudures optimisées, des techniques de caractérisations métallurgiques de pointe ont été utilisées dans ce travail. La maîtrise de la préparation des échantillons pour les observations métallographiques et analyses en microscopie optique, microscopie électronique à balayage (MEB), diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD) et diffraction de rayons X (DRX), a constitué une part importante de notre travail. De même concernant la maîtrise des dispositifs d'acquisition de données et des logiciels permettant leur traitement.

Dans le but de mieux appréhender les cycles thermiques vécus par les matériaux et leurs effets, nous avons utilisé la thermographie infrarouge lors des opérations de soudage TIG et Laser. Ceci nous a permis de mieux comprendre le déroulement des transformations structurales et leurs conséquences sur la tenue mécanique de la jonction soudée. Les

CONCLUSION ET PERSPECTIVES

caractéristiques mécaniques des soudures ont été explorées principalement par l'étude des variations de dureté dans les zones influencées par l'effet thermique et par des essais de traction instrumentés.

Les enseignements principaux que l'on peut tirer de ce travail, concernant l'aspect opérationnel du procédé de soudage, sont résumés ci-dessous.

- Les cordons de soudure obtenus par le procédé TIG sont plus compacts et présentent moins d'irrégularité que ceux obtenus en soudage Laser. Nous expliquons ces différences par l'apport de matière supplémentaire lors du soudage TIG ainsi que par le comportement du bain de fusion plus stable en soudage TIG que celui obtenu par le mode « Keyhole » (formation d'un capillaire rempli de vapeur) du soudage laser. Il est bon de signaler qu'en termes de taille, la largeur du cordon obtenu en TIG est très supérieure à celle obtenue en soudage Laser.
- La porosité est plus importante en soudage Laser qu'en soudage TIG. De par la localisation très ponctuelle de l'apport d'énergie et une vitesse d'avance très rapide, le matériau a moins le temps de rejeter les gaz occlus lors du processus de soudage. L'instabilité du capillaire peut aussi être mise en cause. Toutefois, ces porosités sont de forme sphérique (ce qui évite les effets d'entaille) et de faibles dimensions.
- D'un point de vue productivité du procédé, la vitesse de soudage Laser est nettement supérieure à celle obtenue en soudage TIG (facteur 10).

Concernant l'aspect métallurgique et les propriétés mécaniques, on peut noter les éléments pertinents suivants :

- La zone fondue présente dans tous les cas une structure dendritique équiaxe. Dans le cas du soudage Laser, la structure est plus fine que dans le cas du soudage TIG, ce qui est cohérent avec les vitesses de refroidissement plus importantes dans le cas du Laser.
- La zone affectée thermiquement est beaucoup moins présente dans le cas du soudage Laser (inférieure au mm, contre plusieurs mm dans le cas du TIG). Encore une fois, cela est en accord avec les paramètres opérationnels (localisation très ponctuelle de l'apport d'énergie, vitesse d'avance très rapide).

CONCLUSION ET PERSPECTIVES

- La tenue mécanique des soudures est fortement influencée par le procédé de soudage. Nos résultats montrent une meilleure tenue à la traction dans le cas du soudage Laser et plus particulièrement sur l'alliage de magnésium de fonderie AM60. Le traitement de soudage ne semble pas affecter le comportement du matériau alors que dans le cas de l'alliage d'aluminium à durcissement structural, où les changements microstructuraux sont plus importants, les propriétés mécaniques après soudage sont dégradées.
- Dans le cas particulier du couple Laser/alliage AM60 on peut relever les conclusions suivantes :
 - En soudabilité opérationnelle, une puissance laser de 2kW dans une gamme de vitesses comprises entre 2 et 3,5 m/mn permet l'obtention de soudures pénétrantes répondant aux critères de qualité édictés par la norme.
 - Après soudage, une microstructure dendritique fine est observée dans la zone fondue et une taille réduite de zone affectée thermiquement est obtenue. Une corrélation entre les résultats des analyses EBSD et DRX permet d'affirmer la présence majoritaire de la phase α -Mg dans la zone fondue. L'observation au MEB couplée à la cartographie chimique montre que la phase intermétallique $Mg_{17}Al_{12}$ présente uniquement aux joints de grains du métal de base est distribuée beaucoup plus uniformément et finement dans les zones affectées par le Laser.
 - L'analyse EBSD montre une diminution importante de la taille des grains dans la zone de fusion et une augmentation de la taille des grains dans la zone affectée thermiquement, ceci par rapport au métal de base
 - Les propriétés mécaniques après soudage sont peu affectées par le processus d'assemblage : on met en évidence une augmentation de dureté modérée attribuée à une microstructure raffinée (diminution de la taille des grains et répartition fine et homogène de la phase $Mg_{17}Al_{12}$) et une légère diminution des propriétés de traction que nous attribuons à la présence de pores de petite taille dans la zone fondue.

Dans le but d'améliorer la tenue mécanique des soudures de nos alliages, deux pistes pourraient être explorées à la suite de ces travaux. Dans un premier temps, continuer à étudier le domaine de soudabilité pourrait permettre de mieux comprendre l'influence des différents

CONCLUSION ET PERSPECTIVES

paramètres de l'essai. Une seconde piste à explorer porte sur le traitement post-soudage des assemblages soudés. Ainsi, un traitement thermique pourrait permettre d'augmenter la qualité des soudures par des phénomènes de recristallisation ou de restauration.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

7 REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] Noor Zaman Khan, Arshad Noor Siddiquee, Zahid Akhtar Khan - Friction Stir Welding Dissimilar Aluminium Alloys-CRC Press (2017) ,PP 3-7
- [2] G. Mathers ,The welding of aluminum and its alloys. CRS Press, Edition 2002, PP 1-9
- [3] Hossain Mohammad Mamun Al Rashed , Composition and microstructure effects on superplasticity in magnesium alloys, Thèse 2010 University of Manchester
- [4] B.L. Mordike and T. Ebert, Magnesium: Properties — applications — potential, Materials Science and Engineering A, vol. 302 (2001) pp 37-45
- [5] Y.Kawamura, T. Ito, Non-Flammable Magnesium Alloys with High Strength. Magnesium Technology 2013, San Antonio, USA, March 3-7, 2013
- [6] Christian Vargel, Corrosion of Aluminium, second edition Elsevier Science (2019) pp 9-20 <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-099925-8.00003-X>
- [7] N. Eswara Prasad and R.J.H. Wanhill (eds.), Aerospace Materials and Material Technologies, Indian Institute of Metals Series, 2017 pp 29-51. DOI 10.1007/978-981-10-2134-3_2
- [8] G.E. Totten, D.S. MacKenzie, Handbook of Aluminum: Vol. 1 - Physical Metallurgy and Processes, Marcel Dekker Inc., New York, 2003
- [9] Schwartz, Mel M - Encyclopedia and handbook of materials, parts, and finishes- third edition CRC Press (2016) pp 44-45
- [10] A.F. Norman, Effect of welding parameters on the solidification microstructure of autogenous TIG welds in an Al–Cu–Mg–Mn alloy, Materials Science and Engineering A, vol. 259 (1999) pp
- [11] V. Castellano, Étude des différentes techniques induisant le durcissement structural des alliages d'aluminium les plus courants, en particulier, l'évolution des microstructures et des propriétés mécaniques. Mémoire CNAM Champagne-Ardenne, 2001
- [12] J.F. Li, Z.Q. Zheng, S.C. Li, W.J. Chen, W.D. Ren, X.S. Zhao, Simulation study on function mechanism of some precipitates in localized corrosion of Al alloys, Corrosion Science, vol. 49 (2007) pp 2436–2449
- [B3] J. R. Kissell, Aluminum and Its Alloys, Handbook of Materials for Product Design, McGraw-Hill (2001) p 104
- [14] E.A. Brandes, G.B. Brook, Smithells Light Metals Handbook, Butterworth-Heinemann (1998) pp 8-28

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [15] Smith, William F, Javad Hashemi, Foundations of materials science and engineering, Sixth edition, McGraw-Hill 2019 pp 432-438
- [16] Christian Vargel, Corrosion of Aluminium, Wrought aluminium alloys second edition Elsevier Science (2019) pp 32-41
- [17] R. Develay, Propriétés technologiques de l'aluminium et ses alliages corroyés, Techniques de l'Ingénieur, M439, 1992
- [18] M.F. Ashby, D.R.H. Jones, An introduction to microstructures, processing and design, Engineering Materials, 2 Second Edition (1998) pp 103-110
- [19] P. Dubost, P. Sainfort, Techniques de l'Ingénieur, M240, 1991.
- [20] F. Campbell, Precipitation Hardening, Elements of Metallurgy and Engineering Alloys, ASM International (2008) pp135-148
- [21] J.A. DeRose, T. Suter, A. Balkowiek, J. Michalski, KJ Kurzydowski, P. Schmutz, Localised corrosion initiation and microstructural characterisation of an Al 2024 alloy with a higher Cu to Mg ratio , Corrosion Science, 55 (2012) pp 313–325
- [22] L.F. Mondolfo, Aluminum Alloys-Structure and properties, London, Boston: Butterworth, 1976
- [23] Ian Polmear, David StJohn, Jian-Feng Nie, Ma Qian. Light Alloys, Physical Metallurgy of aluminium alloys , edition Butterworth-Heinemann Elsevier 2017, PP 31-107 DOI:<http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-08-099431-4.00002-6>
- [24] S.P. Ringer, K. Hono, Microstructural Evolution and Age Hardening in Aluminium Alloys: Atom Probe Field-Ion Microscopy and Transmission Electron Microscopy Studies. Materials Characterization, vol. 44, n°1-2 (2000) pp 101-131
- [25] Y.A Bagaryatskii, Doklady Akademii Nauk S.S.S.R., Vol. 87 (1952)
- [26] S.P. Ringer, K. Hono, T. Sakurai, I.J. Polmear, Cluster hardening in an aged Al-Cu-Mg alloy, Script Mater, vol. 36, n°5 (1997) pp 517-521
- [27] Hiroyasu Saka, Introduction to phase diagrams in materials science and engineering , World Scientific Publishing Co ,2019, pp 51-62
- [28] R. G. Buchheit, R. P. Grant, P. F. Hlava, B. Mckenzie et G. L. Zender. Local dissolution phenomena associated with S Phase (Al₂CuMg) particles in aluminum alloy 2024-T3. J.Electrochem. Soc., 144(8), 2621, 1997
- [29] P. Wanjara M. Brochu Characterization of electron beam welded AA2024 Vacuum 85 (2010), pp 268-282
- [30] S.C. Wang et al, Two types of S phase precipitates in Al–Cu–Mg alloys Acta Materialia, vol. 55 (2007) pp 933–941

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [31] L. Billaud, Magnésium et alliages de magnésium, Matériaux Métalliques, Editions Dunod, pp 679-726, 2000.
- [32] A. Couret, D. Caillard, In situ study of prismatic glide in magnesium – I. The rate controlling mechanism, Acta Metallurgica, vol. 33, n°8 (1985) pp 1447-1454
- [33] A. Chapuis, Étude des mécanismes contrôlant la déformation du magnésium à chaud, Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines - Saint-Etienne, 2010
- [34] R. Von Mises, Mechanik der plastischen formänderung von kristallen, Journal of Applied Mathematics and Mechanics, vol. 8, n°3 (1926) 161-185, 1928. Article publié en ligne le 21 novembre 2006, doi:10.1002/zamm.19280080302
- [35] California Air Resources Board, Rapport technique rédigé par Lotus Engineering Inc., Evaluating the Structure and Crashworthiness of a 2020 Model-Year, Mass-Reduced Crossover Vehicle Using FEA Modeling, Contract Number: 09-621, 31 août 2012
- [36] V. Uvarov, I. Popov, Metrological characterization of X-ray diffraction methods at different acquisition geometries for determination of crystallite size in nano-scale materials, Materials Characterization (2013) 85:111. <https://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2013.09.002>
- [37] J. Adamiec, Influence of design factors on weldability of the AZ91E alloy Archives of Foundry Engineering Volume 10, Special Issue 1/2010, 339-344
- [38] O. Lunder, T.K. Aune, K. Nisancioglu, Effect of Mn additions on the corrosion behavior of mould-cast magnesium ASTM AZ91. Corrosion, vol. 43, n°5 (1987) pp 291-295.
- [39] A. Michel, Pièces mécaniques soudées - rappels et définitions, Techniques de l'Ingénieur, BM5185, 2006
- [40] R. Blondeau, Métallurgie et mécanique du soudage, Hermès Science Publication, Paris (2001) pp 50-67
- [41] D. Albert, B. Fougeras, A. Michel, Soudage à l'arc des alliages d'aluminium, Soudage et techniques connexes (1992) pp 23-35.
- [42] A. Chehaïbou, Soudage Laser : les bénéfices des procédés hybrides, Soudage et techniques connexes (2004) pp 33-38.
- [43] Techniques de l'ingénieur, Le soudage des aciers de construction, TBA1376, 2008
- [44] O'Brien, Annette (Eds.) - Welding Handbook, Volume 2 - Welding Processes, Part 1- American Welding Society (AWS) (2004) PP 104-145
- [45] Y. Huang and S. Chen , Key Technologies of Intelligentized Welding Manufacturing, Springer Nature Singapore Pte 2020 pp1-4. https://doi.org/10.1007/978-981-13-7549-1_1

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [46] S. Sire, Etude de la formation du bain de fusion en soudage TIG d'un dépôt de silice application au soudage ATIG des aciers au carbone et FBTIG des alliages d'aluminium, Thèse doctorat, Ecole Centrale de Nantes, 2002
- [47] G.H. Lancaster , Metallurgy of welding, London, Ed Chapman & Hall, 4ème Ed., 1993.
- [48] W.H. Kim, S.J. Na, Heat and fluid flux in pulsed current GTA weld pool, International Journal of Heat and Mass Transfer, Vol. 41 (1998) pp 3213-3227
- [49] F.X. Tissot, Etude phénoménologique et modélisation du comportement du bain de fusion en soudage TIG en vue d'une application au contrôle de procédé, Thèse de doctorat CEA, 1998
- [50] G. B. Brook, Precipitation in Metals, Special Report n°. 3, Fulmer Res. Inst., UK, 1963
- [51] K. Hong, D.C. Weckman, A.B. Strong, The influence of thermo fluids phenomena in gas tungsten arc welds in high and low thermal conductivity metals, Canadian Metallurgical Quarterly, vol. 37, n° 3-4 (1998) pp 293-303
- [52] W.H. Kim, H.G. Fan, S.J. Na, Effect of various driving forces on heat and mass transfer in arc welding, Numer. Heat Transfert, Part A, 32 (1997) pp 633-652
- [53] R.W. Messler Jr, Principles of Welding, John Willey & Sons Edi., New York (1999) pp 50-55
- [54] N. Perry, S. Marya, Evolution du Soudage Multipasses des Aciers Inoxydables, Procédé A-TIG, Compte rendu de conférence : 9èmes Journées d'Etude sur la Technologie des Appareils à Pression, Association Française des Ingénieurs en Appareils à Pression, Paris, Octobre 1998
- [55] N. Perry ; Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables. Thèse de Doctorat de l'Ecole Centrale de Nantes, 2002
- [56] S. Katayama, Fundamentals and Details of Laser Welding, Topics in Mining, Metallurgy and Materials Engineering, Springer Nature Singapore Pte Ltd. 2020, PP 1-16
- [57] R. Dändliker, Les Lasers : principe et fonctionnement, Presses polytechniques et universitaires romandes, 1996.
- [58] A.B. Vannes (coordonnateur), Lasers et industries de transformation, Tech. et doc. Lavoisier, 1986.
- [59] Y. Akiyama, M. Sasaki, H. Yuasa, N. Nishida, Efficient high-power diode-pumped Nd:YAG rod laser, International WLT-conference on lasers in manufacturing; Lasers in Manufacturing 2001.
- [60] W.W. Duley (coordonnateur), Laser Welding, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1999.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [61] Na, S.-J. Handbook of Laser Welding Technologies, Developments in modeling and simulation of laser and hybrid laser welding. , Woodhead Publishing Limited (2013), 522–560. doi:10.1533/9780857098771.3.522.
- [62] Gregory D. Goodno , Hagop Injeyan ,High-Power Laser Handbook, The McGraw-Hill Companies, Inc 2011. PP 69-70
- [63] R. Fabbro, Basic processes in deep penetration laser welding, Proceedings ICALEO' 2002, Scottsdale, Arizona, 14–17 October 2002 (Laser Institute of America, Orlando, FL)
- [64] R. Fabbro, Melt pool and keyhole behavior analysis for deep penetration laser welding, J. Phys. D: Appl. Phys. Vol. 43, n°44 (2010) p 445-501
- [65] E. H. Amara, R. Fabbro, F. Hamadi, Modeling of the melted bath movement induced by the vapor flow in deep penetration laser welding, J. Laser Appl. Vol. 18, n°2, 2006
- [66] A. Matsunawa, N. Seto, J.D. Kim, M. Mizutani, S. Katayama, Dynamics of keyhole and molten pool in high-power CO2 laser welding, Proc. SPIE 3888, High-Power Lasers in Manufacturing, 2000
- [67] H. Ki, J. Mazumder, P.S. Mohanty, Modeling of laser keyhole welding: Part I. mathematical modeling, numerical methodology, role of recoil pressure, multiple reflections, and free surface évolution, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33, n°6 (2002) pp 1817-1830
- [68] F. Dausinger, Potentials of diode-pumped Laser systems for macro-manufacturing technology from scientific point of view, Proceedings of Automotive Circle International Conference (2003) pp 9-17
- [69] P. Berger, F. Dausinger, H. Hügel, Laser beam welding of aluminum alloys – Scaling laws and identification of parameters determining the quality of the weld, Proceedings of WLT, Lasers in manufacturing (2003) pp 241-246
- [70] F. Dausinger, P. Berger, H. Hügel, Laser welding of aluminum alloys: problems, approaches for improvement and applications, Section A-ICALEO 2002.
- [71] F. Dausinger, P. Berger, H. Hügel, Laser welding of aluminum alloys: problems approaches for improvement and applications, Proceedings ICALEO 2002, Scottsdale, Arizona, 14–17 October 2002 (Laser Institute of America, Orlando, FL)
- [72] H. Hügel, Innovative high power Lasers for welding applications, Proc. SPIE 4831, First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing, 2003, pp 82-89.
- [73] Regis Blondeau - Metallurgy and Mechanics of Welding-Wiley-ISTE (2008) page 41-44

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [74] M. Hamadou, R. Fabbro, G. Caillibotte, K. Chouf, F. Briand, Study of assist gas flow behavior during Laser welding, Proceedings ICALEO' 2002, Scottsdale, Arizona, 14–17 October 2002 (Laser Institute of America, Orlando, FL)
- [75] O. Grong, Metallurgical Modelling of Welding Solidification Behaviour of Fusion Welds, Chap. 3, Second Edition, The Institute of Materials, Ed. H.K.D.H. Bhadeshia (1997) pp 221-251
- [76] W.F. Savage, A.H. Aronson, Preferred Orientation in the Weld Fusion Zone, Welding Journal Research Supplement, February (1966) pp 85s-89.
- [77] A. Haboudou, Caractérisation, modélisation et maîtrise des porosités créées lors du soudage Laser Nd:YAG d'alliages d'aluminium, Thèse de doctorat de l'Ecole Centrale de Lyon, 2003
- [78] K. Weman, Welding Processes Handbook, Second Edition, Woodhead Publishing, 2012
- [79] G. Murry, Soudage et soudabilité métallurgique des métaux, Technique de l'ingénieur, M715, 1994
- [80] X. Cao, M. Jahazi, J.P. Immarigeon, W. Wallace A review of laser welding techniques for magnesium alloys, Journal of Materials Processing Technology, 171, (2006), pp 188–204
- [81] A. Stern, A. Munitz, Partially melted zone microstructural characterization from gas tungsten arc bead on plate welds of magnesium AZ91 alloy, Journal of Materials Science Letters, vol. 18 (1999) pp 853– 855
- [82] A. Munitz, C. Cotler, A. Stern and G. Kohn, Mechanical properties and microstructure of gas tungsten arc welded magnesium AZ91D plates, Materials Science and Engineering A, vol. 302 (2001) pp 68–73
- [83] D. Q. Sun, D. X. Sun, S. Q. Yin and J. B. Li, Microstructures and Mechanical Properties of Tungsten Inert Gas Welded Magnesium Alloy AZ91D Joints, ISIJ International, vol. 46, n°8 (2006) pp 1200–1204
- [84] M. Marya, G. Edwards, S. Marya and D.L. Olson, Fundamentals in the fusion welding of magnesium and its alloys, Proceedings of the Seventh JWS International Symposium, Kobe, 20–22 November 2001, pp 597–602
- [85] B.T. Gibson, D.H. Lammlein, T.J. Prater, W.R. Longhurst, C.D. Cox, M.C. Ballun, K.J. Dharmaraj, G.E. Cook, A.M. Strauss, Friction stir welding: Process, automation, and control, Journal of Manufacturing Processes, *In Press*, June 2013
- [86] L. Commin, M. Dumont, J.-E. Masse, L. Barrallier, Friction stir welding of AZ31 magnesium alloy rolled sheets: Influence of processing parameters, Acta Materialia, vol. 57, n°2 (2009) pp 326-334

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [87] G. Padmanaban, V. Balasubramanian, Selection of FSW tool pin profile, shoulder diameter and material for joining AZ31B magnesium alloy – An experimental approach, *Materials & Design*, vol. 30, n°7 (2009) pp 2647-2656
- [88].H. Zhao, T. Debroy, Pore formation during laser beam welding of die-cast magnesium alloy AM60B - Mechanism and remedy, *Welding research supplement* (2001) pp 204-210
- [89] C. Lehner, G. Reinhart and L. Schaller, Welding of die cast magnesium alloys for production, *Journal of Laser Applications*, vol. 11, n°5 (1999) pp 206-210
- [90] X. Cao, M. Xiao, M. Jahazi, J.P. Immarigeon, Continuous wave Nd:YAG laser welding of sand-cast ZE41A-T5 magnesium alloys, *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 20, n°6 (2005) pp 987-1004
- [91] K.H. Leong, G. Kornecki, P.G. Sanders and J.S. Keske, Laser beam welding of AZ31BH24 alloy, *ICALEO 98: Laser Materials Processing Conference*, Orlando, FL, 16–19 November 1998, pp 28–36
- [92] M. Dhahri, J.E. Masse, J.F. Mathieu, G. Barreau and M. Autric, CO2 laser welding of magnesium alloys, *Proceedings of the SPIE: High-Power Lasers in Manufacturing*, vol. 3888 (2000) pp 725–732
- [93] M. Dhahri, J.E. Masse, J.F. Mathieu, G. Barreau, M. Autric, Laser welding of AZ91 and WE43 magnesium alloys for automotive and aerospace industries, *Adv. Eng. Mater. Volume 3*, n°7 (2001) pp 504–507
- [94] A. Weisheit, R. Galun, B.L. Mordike, Weldability of various magnesium alloys using a CO2 laser, *IIW Seminar, Trends Weld. Light Weight Automobile Rail road Vehicles*, 1997, pp 28–41
- [95] A. Weisheit, R. Galun and B.L. Mordike, CO2 laser beam welding of magnesium-based alloys, *Weld. Res. Suppl.*, vol. 74, n°4 (1998) pp 149–154
- [96] P.G. Sanders, J.S. Keske, K.H. Leong, G. Kornecki, High power Nd:YAG and CO2 laser welding of magnesium, *Journal of Laser Applications*, vol. 11, n°2 (1999) pp 96–103
- [97] L. Commin, M. Dumont, R. Rotinat, F. Pierron, J.-E. Masse, L. Barrallier, Texture evolution in Nd:YAG-laser welds of AZ31 magnesium alloy hot rolled sheets and its influence on mechanical properties, *Materials Science and Engineering: A*, Vol 528, n°4–5, (2011), pp 2049-2055
- [98] G. Padmanaban, V. Balasubramanian, Effects of laser beam welding parameters on mechanical properties and microstructure of AZ31B magnesium alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 21, n°9 (2011), pp 1917-1924

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [99] R. W. Messler Jr., *Joining of Materials and Structures: From Pragmatic Process to Enabling Technology*, Elsevier Butterworth–Heinemann, 2004 , p 332
- [100] Asif Iqbal, Naeem Ullah Dar et Muhammad Ejaz Qureshi . *Welding: Processes, Quality, and Applications* , Chapter 3, *Automation in Determining the Optimal Parameters for TIG Welding of Shells* , (pp.167-225) , 2011 Nova Science Publishers, Inc.
- [101] Chakravarthy P, Agilan M, and Neethu N. *Flux bounded tungsten inert gas welding process : an introduction* First edition. CRC Press/Taylor & Francis (2020) pp(11-36)
- [102] Larry Jeffus, *Welding: Principles and Applications*, 8e, Cengage Learning 2017 pp402-406
- [103] R. Manti, D.K. Dwivedi, A. Agarwal, *Pulse TIG welding of two Al-Mg-Si alloys*, *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 17, n°5 (2008) pp 667-673
- [104] Street J A , *Pulsed arc welding*, 1st Edt, Published by Abington Publishing 1990,
- [105] A. Kumar and S. Sundarrajan, *Optimization of pulsed TIG welding process parameters on mechanical properties of AA 5456 Al alloy weldments*, *Materials and Design*, vol. 30, n°4 (2009) pp 1288-1297
- [106] G. Padmanaba nand V. BalasubramaniaN. *Influences of pulsed current parameters on mechanical and metallurgical properties of gas tungsten arc welded AZ31B magnesium alloy*, *Met. Mater. Int.*, vol. 17 (2011) pp 679–687
- [107] F. J. Grist, W. Farrell, G. S. Lawrence, F. Sciaky, *Power Sources for Welding*, Vol. 6, *ASM Handbook*, ASM International, 1993
- [108] R.Vennekens, B. Verstraeten, K. Broeckx, *Procédés de soudage : Notice d’information sur l’aluminium Partie 3*, *Metallurgie* 51 (2003) pp 286-297
- [109] ANSI/AWS A5.12 *Specification of tungsten and tungsten alloy Electrodes for arc welding and cutting*
- [110] Andrew D. Althouse et al, *Modern welding*, 12th edition, The Goodheart-Willcox Company, Inc 2020 PP 263-296
- [111] K. Hicken, *Gas tungsten arc Welding*, Vol. 6, *ASM Handbook*, ASM International,1993
- [112] G. Mathers, *The welding of aluminum and its alloys*. CRS Press Edition 2002
- [113] T. Astarita and G. M. Carlomagno, *Infrared Thermography for Thermo-Fluid-Dynamics*, *Experimental Fluid Mechanics*,Chapter3 IRScanner, DOI: 10.1007/978-3-642-29508-9_3, Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2013 pp23-48
- [114] S. Bagavathiappan, B.B. Lahiri, T. Saravanan, John Philip, T. Jayakumar, *Infrared thermography for condition monitoring – A review*, *Infrared Physics & Technology* 60 (2013) 35–55 <http://dx.doi.org/10.1016/j.infrared.2013.03.006>

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [115] Nasser Fekiri, Transferts de chaleur dans des éléments micro et nano structurés : Simulation et expérimentation par thermographie infrarouge et microscopie SThM , Memoire de Master MEPP 2013
- [116] Mathilde LARGET « Contribution à l'évaluation de la dégradation du béton : thermographie infrarouge et couplage de techniques » thèse de doctorat 2011 Université de bordeaux pp7-26.
- [116] B.B. Lahiri, S. Bagavathiappan, Libins T. Sebastian, John Philip, T. Jayakumar . Effect of non-magnetic inclusions in magnetic specimens on defect detection sensitivity using active infrared thermography *Infrared Physics & Technology* 68 (2015) 52–60 <http://dx.doi.org/10.1016/j.infrared.2014.11.004>
- [117] André Chrysochoos, Bertrand Wattrisse, Jean-Michel Muracciole « Analyse locale de champs thermomécaniques par corrélation d'image et thermographie ». XVème Congrès Français de Mécanique Nancy, 3-7 Septembre 2001
- [118] Vladimir Vavilov, Douglas Burleigh - *Infrared Thermography and Thermal Nondestructive Testing*-Springer International Publishing_Springer (2020)
- [119] Carosena Meola, Simone Boccardi , Giovanni Maria Carlomagno, *Infrared Thermography in the Evaluation of Aerospace Composite Materials*, Chapter3 *infrared thermography basics* 2017 Elsevier Ltd pp 57-127 <http://dx.doi.org/10.1016/B978-1-78242-171-9.00001-2>
- [120] M Ibrahim Khan - *Welding science and technology*-New Age International (P) Ltd Publishers (2007) PP 37-68
- [121] R. Manti et al, Pulse TIG welding of two Al-Mg-Si alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17 (2008) pp 667–673
- [122] Bohnart, Edward R. *Welding principles and practices*, McGraw-Hill Education (2018) pp549-652.
- [123] F.Brisset, D.Bovin, L'analyse EDS, *Microscopie électronique à Balayage et Microanalyse*, EDP Science, 2006, pp 347-356
- [124] S. Barbagallo, H.I. Laukli, O. Lohne, E. Cerri, Divorced eutectic in a HPDC magnesium–aluminum alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 378 (2004) pp 226-232.
- [125] G. Chadha, J. E. Allison, J. W. Jones, The role of microstructure on ductility of die-cast AM50 and AM60 magnesium alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, volume 38a (2007) pp 286-297.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [126] M.M.Z. Ahmed Microstructure, crystallographic texture and mechanical properties of friction stir welded AA2017A, *Materials Characterization*, vol. 64 (2012) pp 107-117.
- [127] C. Genevois, Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 & 5000 et comportement mécanique résultant, Thèse de doctorat de INPG, 2004.
- [128] A. Khosravani , D.T. Fullwood , B.L. Adams et al., Nucleation and propagation of {10-12} twins in AZ31 magnesium alloy. *Acta Materialia*, 100 (2015), 202-214.
- [129] L. Wang, Y. Chen, H. Li, Q. Kemaoy, Y. Gu, et C. Zhai, « Out-of-plane motion and non-perpendicular alignment compensation for 2D-DIC based on cross-shaped structured light », *Opt. Lasers Eng.*, vol. 134, p. 106148, nov. 2020, doi: 10.1016/j.optlaseng.2020.106148.
- [130] J. Shuai, J. Zhao, L. Lei, P. Zeng, X. Wu, et L. Sun, « Characterization of crack propagation of Incoloy 800H by the combination of DIC and XFEM », *Nucl. Eng. Des.*, vol. 364, p. 110683, août 2020, doi: 10.1016/j.nucengdes.2020.110683.
- [131] N. Hiremath, K. S. Tarun, et B. G. Laxmi, « Experimental investigation for the determination of material properties of a composite laminate using resin and DIC techniques », *Mater.Today*, déc. 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2020.10.423.
- [132] Q. Liu, D. Ting-Wee Looi, H. Hongniao Chen, C. Tang, et R. Kai Leung Su, Framework to optimise two-dimensional DIC measurements at different orders of accuracy for concrete structures , *Structures*, vol. 28, 2020 pp. 93-105,doi: 10.1016/j.istruc.2020.08.056.
- [133] D. Li *et al.*, « Experimental study on fracture and fatigue crack propagation processes in concrete based on DIC technology », *Eng. Fract. Mech.*, vol. 235, p. 107166, août 2020, doi: 10.1016/j.engfracmech.2020.107166.
- [134] J. He, D. Lei, et W. Xu, « In-situ measurement of nominal compressive elastic modulus of interfacial transition zone in concrete by SEM-DIC coupled method », *Cem. Concr. Compo*, vol. 114, p. 103779, nov. 2020, doi: 10.1016/j.cemconcomp.2020.103779.
- [135] C. Vasconcelos Gonçalves et al, Application of optimization techniques and the enthalpy method to solve a 3D-inverse problem during a TIG welding process. *Applied Thermal Engineering*, 30 (2010) pp2396–2402
- [136] D.S. Mackenzie, G.E. Totten, Analytical characterization of aluminum, steel, and superalloys, Published by Taylor and Francis, CRC Press, 2005, pp 87-89

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [137] A. Durgutlu, Experimental investigation of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas on TIG welding of austenitic stainless steel. *Materials & Design*, 25 (2004) pp 19–23
- [138] M.P. Nascimento and H.J.C. Voorwald, Considerations about the welding repair effects on the structural integrity of an airframe critical to the flight-safety. *Procedia Engineering* 2 (2010) 1895–1903.
- [139] Wang, Yajie; Chen, Maoai; Wu, Chuansong . High-frequency pulse modulated square wave AC TIG welding of AA6061-T6 aluminum alloy. *Welding in the World*,(2020), doi:10.1007/s40194-020-00953-9
- [140] I. Mahadzir, Y. Kazuhiko, M. Katsuhiko, Laser Welding of Thin Sheet Magnesium Alloys, *InTech*, 2012, pp 135-160
- [141] Y. Quan, Z. Chen, X. Gong et al., CO2 laser beam welding of dissimilar magnesium-based alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 496:1-2 (2008), 45-51.
- [142]A. Belhadj, J.E. Masse, L. Barrallier et al., CO2 laser beam welding of AM60 magnesium-based alloy. *Journal of Laser Applications*, 22:2 (2010), 56-61.
- [143]S.T. Auwal, S. Ramesh, F. Yusof et al., A review on laser beam welding of titanium alloys. *Int J Adv Manuf Technol*, 97 (2018), 1071-1098
- [144] P. Asadi, K. Kazemi-Choobi and A. Elhami, Welding of magnesium alloys, *Welding of Magnesium Alloys, New Features on Magnesium Alloys*, W.A. Monteiro ed., *InTech* (2012), 121- 158
- [145] Júlio Coroado et all .Fundamental understanding of the interaction of continuous wave laser with aluminium *Int J Adv Manuf Technol* (2017) 93:3165–3174. DOI 10.1007/s00170-017-0702-6
- [146] Tarn, Tzyh-Jong; Chen, Shan-Ben; Chen, Xiao-Qi (2015). [Advances in Intelligent Systems and Computing, Robotic Welding, Intelligence and Automation Volume 363 || A Review and Preliminary Experiment on Application of Infrared Thermography in Welding. , 10.1007/978-3-319-18997-0(Chapter 30), 351–359. doi:10.1007/978-3-319-18997-0_30 .
- [147] Guoli Liang , Shaoqiang. Yuan Study on the temperature measurement of AZ31B magnesium alloy in gas tungsten arc welding. *Materials Letters* 62 (2008) 2282–2284.
- [148] Mathilde LARGET « Contribution à l'évaluation de la dégradation du béton : thermographie infrarouge et couplage de techniques » thèse de doctorat 2011 Université de bordeaux pp7-26.
- [149] Guoli Liang , Shaoqiang. Yuan Study on the temperature measurement of AZ31B magnesium alloy in gas tungsten arc welding. *Materials Letters* 62 (2008) 2282–2284.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [150] R.-S. Huang, L.-M. Liu , G. Song ,Infrared temperature measurement and interference analysis of magnesium alloys in hybrid laser-TIG welding process *Materials Science and Engineering A* 447 (2007) 239–243
- [151] M. Quian, J.C. Lippold. Liquation Phenomena in the Simulated Heat-Affected Zone of Alloy 718 after Multiple Postweld Heat Treatment Cycles, *Welding Journal*, 2003: PP.145-150.
- [152] K. Srinivasa Raoa, G. Madhusudan Reddyb, K. Prasad Raoa. Studies on partially melted zone in aluminium–copper alloy welds–effect of techniques and prior thermal temper, *Materials Science and Engineering A*, 403, 2005: PP. 69–76
- [153] T. Yuan , Z. Luo, S. Kou , Grain refining of magnesium welds by arc oscillation *Acta Materialia* 116 (2016) 166-176
- [154] J. Lawrence, J. Pou, D. K. Y. Low, E. Toyserkani - *Advances in Laser Materials Processing Technology, Technology, Research and Application*, Woodhead Publishing Ltd (2010) PP197-206
- [155] C. Genevois, A. Deschamps, A. Denquin, B. Doisneau-Cottignies. Quantitative investigation of precipitation and mechanical behavior for AA2024 friction stir welds, *Acta Materialia* 53, 2005: PP 2447–2458.
- [156] C. Genevois, A. Deschamps, P. Vacher. Comparative study on local and global mechanical properties of 2024T351, 2024T6 and 5251O friction stir welds, *Materials Science and Engineering A* 415, 2006: PP. 162–170.
- [157] Surajkumar Ganpat Pawar, *Influence Of Microstructure On The Corrosion Behaviour Of Magnesium alloys*, these de Doctorat Université de Manchester 2011.
- [158] David H. St John, Ma Qian, Mark A. Easton, Peng Cao, and Zoe Hildebrand. Grain Refinement of Magnesium Alloys, *Metallurgical And Materials Transactions A Volume36A*, July 2005 PP 1669-1679
- [159] T.L. Chia a,b,1, M.A. Easton , S.M. Zhu , M.A. Gibson a,c, N. Birbilis a,b, J.F. Nie a,b The effect of alloy composition on the microstructure and tensile properties of binary Mg-rare earth alloys, *Intermetallics* 17 (2009) 481–490. doi:10.1016/j.intermet.2008.12.009
- [160] M. Sun et al. Grain Refinement of Magnesium Alloys by Mg--Zr Master Alloys, *Advanced Engineering Materials*, 2013, 15, No. 5 pp 373-378
- [161] T. Ram Prabhu, Srikanth Vedantam and Vijaya Singh N. Eswara Prasad, R. J. H. Wanhill (eds.) - *Aerospace Materials and Material Technologies _ Volume 1_ Aerospace Materials-Springer Singapore* (2017).

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [162] W.C. Neil, M. Forsyth, P.C. Howlett, C.R. Hutchinson, B.R.W. Hinton, Corrosion of magnesium alloy ZE41 – The role of microstructural features *Corrosion Science* 51 (2009) 387–394 doi:10.1016/j.corsci.2008.11.005
- [163] W. Zhang *Fluid Flow Phenomena during Welding*, *Welding Fundamentals and Processes*, (2011) ASM Handbook vol6A pp89-95
- [164] Guillaume Tirand, *Etude des Conditions de Soudage Laser d'Alliages base d'Aluminium par voie Expérimentale et à l'aide d'une Simulation Numérique*, Thèse (2012) Université Bordeaux1.
- [165] Pierpaolo Carlone, Antonello Astarita, Felice Rubino, Nicola Pasquino, Microstructural Aspects in FSW and TIG Welding of Cast ZE41A Magnesium Alloy, *Metallurgical And Materials Transactions B*, Volume 47B, 2016, pp 1340-1346. doi: 10.1007/s11663-015-0536-2
- [166] I Peter, M Rosso. Investigations on Tungsten Inert Gas Welded Magnesium Alloy, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering* 416 (2018) PP 1-6, doi:10.1088/1757-899X/416/1/012030
- [167] W.C. Neil, M. Forsyth, P.C. Howlett, C.R. Hutchinson, B.R.W. Hinton Corrosion of magnesium alloy ZE41 – The role of microstructural features *Corrosion Science* 51 (2009) 387–394, doi:10.1016/j.corsci.2008.11.005
- [168] T. Ram Prabhu, Srikanth Vedantam and Vijaya Singh N. Eswara Prasad, R. J. H. Wanhill (eds.) - *Aerospace Materials and Material Technologies _ Volume 1_ Aerospace Materials-Springer Singapore* (2017).
- [169] G. Zeng, J.W. Xian, C.M. Gourlay, Nucleation and growth crystallography of Al₈Mn₅ on B₂-Al(Mn,Fe) in AZ91 magnesium alloys, *Acta Materialia* (2018), doi: 10.1016/j.actamat.2018.04.032
- [170] Y. Wang, M. Xia, Z. Fan, X. Zhou, G.E. Thompson. The effect of Al₈Mn₅ intermetallic particles on grain size of as-cast Mg-Al-Zn AZ91D alloy, *Intermetallics* 18 (2010) 1683-1689. doi:10.1016/j.intermet.2010.05.004
- [171] S. Pawar, X. Zhou, T. Hashimoto, G.E. Thompson, G. Scamans, Z. Fan, 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* 628 (2015) 195–198. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.12.028>
- [172] A. Kouadri, L. Barrallier, Texture characterization of hexagonal metals: magnesium AZ91 alloy welded by laser processing, *Materials Science and Engineering A*, vol. 429 (2006)
- [173] S. Barbagallo, H.I. Laukli, O. Lohne et al., Divorced eutectic in a HPDC magnesium – aluminum alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 378 (2004), 226-232

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [174] V. Uvarov and I. Popov, Metrological characterization of X-ray diffraction methods at different acquisition geometries for determination of crystallite size in nano-scale materials, *Materials Characterization*, 85 (2013), 111-123
- [175] H. Zhang, K. Chong, G. Xiao et al., TIG cladding in-situ nano vanadium carbide reinforced Febased ultra-fine grain layers under water cooling condition, *Surf Coat Technol*, 352 (2018), 222-230
- [176] J. Shen, L. Wen, Y. Li et al., Effects of welding speed on the microstructure and mechanical properties of laser welded AZ61 magnesium alloy joints, *Materials Science and Engineering A*, 578 (2013), 303-309
- [177] L.Yu, K. Nakata, N. Yamamoto et al., Texture and its effect on mechanical properties in fiber laser weld of a fine-grained Mg alloy, *Materials letters*, 63 (2009), 870-872
- [178] E. He, J. Liu, J. Lee et al., Effect of porosities on tensile properties of laser-welded Al-Li alloy: an experimental and modelling study, *Int J Adv Manuf Technol*, 95(2018), 659-671