



MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

Ecole Nationale Supérieure Polytechnique d'Alger
Département de Métallurgie

MEMOIRE DE MAGISTER

Présenté par

Seddik OUALLAM

Ingénieur d'Etat en Métallurgie

Thème

*Etude du soudage TIG et laser Nd-YAG
de l'alliage d'aluminium 2024 T3*

Devant le jury composé de :

E. SALHI	Professeur, ENSP Alger	Président
M. BOUABDALLAH	Professeur, ENSP Alger	Examineur
J.E. MASSE	Maître de Conférences, ENSAM, Aix en Provence	Examineur
A.KASSER	Chargé de Cours, ENSP Alger	Examineur
M. DJEGHLAL	Maître de Conférences, ENSP Alger	Promoteur
M.YAHI	Directeur du C.S.C, Alger	Invité

Année-Avril 2009

Ecole Nationale Polytechnique 10, Avenue Hassan Badi, El Harrach, Alger.

ملخص:

إن إلاحام خلانط الألمونيوم له دور فعّال في شتى المجالات الصناعيّة: صناعة الطائرات، السيارات وغيرها. تهدف هذه الدراسة إلى تقييم، في ميدان الإلاحام التطبيقي، تأثير عوامل الإلاحام الناجمة عن تقنيات LASER Nd-YAG و TIG على خليط الألمونيوم 2024T3. في موضع الإلاحام، و هذا باستنباط الخصائص المميّزة في مجال قابلية الإلاحام، و معرفة العلاقة بين البنية المجهرية و ما يقابلها من تطور في المميزات الميكانيكية في مختلف أنحاء الشريط الملحّم، وإمكانية تحديد هذه المميزات وربطها بالأدوار الحرارية للإلاحام المولدة بتقنية التلحيم TIG.

كلمات مفتاحية: تقنية TIG, LASER Nd-YAG, الألمونيوم, الدّورة الحرارية, تخصيص.

RESUME :

Le soudage des alliages d'aluminium présente un intérêt particulier dans le cadre de son application dans diverses industries automobile aéronautique et autres .L'application du soudage permettrait en effet un gain de poids associé à une réduction de coûts intéressante. Ce travail, Consistera à évaluer, dans le domaine de soudabilité opératoire, l'influence des paramètres de soudage TIG et LASER Nd-YAG sur les caractéristiques de la soudure. Les évolutions des caractéristiques mécaniques et microstructurales au travers du joint seront déterminées et reliées aux cycles thermiques du soudage engendré par le procédé TIG.

MOTS-CLES

Soudage- procédé TIG, Laser Nd-YAG, Aluminium, Cycles thermiques, Caractérisation

ABSTRACT:

The welding of aluminium alloys has a particular interest within the framework of its application in various aeronautical and automobiles and others industries. The use of welded aluminium would indeed allow a profit on weight associated to an interest in costs reduction. This work will consist in the evaluation, in the field of operational weldability, the influence of the welding TIG and LASER Nd-YAG parameters on the weld characteristics. The evolutions of the mechanical and microstructural characteristics of joint will be finding out and will be connected to thermal cycle of welding related to TIG process.

KEY-WORDS:

Welding, TIG process, Laser Nd-YAG process, Aluminium, Thermals cycles, Characterisation

A

Mes parents,

Ma femme,

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 a été effectué conjointement au sein du centre de recherche en soudage et contrôle (CSC) et l'école nationale supérieure polytechnique d'Alger.

Je tiens à remercier d'abord mon promoteur M. Med Lamine DJEGHLAL pour avoir accepté de m'encadrer et de me soutenir durant les moments difficiles de ce long parcours. Merci pour ta patience et tes encouragements. C'est un réel plaisir de travailler avec vous.

Mes remerciements vont aussi à messieurs Pr. E.SALHI, Pr. M.BOUABDELLAH, Dr.J.E.MASSE, Dr.A.KASSER respectivement président de jury et examinateurs de ce travail. C'est vraiment un grand honneur pour moi. Merci

Je voudrais exprimer ma reconnaissance à Mr M.YAHI Directeur du CSC, qui n'a pas cessé de m'encourager, de m'aider durant les moments difficiles et d'avoir accepté de m'honorer par sa présence durant ma présentation. Qu'il retrouve dans ce petit mot toute ma considération et mon profond respect.

Un grand hommage au Pr A.Baba Ahmed recteur de l'université de Blida. Ce fut un honneur d'avoir travaillé sous sa direction au CSC. Que ce grand homme retrouve dans cette petite partie les sentiments de mon profond respect.

Je ne peux omettre de remercier vivement (mon Ami le vieux) Mr ABADLI avec qui j'ai toujours partagé avec un grand plaisir des discussions et débats scientifiques sur ce travail.

Je tiens à rendre hommage à tous mes enseignants de l'ENSP, 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.

Je commencerai par ordre chronologique comme dans la présentation de ce mémoire.

Mes remerciements vont :

A la Direction technique d'Air Algérie en particulier à Mr TSABIT Ali Chef de département technique avec qui j'ai développé de bonnes relations de travail dans le domaine du soudage.

A mon équipe et Amis de l'atelier Soudo-Mécanique du CSC à leur tête Momoh Bourahla, Belaroui, Adafar, Sid Ali, Mustapha et Amachtoh Rachid. C'est avec eux que j'ai appris ce métier de soudage.

A l'équipe laser du CDTA messieurs E.Amara, S.Messaoud et F.Si Serir. C'est des personnes très compétentes dans le domaine des lasers.

A l'équipe du CSIR d'Afrique du sud sous la Direction de Mr Wouter Klopper qui, en visite au CSC a eu l'amabilité de me réaliser les soudures au laser, sans oublier son équipe Herman Burger et Corney van Rooyen chargés de les réaliser. Sans eux, je n'aurai jamais le plaisir de faire cette étude et de m'initier au soudage Laser.

Des remerciements particuliers à la direction de l'ENSAM d'Aix en Provence et au Directeur du laboratoire Meca-surf, le Professeur Laurent Barralier de m'avoir reçu dans son labo. 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 une grande dame Michèle Richard et Mr Jean François Mathieu (Jef Jef). A tous, je dis encore Merci pour votre gentillesse et votre amitié.

Mes remerciements Amicaux vont aussi à Mr.H.Magnouche Directeur Général du CRND et toute son équipe. Ils n'ont jamais cessé de m'aider dans tous mes travaux de recherches.

A mes amis chercheurs du C.S.C, particulièrement mon chef de division M.Zergoug (ben voila chef c'est la fin cette fois ci), A.Haddad (tu vas rentrer très tôt à la maison ! moi aussi d'ailleurs) et N.Boucherou (nbs) pour son aide.

A Mr Skander Mouloud chef de service des moyens généraux et qui a mis les moyens pour finaliser ce travail.

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

Je termine cette fois ci par remercier une autre tranche de personnes qui s'inquiétaient mais discrètes. Se sont les agents de sécurité du CSC qui passaient me voir durant mes longues soirées que je passais au bureau à travailler. Merci à vous.

SOMMAIRE

Contexte du travail.....	06
Problématique du travail.....	07

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Chapitre I	08
-------------------	-----------

I.1 Introduction à l'aluminium et ces alliages.....	08
I.2 Désignation des alliages d'aluminium.....	08
I.3 l'alliage 2024T3.....	09
I.4 Les procédés de soudage.....	10
I.4.1 Généralités.....	10
I.4.2 Le soudage TIG.....	11
I.4.2.1 Principe.....	11
I.4.2.2 Equipement.....	12
I.4.2.3 Applications.....	13
I.4.2.4 Formation du bain de fusion.....	13
I.4.2.5 Solidification des soudures.....	14
I.4.2.6 Influence de la vitesse de soudage.....	15
I.4.3 Introduction au soudage laser.....	16
I.4.3.1 Constituants du laser.....	16
I.4.3.2 Principe du laser.....	16
I.4.3.3 Paramètres influençant le procédé de soudage laser.....	18
I.4.3.4 Les sources laser.....	19
I.4.3.5 Les défauts de soudage.....	20
I.4.3.5.1 Les défauts de formes.....	20
I.4.3.5.2 Les défauts métallurgiques.....	20
I.4.3.6 soudabilité de l'alliage d'aluminium.....	21

Chapitre II. Le durcissement structural.....	22
---	-----------

Introduction.....	22
II.1 Les alliages à durcissement structural.....	22
II.2 Série 2000 (Al-Cu et Al-Cu-Mg).....	22
II.3 L'alliage d'aluminium 2024T3.....	22
II.4 Séquences de la précipitation dans les alliages.....	23
II.4.1 Cas de l'alliage Al-Cu.....	24
II.4.1.1 Les zones de Guinier - Preston.....	25
II.4.1.2 La phase Θ''	25
II.4.1.3 La phase Θ'	26
II.4.1.4 La phase Θ	26
II.4.1.5 Propriétés mécaniques des alliages de la série 2000.....	27
II.4.2 Cas Al-Cu-Mg.....	28
II.4.2.1 Séquence de précipitation des AlCuMg.....	28
II.4.2.1.1 Zones de GPB.....	29
II.4.2.1.2 Phases S'' , S' et S	30

Chapitre III PARTIE PRATIQUE.....	31
Introduction.....	31
III Problématiques et objectifs.....	31
III.1 Première problématique : Opératoire.....	31
III.2 Deuxième problématique : Métallurgique.....	32
III.3 Techniques expérimentales.....	34
III.3.1 Les techniques de soudage.....	34
III.3.1.1 Le Procédé TIG.....	34
III.3.1.1.1 Influence des paramètres technologiques.....	34
III.3.1.1.1.1 Nature du courant et effet de la polarité.....	34
III.3.1.1.1.2 Nature de l'électrode de tungstène	36
III.3.1.1.1.3 Type de gaz de protection.....	36
III.3.1.1.2 Equipement du poste TIG.....	37
III.3.1.2 Le laser Nd-YAG.....	38
III.3.2 Préparation des pièces à souder.....	39
III.3.2.1 Nettoyage des pièces à souder.....	39
III.3.2.2 Le bridage.....	40
III.3.2.3 Pointage des tôles.....	41
III.4 Mise en œuvre des procédés TIG et Laser Nd :YAG.....	41
III.4.1 Mise en œuvre des soudures TIG.....	41
III.4.2 Mise en œuvre des soudures laser.....	42
III.5 Contrôle non destructif.....	42
III.5.1 Contrôle Visuel.....	42
III.5.2 Contrôle radiographique.....	42
III.6 Caractérisation destructive.....	43
III.6.1 Microscopie optique (MO) et électronique à balayage(MEB).....	43
III.6.1.1 La microscopie optique.....	43
III.6.1.1 la microscopie électronique à balayage (MEB).....	43
III.6.2 Préparation des échantillons pour observation métallographique.....	44
III.6.2.1 Découpage et enrobage des échantillons.....	44
III.6.2.2 Polissage.....	44
III.6.2.3 Attaque chimique.....	45
Chapitre IV RESULTATS ET INTERPRETATIONS.....	46
IV.1 Matériaux.....	46
IV.1.1 Composition chimique du métal de base.....	46
IV.1.2 Composition chimique du métal d'apport.....	47
IV.1.3 Structure métallographique.....	47
IV.1.3.1 Métallographie optique.....	48
IV.1.3.2 Métallographie MEB.....	48

IV.2 le soudage de l'alliage 2024T3.....	50
IV.2.1 Le soudage par le procédé TIG.....	50
IV.2.1.1 Les paramètres de soudage TIG.....	51
IV.2.2 Le soudage par le procédé laser Nd-YAG.....	52
IV.3 Contrôle visuel et radiographique.....	53
IV.3.1 Contrôle des soudures TIG.....	54
IV.3.2 Contrôle des soudures laser.....	56
Conclusion de la partie contrôle visuel et radiographique des soudures TIG et laser.....	59
IV.4 Caractérisation métallurgique.....	60
IV.4.1 Caractérisation métallurgique des soudures TIG.....	60
IV.4.1.1 Prélèvement des cycles thermiques du soudage TIG.....	60
IV.4.1.2 Dispositif de prélèvement des cycles thermiques.....	61
IV.4.1.3 Profils thermiques au cours du soudage.....	61
IV.4.2 Etude métallographique.....	63
IV.4.2.1 Analyse macrographique.....	63
IV.4.2.1.1 Macrographie des soudures TIG.....	63
IV.4.2.1.2 Macrographie des soudures laser.....	64
IV.4.2.2 Effet de l'énergie et de la vitesse de soudage.....	65
IV.4.2.3 Analyse micrographique.....	66
IV.4.2.3.1 Micrographie soudures TIG.....	67
IV.4.2.3.1.a Micrographies optique de la soudure1.....	67
IV.4.2.3.1.b Micrographies de l'influence de la seconde passe.....	70
IV.4.2.3.2 Micrographie des soudures laser.....	73
IV.4.3 Analyse au MEB.....	75
IV.4.3.1 Analyse chimique.....	75
IV.4.3.2 Microstructures MEB.....	78
IV.4.3.2.1 Microstructures MEB de la soudure1.....	78
IV.4.3.2.2 Microstructures MEB de la soudure 2.....	81
IV.4.3.2.3 Microstructures MEB de la soudure laser4.....	83
Conclusions de l'observation métallographique.....	84
IV.5 Caractérisation mécanique des soudures.....	84
IV.5.1 Microdureté.....	87
IV.5.1.1 Analyse des microduretés des soudures TIG.....	87
IV.5.1.2 Analyse des microduretés des soudures laser.....	89

Chapitre V Conclusion générale

V.1 Conclusions.....	91
V.2 Recommandations et perspectives.....	91

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

Liste des figures

Figure 1: Classification des procédés de soudage selon les différentes sources d'énergie..	Page 10
Figure 2: Sources thermiques et densité d'énergie.....	Page 11
Figure 3: Principe du soudage TIG.....	Page 12
Figure 4: Les forces agissant sur la forme du bain de fusion par procédé de soudage TIG.	Page 14
Figure 5: Comparaison de l'influence du gradient de température sur la croissance des grains en fonction de la forme du bain de fusion.....	Page 15
Figure 6: Schéma d'une source laser.....	Page 16
Figure 7: Principe du soudage laser.....	Page 17
Figure 8: Réflexions multiples le long du capillaire.....	Page 18
Figure 9a: Diagramme TTT d'un alliage d'aluminium à 4% de Cu.....	Page 23
Figure 9b: Diagramme d'équilibre Al-Cu.....	Page 24
Figure 10: Microstructures obtenues à l'ambiante dans un alliage Al-4% Cu.....	Page 24
Figure 11: Les zones de Guinier-Preston GP.....	Page 25
Figure 12: Formation des précipités θ''	Page 25
Figure 13: Formation des précipités θ'	Page 26
Figure 14: Formation de la phase d'équilibre.....	Page 26
Figure 15: Evolution de la limite élastique d'un alliage d'aluminium à durcissement Structural.....	Page 27
Figure 16: Dureté Brinell d'un alliage 2017 en fonction du temps de vieillissement à différentes températures.....	Page 27
Figure 17: Diagramme de phase Al-Cu-Mg.....	Page 28
Figure 18: Evolution de la dureté lors d'un maintien en température à 150°C pour les alliages 2618 et 2024.....	Page 29
Figure 20: Macrographie montrant une irrégularité dans la passe de pénétration et une initiation de fissure.....	Page 31
Figure 21: Radiographie d'une soudure d'aluminium.....	Page 31
Figure 22: Rupture du joint de soudure.....	Page 32
Figure 23: Fissuration du métal de base et la zone fondue.....	Page 33
Figure 24: Influence du type de courant et de sa polarité sur la pénétration.....	Page 34
Figure 25: Amorçage HF.....	Page 35
Figure 26: Utilisation d'une onde rectangulaire et d'un contrôle d'équilibre dans la soudure de TIG.....	Page 36
Figure 27: Poste de soudage TIG.....	Page 37
Figure 28: Robot de soudage KUKA.....	Page 38
Figure 28a: Configuration mono spot.....	Page 38
Figure 28b: Configuration bi spots.....	Page 38
Figure 29: Fissuration à chaud.....	Page 39
Figure 30: Etat des bords nettoyés.....	Page 40
Figure 30: Système de bridage des tôles.....	Page 40
Figure 31: Phénomènes de déformations.....	Page 40
Figure 32: Effets de déplacement de l'arc.....	Page 41
Figure 33: Fissuration du point de soudure.....	Page 41
Figure 34: Principe de mise en œuvre d'une soudure laser.....	Page 42
Figure 35: Composants du radioscope.....	Page 43
Figure 36: Le microscope électronique à balayage.....	Page 44
Figure 37: Etat de surface d'un polissage d'un joint soudé avant attaque chimique.....	Page 45

Figure 38: Spectre d'analyse chimique.....	Page 46
Figure 39: Microstructure du métal de base avant soudage.....	Page 47
Figure 40: Structure du métal de base observée au MEB.....	Page 48
Figure 41: Image MEB d'un précipité.....	Page 48
Figure 42: Spectre d'analyse sur un précipité.....	Page 49
Figure 43: Vue générale du précipité grossier.....	Page 49
Figure 44: Vue générale de la distribution des précipités.....	Page 49
Figure 44: Effet des courants forts sur le joint de soudure en mode de soudage manuel...	Page 50
Figure 45: Polarité du courant du AC.....	Page 51
Figure 46: Aspect du cordon de la soudure1.....	Page 53
Figure 47: Film radiographique soudure 1.....	Page 53
Figure 48: Mouvement rectiligne du déplacement de la Torche.....	Page 54
Figure 49: Aspect du cordon de soudure 2.....	Page 54
Figure 50: Film radiographique soudure2.....	Page 54
Figure 51: Mouvement oscillatoire de la torche.....	Page 55
Figure 52: aspect du cordon de la soudure 3.....	Page 55
Figure 53: Film radiographique de la soudure3.....	Page 55
Figure 54: Aspect général de toutes les soudures laser2.....	Page 56
Figure 55: agrandissement de la zone entourée.....	Page 56
Figure 56: Film radiographique de la soudure laser2.....	Page 57
Figure 57: Aspect général de toutes les soudures laser4.....	Page 57
Figure 58: Aspect les soudures laser4 de la zone entourée.....	Page 58
Figure 59: Film radiographique de la soudure laser4.....	Page 58
Figure 60: Diagramme Al-Cu montrant les limites solubilité des zones GP et d'autres phases métastables θ'' , θ'	Page 59
Figure 61: Dispositif d'acquisition de températures.....	Page 60
Figure 62: Implantation de thermocouples (A) soudure1, (B) soudure2.....	Page 61
Figure 63: Cycles thermiques du soudage : Cas soudure1 mono passe sans métal d'apport.....	Page 61
Figure 64: Cycles thermiques du soudage : Cas soudure2 première passe sans métal d'apport (a) et deuxième passe avec métal d'apport (b).....	Page 62
Figure 65: Macrographie soudure1.....	Page 63
Figure 66: Macrographie soudure2.....	Page 63
Figure 67: Macrographie soudure3.....	Page 63
Figure 68: Macrographie soudure laser2.....	Page 64
Figure 69: Macrographie soudure laser4.....	Page 64
Figure 70: Macrographies des soudures laser 2 pour des paramètres de soudage laser variables.....	Page 64
Figure 71: Macrographies des soudures laser 4 pour des paramètres de soudage laser variables.....	Page 65
Figure 72: Corrélation entre le diagramme binaire A-B (ex. : Al-Cu) et les différentes zones d'un joint soudé.....	Page 65
Figure 73: Aspect micrographique de la soudure 1.....	Page 66
Figure 74: Structure de la zone fondue pour différents grossissements.....	Page 67
Figure 76: Structure de ZPF.....	Page 67
Figure 77: Structure de ZPF pour différents grossissements.....	Page 68
Figure 78: Alliage Al-Cu traité thermiquement contenant des zones GP avant soudage...	Page 69
Figure 79: Micrographies du joint de la soudure2.....	Page 71
Figure 80: Structure de la ZF.....	Page 72
Figure 81: Structure de ZL.....	Page 72

Figure 82: Aspect de la microstructure Laser2.....	Page 73
Figure 83: Aspect de la microstructure Laser4.....	Page 73
Figure 84: Microstructure de soudage en fonction de la vitesse d'avancée.....	Page 73
Figure 85: Microstructure Laser2 -Zone de transition (ZPF).....	Page 74
Figure 86 : la Microstructure Laser4 -Zone de transition (ZPF).....	Page 74
Figure 87: Microstructure Laser2 -Zone de fusion (ZF).....	Page 74
Figure 88: Microstructure Laser2 -Zone de fusion (ZF).....	Page 74
Figure 89: Microstructure métal de base Soudure laser 4.....	Page 75
Figure 90: Microstructure métal de base Soudure laser 4.....	Page 75
Figure 91 : (a) Structure ZAT; (b), (c) Structure ZPF ; (d) Structure ZF.....	Page 78
Figure 92 : Cartographie X de la distribution des éléments Al et Cu sur la ZAT à grains fins.....	Page 79
Figure 92 : Cartographie X de la distribution des éléments Al et Cu sur la ZF.....	Page 79
Figure 93 : Evolution microstructurale dans la soudure 2.....	Page 80
Figure 94 : Défaut intergranulaire (crique).....	Page 81
Figure 95 : Cartographie X d'un joint de grain ZAT de la soudure2.....	Page 81
Figure 96 : Caractérisation MEB de l'évolution microstructurale de la soudure laser4.....	Page 82
Figure 97 : Caractérisation des constituants d'un grain de la ZAT ; (a) MEB en électrons secondaires, (b) en électrons rétrodiffusés.....	Page 83
Figure98 : Porosités soudure TIG.....	Page 84
Figure99 : Fissuration de la porosité.....	Page 85
Figure100 : Fissuration intergranulaire sur le joint de soudure laser2.....	Page 85
Figure 102 : Profil de prélèvement de microdureté sur la soudure1.....	Page 86
Figure 103 : Profil de prélèvement de microdureté sur la soudure laser4.....	Page 86
Figure 104 : Profils de microdureté des soudures TIG.....	Page 87
Figure 105 : Superposition de profils de dureté des trois soudures TIG.....	Page 87
Figure 106 : Profils de microdureté des soudures laser.....	Page 89
Figure 107 : Profil de prélèvements de microdureté sur la partie supérieure et inférieure du cordon de la soudure laser.....	Page 89

Liste des tableaux

Tableau 1: Désignation des alliages d'aluminium.....	Page 08
Tableau 2: Composition chimique de l'alliage 2024(% massique).....	Page 22
Tableau 3: Propriétés physiques.....	Page 23
Tableau 4: Propriétés mécaniques.....	Page 23
Tableau 5: Classification des électrodes de tungstène.....	Page 36
Tableau 6: Choix des types courants en fonction des diamètres d'électrodes.....	Page 36
Tableau 7: Paramètres technologique du procédé TIG.....	Page 37
Tableau 8: Composition chimique en poids du 2024T3.....	Page 46
Tableau 9: Composition chimique en poids du métal d'apport ER5554.....	Page 47
Tableau 10: Numéro atomique des éléments de l'alliage 2024 T3.....	Page 48
Tableau 11: Composition chimique du précipité.....	Page 49
Tableau 12: Paramètres de soudage TIG.....	Page 51
Tableau 13: Paramètres de soudage laser Nd-YAG. Cas bi-spot.....	Page 52
Tableau 14: Paramètres de soudage laser Nd-YAG. Cas mono-spot.....	Page 52
Tableau 15: Analyse chimique ZF de la soudure 1.....	Page 75
Tableau 16: Analyse chimique ZF de la soudure2.....	Page 76
Tableau 17: Analyse chimique ZAT de la soudure2.....	Page 76
Tableau 18: Analyse chimique ZF de la soudure3.....	Page 77
Tableau 19: Analyse chimique MB de la soudure Laser4.....	Page 77
Tableau 20: Analyse chimique ZAT de la soudure Laser4.....	Page 77
Tableau 21: Analyse chimique ZF de la soudure Laser4.....	Page 77
Tableau 22: Dureté des différentes zones sur les soudures TIG.....	Page 88

Contexte du travail

Ce travail rentre dans le cadre d'un projet de recherche initié par le centre de recherche scientifique et technique en soudage et contrôle (C.S.C).

Ce projet consiste en l'introduction d'un nouveau procédé de soudage à savoir le soudage laser. Il est à noter que le C.S.C possède une grande expérience dans la maîtrise des procédés conventionnels tels que le soudage à l'arc manuel, le soudage automatique sous flux solide, le soudage MIG/MAG et le soudage TIG. Nous portons un intérêt particulier au soudage TIG qui est utilisé pour le soudage des alliages d'aluminium.

Le choix de l'aluminium pour notre travail est du à l'ampleur que prend l'utilisation de ces alliages depuis quelques années dans divers secteurs industriels : aéronautique, construction navale, automobile et éventuellement dans la construction métallique. Par la grande variété d'alliages d'aluminium, nous pouvons dire que les alliages d'aluminium prennent une place de choix eu égard aux différentes propriétés physiques et mécanique qu'ils offrent. Ainsi, sa légèreté et les propriétés mécaniques spécifiques qui sont semblables à celle de l'acier font de lui un concurrent pour ce dernier. Aussi, le nombre de travaux de recherches initiés et qui sont encore d'actualités montrent l'intérêt de se lancer dans cet axe avec pour nouveauté de notre part l'application de la technologie laser au soudage des alliages d'aluminium en comparant les résultats avec ceux obtenus par le procédé TIG.

L'application du procédé TIG pour le soudage des alliages d'aluminium est aussi une nouveauté en Algérie. En effet, très peu d'entreprises soudant ces alliages, la connaissance des avaries que peuvent subir ces alliages lors du soudage n'est que théorique. Par ce travail, nous avons pu apprécier les difficultés de souder l'alliage d'aluminium choisi et les défauts résultants.

Quand à l'application du laser dans le soudage, nous avons constaté l'existence au Centre de Développement des Techniques Avancées (C.D.T.A) d'une équipe compétente dans ce domaine. Ces compétences, restent théoriques du fait de l'inexistence d'un laser de puissance en Algérie. Cependant, grâce à une collaboration de cette équipe nous avons réalisé des soudures sur un laser Nd : YAG présent en Afrique du sud avec la collaboration d'une délégation en visite au CSC.

Le choix de la nuance de l'alliage d'aluminium utilisé est dicté par l'intérêt de l'application de l'alliage dans le domaine aéronautique. Il s'agit de l'alliage 2024T3 utilisé dans certaines parties structurales des avions. C'est un alliage Al-Cu-Mg à durcissement structural. Cet alliage est considéré par certaines sources comme difficilement soudable et pour d'autres comme non soudable. Durant la phase expérimentale de soudage de l'alliage nous avons finalement fixé des objectifs qui étaient au départ la maîtrise de la technologie du laser et du TIG que nous présentons dans la problématique du travail.

Problématique du travail

Deux problématiques du soudage des alliages d'aluminium se présentent :

- **La première, est opérationnelle** : Assurer une pénétration en soudage endroit sans recourir au soudage envers en choisissant les paramètres de soudage (intensité, tension, la vitesse de soudage, la nature du gaz avec son débit). Plusieurs essais ont été réalisés afin d'aboutir à des paramètres qui nous ont permis d'assurer une pénétration ceci en variant la polarité du signal alternatif afin de le rendre plus négatif ou, en augmentant l'intensité de courant. Quand à la vitesse qui est - dans le cas présent - gérée par un facteur humain, il est difficile de s'assurer de sa constance durant le déplacement.

La même problématique s'est présentée dans le cas du soudage laser (puissance du laser, vitesse de soudage)

- **La deuxième est d'ordre métallurgique**, relative à la soudabilité des alliages d'aluminium : les transformations structurales et de phases engendrées par l'effet thermique dû au soudage et leurs conséquences sur les propriétés mécaniques. Les modifications microstructurales dans les joints soudés sont fonctions de la température maximale atteinte, du temps de séjour à haute température et de la vitesse de refroidissement [6]. Pour appréhender ces transformations, des thermocouples ont été implantés dans le but de créer une cartographie de la distribution thermique tout le long de la zone adjacente à la zone fondue (ZF) et en largeur sur la zone affectée thermiquement (ZAT) pour connaître les étendus des maxima de températures atteintes. Cette expérience n'ayant pas donné des résultats attendus, nous avons limité le nombre de relevés de thermocouples que nous présenterons dans la partie résultats.

Ainsi ce mémoire comprendra les chapitres suivants :

- I- Recherche bibliographique, sur les alliages d'aluminium, les procédés de soudage TIG et laser (principe, paramètres de soudage, avantages et inconvénients), la soudabilité des alliages d'aluminium, les défauts de soudage
- II- les phénomènes de durcissement de l'alliage 2024T3
- III- Partie pratique qui comprend deux parties sur les matériaux et les techniques expérimentales.
- IV- Les résultats et analyses.
- V- Conclusions et recommandations

I.1. Introduction à l'aluminium et ses alliages

En 1884 quand un chapeau de 6livres (3kg environ) fut déposé sur la statue de Washington, l'aluminium était si rare qu'on le considérait comme un métal précieux. Un siècle plus tard, l'aluminium est le deuxième métal le plus utilisé après l'acier. Cette évolution revient à la diversité et aux propriétés de l'aluminium et ses alliages [1]. Les alliages d'aluminium sont largement utilisés dans nos vies quotidiennes, du papier d'aluminium pour emballage, aux canettes de boissons facilement recyclables, en passant par des pièces plus importantes utilisées dans des industries comme le transport aéronautique, naval, automobile et ferroviaire et enfin dans la charpente [2]. Le nombre d'alliage d'aluminium est d'environ 310. Ces alliages sont très prisés pour les propriétés physiques (densité, conductibilité thermique et électrique), chimique de résistance à la corrosion (par formation de la couche de protection Al_2O_3) et mécaniques qu'ils offrent.

I.2. Désignation des alliages d'aluminium

La désignation permet de comprendre comment sont classées les différentes nuances des alliages d'aluminium. Certains utilisent des désignations alphanumériques et d'autre simplement la désignation numérique. Cette dernière est la désignation internationale de l'aluminium Association qui est adoptée et retenue entre autres par la France, les États-Unis, la Grande-Bretagne, le Canada, le Japon. Bien que la désignation alphanumérique soit bien souvent encore très utilisée dans la pratique [3].

La désignation numérique est constituée de 4 chiffres :

Le premier chiffre indique la série ou famille de l'alliage d'aluminium. Ce chiffre va de 1 à 9 d'où le nombre de séries d'alliages d'aluminium (neuf séries) dont les sept premières séries sont les plus répandues et connues.

Le deuxième chiffre indique la variation de l'alliage de base ; ce chiffre est toujours 0 pour une composition originale de la série. A chaque variation d'un ou plusieurs éléments d'alliage de l'ordre de 0.15-0.50% on remplace le chiffre 0 par un chiffre représentatif de la nouvelle composition de l'alliage principal [2].

Le troisième et quatrième chiffre n'ont aucune signification spécifiques. Ils désignent simplement le numéro de l'alliage dans la série [2]

Le tableau1 ci-dessous résume le mode de désignation des alliages d'aluminium [1], [2], [3], [4].

Tableau 1 : Désignation des alliages d'aluminium

Série	alliage	Eléments d'alliage
1XXX	1000	Aluminium Pur (>99%)
2XXX	2000	Cuivre
3XXX	3000	Manganèse
4XXX	4000	Silicium
5XXX	5000	Magnésium
6XXX	6000	Magnésium - Silicium
7XXX	7000	Zinc
8XXX	8000	Autres éléments (ex : Li, fer, etain,)
9XXX	9000	Non désignés [2]

Parmi ces huit classes, une autre distinction peut être faite entre les alliages non trempant et les alliages trempant. Les alliages non trempant correspondent aux séries 1000, 3000 et 5000 (alliages sans durcissement structural) et les alliages trempant (à durcissement structural), aux séries 2000, 6000 et 7000. Selon la classe d'alliages envisagée, différentes méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques peuvent être adoptées.

En ce qui concerne les alliages non trempant, trois méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques existent : le durcissement par effet de solution solide, le durcissement par les précipités et dispersoïdes ou le durcissement par écrouissage.

Pour les alliages trempant, d'un point de vue général, la principale méthode de durcissement correspond à un traitement thermique, appelé traitement de durcissement structural. Un matériau peut aussi être durci par traitement mécanique : on parle alors de durcissement par écrouissage. Le processus de durcissement structural permet d'améliorer nettement les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium en conduisant à la formation de précipités à effet durcissant. Cette modification de la microstructure du matériau s'accompagne souvent d'une chute de la résistance à la corrosion ce qui amène à travailler, la plupart du temps, en termes de compromis entre bonnes propriétés mécaniques et résistance à la corrosion intéressante [5].

Dans ce qui suit, nous ne présentons que les désignations relatives aux alliages à durcissement structural représentés par les séries 2XXX, 6XXX, et 7XXX. Ce sont des alliages qui subissent des traitements thermiques désignés par la lettre T suivi de un à quatre chiffres tel que :

- T3 : mise en solution, trempe, écrouissage et maturation ;
- T351 : mise en solution, trempe, allongement par traction pour relaxation des contraintes et maturation ;
- T4 : mise en solution, trempe et maturation ;
- T452 : mise en solution, trempe, compression pour relaxation des contraintes et maturation ;
- T5 : refroidissement après transformation à chaud et revenu ;
- T51 : refroidissement après transformation à chaud et revenu peu poussé (revenu doux) procurant une ductilité plus grande que celle de l'état revenu normal T5 ;
- T6 : mise en solution, trempe et revenu ;
- T66 : mise en solution, trempe et revenu procurant une résistance mécanique plus élevée que celle de l'état revenu normal T6 (revenu dur) ;
- T6510 : mise en solution séparée, trempe, allongement par traction pour relaxation des contraintes, sans dressage après traction et revenu ;
- T6511 : mise en solution, trempe, allongement par traction pour relaxation des contraintes, avec un éventuel dressage après traction, et revenu ;
- T7352 : mise en solution, trempe, compression pour relaxation des contraintes, et sur-revenu ;
- T8 : mise en solution, trempe, écrouissage et revenu.

I.3. L'alliage 2024T3

Les alliages d'aluminium prennent de plus en plus d'ampleur dans divers domaines industriels : aéronautique, construction navale, automobile et éventuellement dans la construction métallique. L'alliage que nous proposons d'étudier est le 2024T3 appartenant à la série 2XXX. Ce sont des alliages à durcissement structural utilisés dans certaine partie structurale des avions.

Dans l'aéronautique, les progrès sont constants et les technologies nouvelles permettent de voler avec toujours plus de sécurité. Plusieurs d'entre elles sont en développement et d'autres sont déjà utilisées. Comme exemple d'application industrielle nouvelle, on peut citer le soudage laser qui permet d'alléger certaines parties en supprimant des milliers de rivets, tout en ne touchant pas à la résistance de la structure de l'avion. La résistance d'un avion de ligne est liée, dans son ensemble, au dessin du squelette de l'appareil, aux matériaux utilisés, mais aussi aux centaines d'assemblages qui rigidifient les panneaux des cellules.

Les assemblages sont réalisés au moyen de rivets (également de boulons, de colles) : sur le dernier A340-600, il y a près de 2.500.000 rivets. Les trous nécessaires à la fixation sont susceptibles d'être le siège de micro fissures et un phénomène de corrosion non négligeable peut aussi intervenir.

C'est dans cette démarche générale de compréhension des effets du soudage sur les matériaux aéronautiques que s'inscrit ce travail.

I.4 Les procédés de soudage

I.4.1 Généralités

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 purement mécaniques.

On peut aisément classer ces procédés en fonction des énergies mises en œuvre comme présenté sur la Figure1 [6].

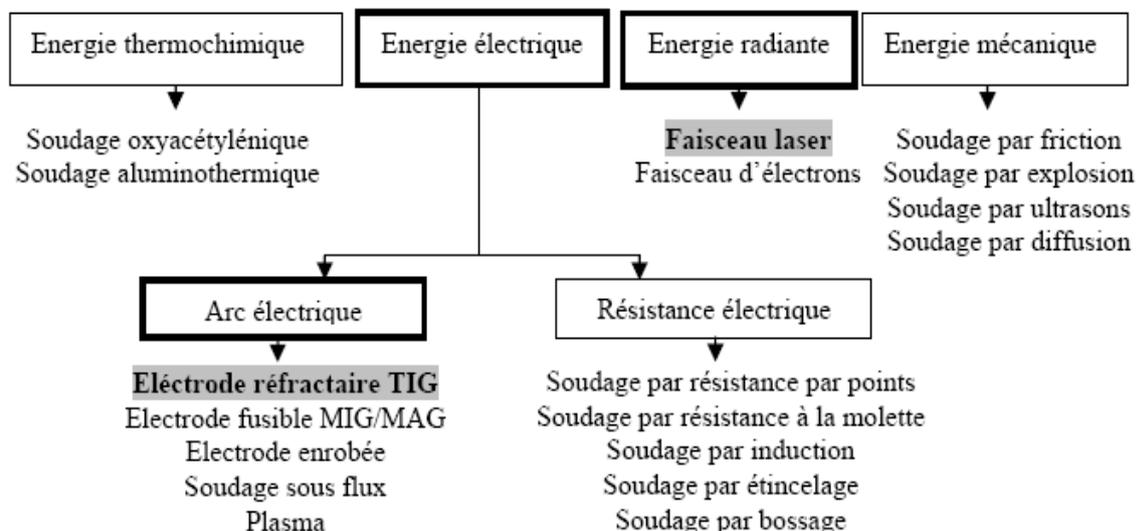


Figure 1: Classification des procédés de soudage selon les différentes sources d'énergie

La conséquence directe de cette classification est la comparaison des énergies des différentes sources. Notons qu'il est préférable d'utiliser la notion d'énergie spécifique (énergie par unité de surface) pour comparer les différents procédés entre eux (Figure 2).

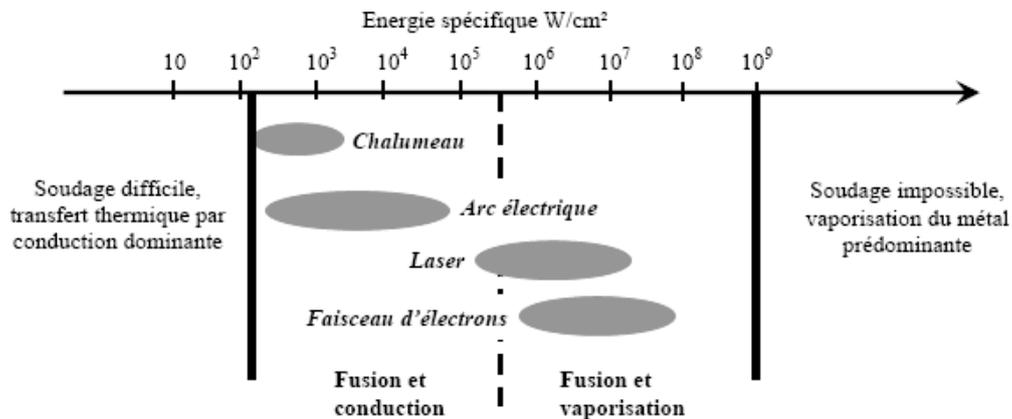


Figure 2: Sources thermiques et densité d'énergie

Il ressort alors que les procédés à l'arc électrique ont des densités d'énergie moyennes et que leur rendement va varier suivant que l'on ait ou non transfert de métal. En effet, ce dernier facteur va nettement conditionner le rendement d'arc mais surtout le taux de dépôt de métal qui est un des critères de production important dans le choix du procédé pour une réalisation donnée.

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 MIG, le soudage par faisceau d'électrons pour de fortes épaisseurs, et le soudage laser pour les faibles épaisseurs et les microsoudures [7]. Nous porterons un intérêt particulier aux procédés TIG et Laser, objets de notre travail.

I.4.2. Le soudage TIG

Introduction : l'existence du procédé TIG remonte aux années 1930 et son développement remonte à la deuxième guerre mondiale avec l'utilisation de nouveaux matériaux tels que les alliages d'aluminium et de magnésium [8].

I.4.2.1. Principe

Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas) 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.

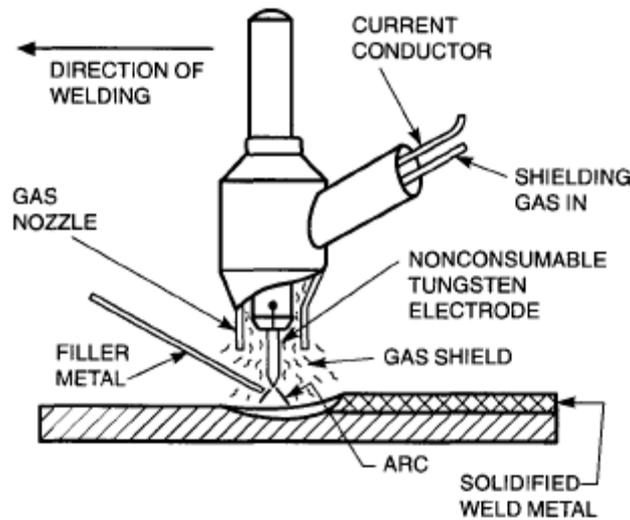


Figure 3: Principe du soudage TIG [9]

L'électrode réfractaire en tungstène peut contenir des éléments d'addition comme le thorium ou 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.

I.4.2.2. Equipement :

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

- 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 8 à 30V. 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 d'une gâchette utilisable en soudage manuel pour commander l'arc.
- 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).

I.4.2.3. Application

Le soudage TIG assure l'intégrité de la zone fondue de part 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.

Il est donc très souvent utilisé pour des matériaux dont le risque de pollution atmosphérique est important comme les alliages de titane, de nickel, le zirconium, l'aluminium et les aciers inoxydables, ou bien pour des applications qui requièrent une grande qualité de joint comme dans les industries agroalimentaires, pétrochimiques, nucléaires, aéronautiques et aérospatiales.

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).

I.4.2.4. 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 (I , U , v), de la hauteur d'arc, du débit du gaz et de la forme du chanfrein et de nature du matériau à souder. Il faut noter que le TIG est connu pour son faible rendement de l'arc [10], [11].

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 [6].

La morphologie du bain fondu (volume fondu, pénétration et largeur) est conditionnée 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 [10] [12] [13][14] [15], [16]. 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 [17]:

- ✓ les forces de gravité (ou flottabilité),
- ✓ les tensions superficielles (forces de Marangoni),
- ✓ la pression du plasma ou de l'arc en surface,
- ✓ les forces électromagnétiques (forces de Lorentz) pour les procédés de soudage à l'arc.

Le bain fondu est soumis à plusieurs forces présentées en Figure 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 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.

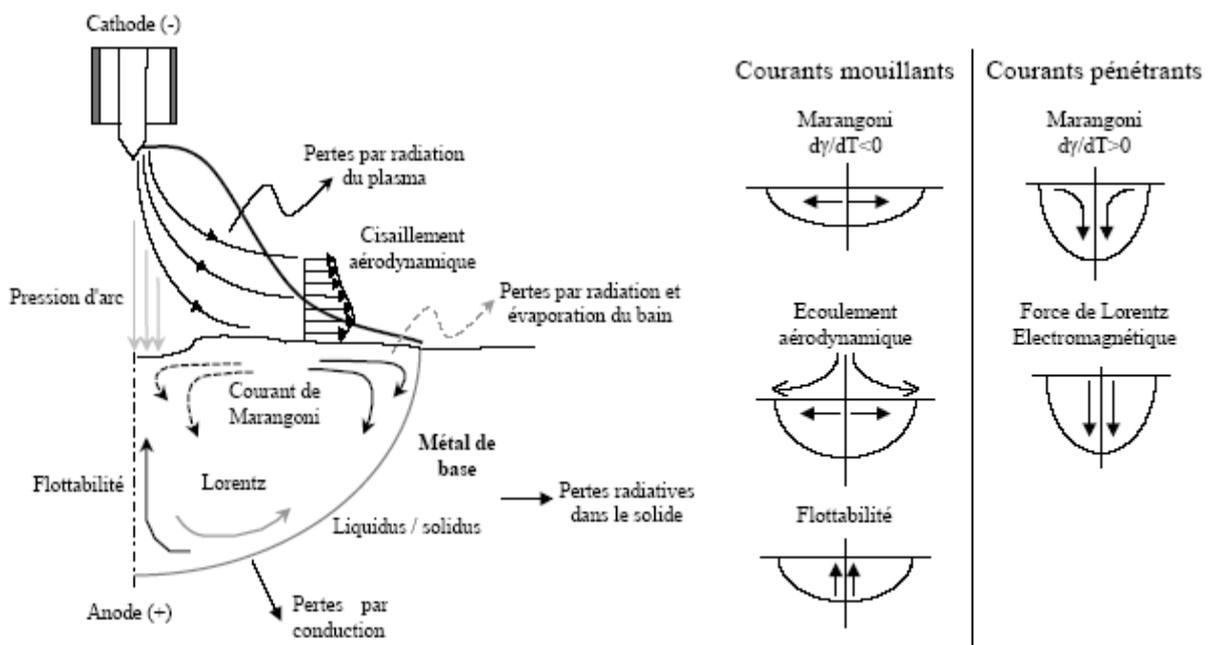


Figure4: Les forces agissant sur la forme du bain de fusion par procédé de soudage TIG.

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 [18].

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 [19].

I.4.2.5. 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 au 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 croissance épitaxiale à partir des grains non fusionnés de la zone affectée thermiquement adjacente (zone de fusion partielle) [20], [21].

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 [21]. Notons 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 qui seraient défavorablement orientés. Cette croissance épitaxiale et compétitive va donc être perturbée par les variations du gradient thermique et donc par la forme du bain de fusion [20].

I.4.2.6. Influence de la vitesse de soudage

La 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, comme lors du soudage par procédé TIG, le bain de fusion présente une forme 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 celui-ci.

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 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 5 présente ces différences de structure de solidification.

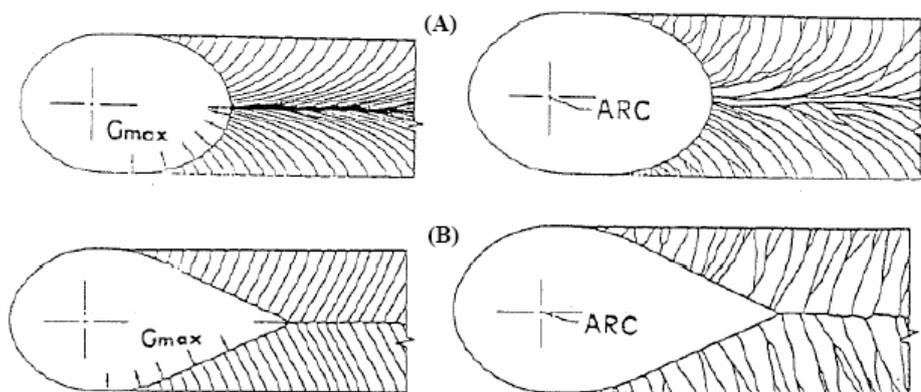


Figure 5: Comparaison de l'influence du gradient de température sur la croissance des grains en fonction de la forme du bain de fusion. (A) Bain de fusion elliptique avec variation continue de la direction de croissance des grains. (B) Bain de fusion étiré avec une direction de croissance des grains constante.

I.4.3. Introduction au soudage laser

A la différence du soudage en régime de conduction thermique comme par exemple le 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 5×10^6 à 5×10^8 W/m² pour les procédés de soudage à l'arc). La source de chaleur est une énergie électromagnétique sous la forme photonique qui produit un faisceau de très haute intensité.

I.4.3.1. Constituants du Laser

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 ») [22].

Tous les lasers sont constitués de trois éléments essentiels (figure 6) :

- un milieu actif qui amplifie une onde incidente ;
- un dispositif de « pompage » (électrique, optique) qui fournit de l'énergie au milieu actif pour peupler les niveaux d'énergie supérieure et réaliser une inversion de population dans le milieu actif ;
- un résonateur optique, composé de deux miroirs disposés face à face, qui accumule l'énergie et la restitue sous forme d'un faisceau de lumière cohérente.

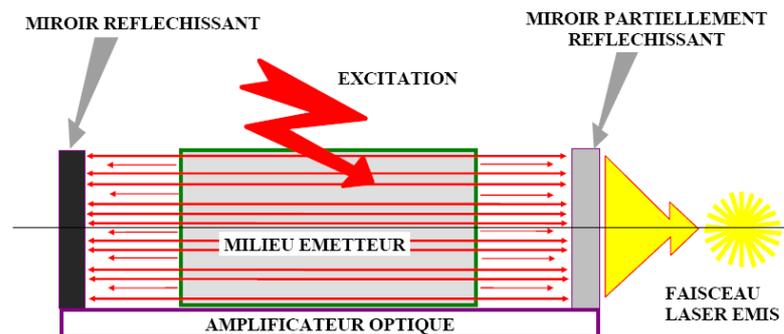


Figure6: Schéma d'une source laser [23]

I.4.3.2. Principe du laser

Le soudage laser 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 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 » (en français, « trou de serrure ») Figure 7.

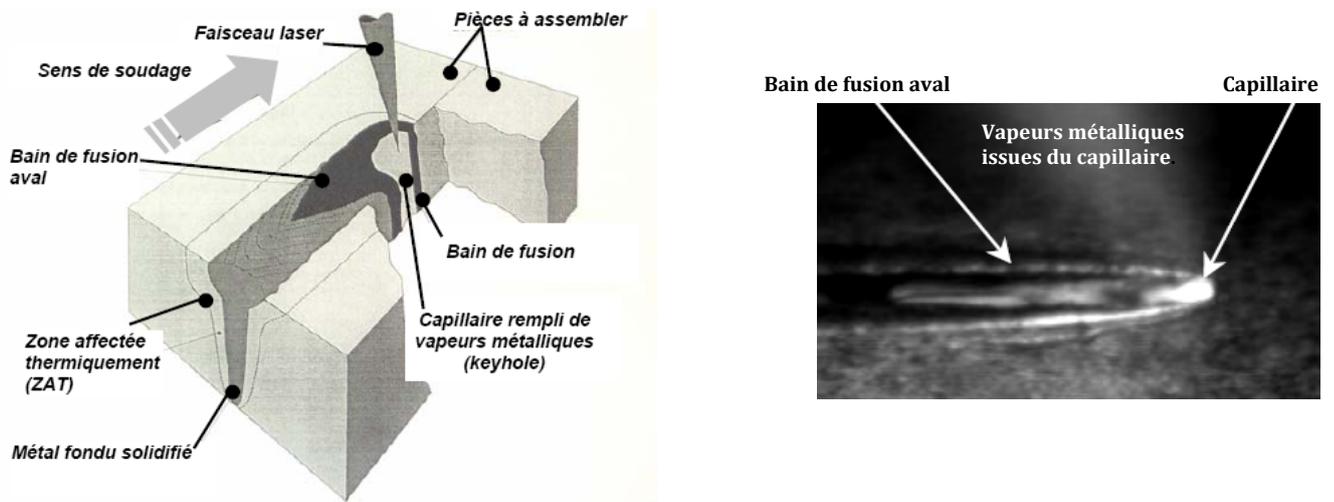


Figure7: Principe du soudage laser

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 8). 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.

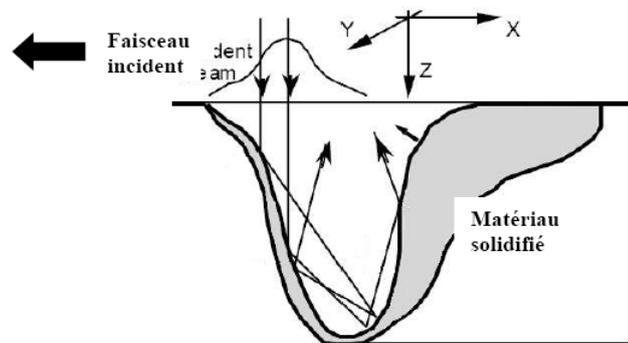


Figure8: Réflexions multiples le long du capillaire [29]

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 [30].

Pour ces raisons, c'est le soudage profond qui est le plus utilisé dans l'industrie, en particulier l'industrie automobile. Les pièces à souder, en acier ou en aluminium, ont une épaisseur de l'ordre du millimètre, et peuvent être soudées à des vitesses atteignant 10 m/min environ en pénétration totale.

I.4.3.3 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 ([24], [25], [26], [27], [28]).

Le soudage par faisceau laser dépend de nombreux paramètres, tant au niveau du procédé que des matériaux à assembler. Les paramètres essentiels 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 puissance ou de l'intensité laser incidente, ce n'est qu'en première approximation [31]. De façon plus rigoureuse, il est fonction typiquement du rapport $P/D = \text{Puissance laser incidente}/\text{Diamètre du faisceau}$, appelé paramètre de faisceau [32]. 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 [33].

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 [33] 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 [34].

Ainsi, pour obtenir un procédé de soudage laser en mode profond, 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.

I.4.3.3.1 Effet du gaz

Le procédé de soudage laser dépend encore d'autres paramètres, dont le gaz de protection. Généralement, un gaz inerte est utilisé : souvent l'hélium pour le soudage avec le laser CO₂ et l'argon avec le laser Nd:YAG. Ce ajout de gaz a plusieurs raisons. Les expériences de soudage laser menées dans le milieu des années 1970 avec des lasers CO₂ ont amené l'utilisation d'un jet latéral de gaz à haut potentiel d'ionisation pour supprimer ou 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 le soudage laser CO₂, 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 [35]. 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.

Cependant, Matsunawa et Lacroix ont indiqué que la plume soumise à de hautes densités d'énergie laser Nd:YAG est un gaz excité thermiquement à haute température plutôt qu'un plasma partiellement ionisé [36], [37]. Plus tard, il a été montré que le potentiel d'ionisation du gaz d'appoint joue peu de rôle en soudage laser Nd:YAG [38], [39]. Dans ce cas, il existe une seconde raison de son utilisation, et qui est valable quelle que soit la source laser : il prévient une éventuelle oxydation de la soudure en protégeant le bain métallique de l'atmosphère ambiante. Dernière raison de son utilisation : en soufflant la plume, le gaz diminue son interaction avec le faisceau laser, ce qui améliore la pénétration.

En résumé, les paramètres influençant le procédé de soudage laser sont : la puissance laser, la longueur d'onde du laser, la vitesse de soudage, la nature du matériau soudé, son épaisseur, la dimension de la tache focale, la position du point focal et le gaz de protection (nature et débit).

I.4.3.4 Les Sources laser

Pour effectuer industriellement des opérations de soudage, le laser Nd:YAG a commencé depuis quelques années à supplanter le laser CO₂. L'obtention de hautes puissances moyennes laser dans les sources solides Nd:YAG passe par la mise en série de plusieurs barreaux de cristal dans un unique résonateur. Le rendement électrique de ces lasers est bas, avec des rapports de puissance laser en sortie sur puissance électrique en entrée de l'ordre de 0,5-3 %. Le pompage est assuré par des lampes à arc, dont la durée de vie est typiquement de 500-1000 heures, selon les conditions d'utilisation. Cependant, en pompant les barreaux par des diodes lasers, dont le rendement approche les 50 %, le rendement des lasers Nd:YAG est lui aussi amélioré, et peut dépasser les 20 % en continu [40]. De plus, avec moins de chaleur en entrée, les distorsions thermiques peuvent être minimisées, ce qui améliore la qualité du faisceau laser.

Un des principaux avantages du laser Nd:YAG par rapport au laser CO₂ 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 CO₂ (10,6 μm) améliore le couplage pour les métaux à haute réflectivité comme l'aluminium. Par conséquent, l'efficacité du procédé comparé aux lasers CO₂ avec la même puissance est augmentée [41].

I.4.3.5 Les défauts de soudage

Les principaux défauts intervenant au cours d'un procédé de soudage TIG et laser sont des défauts de forme ou métallurgiques.

I.4.3.5.1 Défauts de forme

Caniveaux : on attribue leur formation au rétreint (compression exercée lors du refroidissement). Ce phénomène tend à déplacer la matière liquide vers le haut, créant ainsi cet aspect bombé en centre de cordon [42]. C'est un défaut courant en soudage aluminium, du fait des propriétés thermophysiques du matériau : faible viscosité, faible tension de surface, haute température de vaporisation et haute conductivité [33].

Effondrement : un effondrement apparaît en soudage par transparence lorsque le jeu entre les tôles est trop important (typiquement supérieur à 0,2 mm pour des tôles de 1 mm d'épaisseur). Au cours du procédé, le bain liquide s'affaissera sous l'action du champ gravitationnel et viendra combler l'interface entre les tôles.

Découpe de tôle supérieure : c'est le cas extrême d'un effondrement, lorsque le jeu devient trop élevé : le bain fondu supérieur tout entier s'écoule dans l'interface.

Soudure non débouchante : lorsque l'épaisseur totale des deux tôles n'est pas fondue, on parle de soudure non débouchante. Cela peut provenir de causes diverses, comme un mauvais positionnement du point focal par rapport au joint, une chute de l'intensité laser incidente, voire la fluctuation chaotique de la profondeur du capillaire.

Les surépaisseurs excessives : elles sont la conséquence directe des mouvements ascendants du bain arrière. Particulièrement à haute vitesse, ou en soudage de forte épaisseur, la vague apparaissant à l'arrière du capillaire donne une forme bombée au bain fondu. La solidification conserve la trace de ces mouvements hydrodynamiques.

On peut recenser encore trois types de défauts: les projections de soudure (ou grabons) et les porosités internes et fissurations. Ces deux derniers défauts vont être analysés plus en détail, car ils proviennent d'instabilités du procédé. Ils sont directement ciblés par la présente étude, et doivent être supprimés grâce à une mise en forme adéquate du faisceau.

I.4.3.5.2 Les défauts métallurgiques

Le principal défaut rencontré dans les soudures laser est la porosité. L'origine de la porosité vient de la différence de solubilité de l'hydrogène (d'un facteur 70) entre l'aluminium liquide et l'aluminium à l'état solide. Le gaz absorbé lorsque l'alliage est à l'état liquide est rejeté lors

de la solidification et peut former des porosités s'il n'a pas le temps d'être évacué à la surface de la soudure. Les porosités sont de forme sphérique et régulière.

Un deuxième type de défaut rencontré est la formation de cavités. Elles ressemblent aux porosités mais elles présentent une forme irrégulière 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.

Enfin le dernier type de défaut est la fissuration à chaud (ou crique à chaud). Ce défaut est potentiellement le plus grave car il peut entraîner la séparation totale du cordon juste après soudage. Ces fissures sont des défauts qui apparaissent à la fin de la solidification du cordon. On peut observer soit des microfissures qui seront nocives pour les propriétés mécaniques du cordon soit des macro fissures lorsque le cordon est entièrement fissuré et que les deux pièces ne sont donc pas assemblées.

I.4.3.6. Soudabilité de l'alliage d'aluminium

La soudabilité des alliages d'aluminium est complexe. Le comportement des alliages d'aluminium au soudage diffère d'une manière significative de ceux des matériaux conventionnels comme l'acier. La soudabilité de ces alliages est influencée par les propriétés physiques des alliages à savoir :

- La grande conductibilité thermique.
- La formation d'une couche d'oxyde (Al_2O_3) à la surface ;
- Un coefficient de dilatation thermique élevé.
- Une haute solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium à l'état liquide.

Tous ces paramètres engendrent lors du soudage des défauts tels que la fissuration à chaud, les porosités et les manques de pénétrations qui apparaissent surtout dans certains alliages à durcissement structural (cas du 2024).

Tels sont les défis qui sont lancés pour souder ces alliages et en diminuer le taux de réparation sans parler des propriétés mécaniques affectées lors du soudage.

Introduction

Le durcissement d'un alliage lors de la maturation ou du revenu est dû à l'interaction des dislocations avec les zones GP et les phases précipitées, en ce sens que la présence de ces particules précipitées 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

II.1. Les alliages à durcissement structural

Les alliages d'aluminium à durcissement structural (série 2000, 6000 et 7000) sont utilisés dans le cadre de l'allègement des structures de transport aérien, naval et terrestre. Cependant, ces alliages sont difficilement soudables par voie classique et le principal moyen d'assemblage reste le rivetage dans le cas aéronautique. Ce processus présente de nombreux désavantages comme une jonction hétérogène entre les deux tôles, le surcroît de masse ainsi que la concentration de contraintes au niveau des trous, particulièrement dommageable pour la tenue en fatigue.

II.2.Série 2000 (Al-Cu et Al-Cu-Mg)

Les teneurs en cuivre des alliages de cette série sont comprises entre 2,6 et 6,3 % [43]. 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 d' Al_2Cu et Al_2CuMg . Ces phases leur confèrent d'excellentes propriétés mécaniques. L'addition de silicium et de manganèse, favorise la formation de composés quaternaires. Par dispersion, ces derniers améliorent les propriétés de la matrice.

Les éléments Mn, Fe et Si sont considérés comme des impuretés dans l'alliage [44]. La présence de fer conduit à la formation de Cu_2FeAl_7 , contenant le fer, 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.

D'autre part, les alliages de la série 2000 font preuve d'une résistance médiocre à la corrosion [43]. 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 [45][46].

II.3. L'alliage d'aluminium 2024T3

L'alliage 2024 est un alliage d'Al-Cu voire Al-Cu-Mg de composition chimique et de propriétés physiques et mécaniques données par les tableaux 1,2et 3 respectivement.

Tableau2: Composition chimique de l'alliage 2024(%massique) [1]

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

Tableau 3: Propriétés physiques [47]

Etat	Densité (g/cm ³)	Coefficient d'expansion 20-100°C 10 ⁻⁶ K ⁻¹	Conductivité thermique Wm ⁻¹ K ⁻¹	Résistivité μΩ cm	Module d'élasticité Mpas X10 ³
T3	2.77	23	/	5.7	73
T6	2.77	23	151	5.7	73

Tableau 4: Propriétés mécaniques [47]

Etat	Re (2%) (MPa)	Rr (MPa)	A% L ₀ =50mm 5.65√S ₀	Resistance au cisaillement (MPa)	HB (P=5D ²)	Contrainte de fatigue(MPa) 500MHz
T3	345	485	18	285	120	140
T6	396	475	10	/	/	/

II.4. Séquences de la précipitation dans les alliages.

Le durcissement structural des alliages d'aluminium s'effectue en 3 principales étapes :

- Mise en solution à une température suffisamment élevée pour mettre le plus grand nombre d'éléments durcissants ;
- Refroidissement rapide ou trempe à l'eau ou à l'huile ; On évite ainsi le nez de la courbe TTT (figure7) et on obtient à température ambiante une solution solide fortement sursaturée. [48] ;
- Maturation ou revenu pendant lesquels se produit la décomposition contrôlée de la solution solide sursaturée. C'est durant cette dernière étape qui sera responsable du durcissement structural. c'est des phénomènes complexes que nous allons présenter dans le cas des alliages Al-Cu et Al-Cu-Mg.

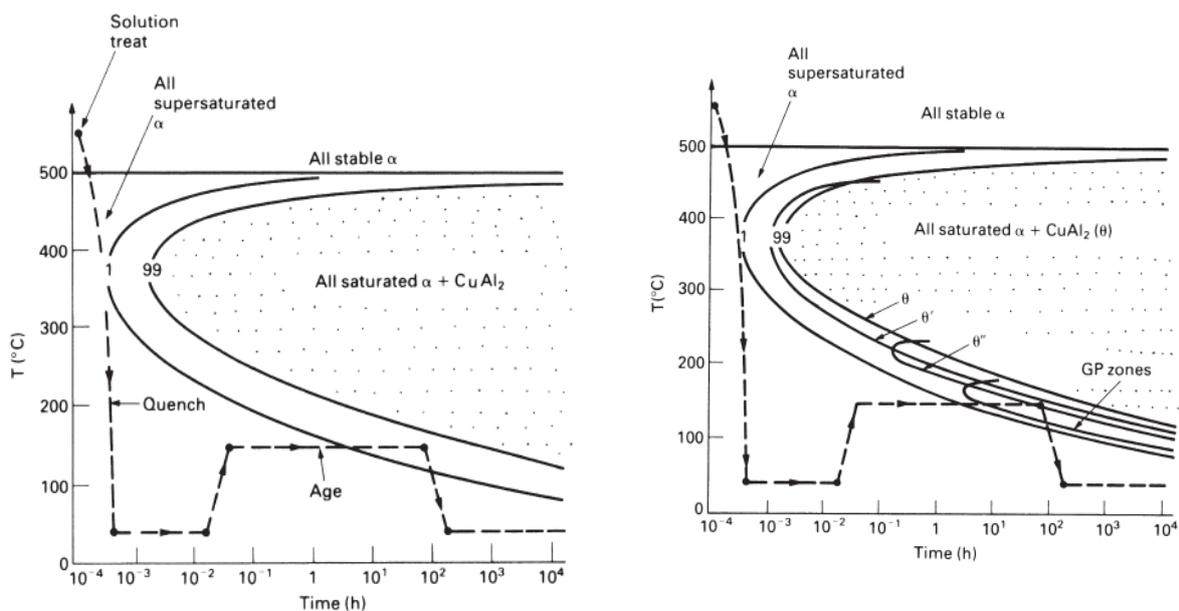


Figure9 : Diagramme TTT d'un alliage d'aluminium à 4% de Cu [50]

II.4.1.Cas de l'alliage Al-Cu

Pour élucider les phénomènes ci-dessous on se réfère aux diagrammes d'équilibre Al-Cu figure9 ci dessous

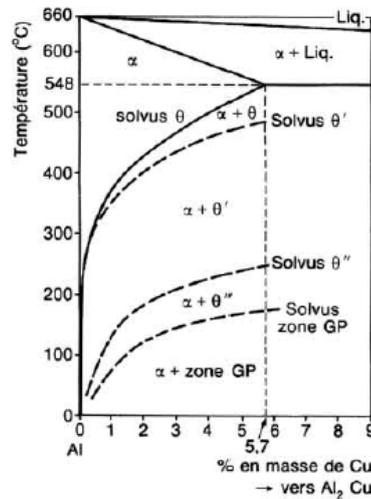


Figure 9 : Diagramme d'équilibre Al-Cu [49]

Dans le cas d'un alliage Al-Cu (fig8) la séquence de décomposition est la suivante :

Solution solide sursaturée α \rightarrow Zones Guinier Preston \rightarrow Phase θ'' \rightarrow Phase θ' \rightarrow Phase θ

État brut de trempe fraîche \rightarrow maturation \rightarrow sous-revenu \rightarrow revenu \rightarrow sur revenu \rightarrow recuit [49]

La solution solide sursaturée est la conséquence d'une trempe à partir de la température de mise en solution qui est 550°C. La morphologie de la structure est très fine.

Comme l'énergie motrice est élevée, le nombre de germes l'est aussi. Les précipités, quoique petits, sont très rapprochés (figure 10a). Les dislocations mobiles ont du mal à les franchir et l'alliage est ainsi plus dur. C'est le phénomène de durcissement

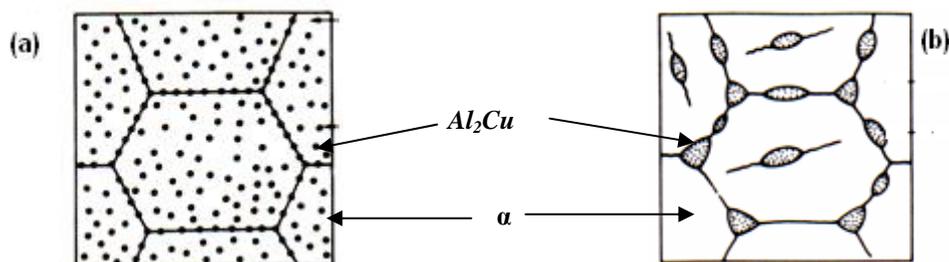


Figure 10 : microstructures obtenues à l'ambiante dans un alliage Al-4% Cu. [50]

Par contre pour des refroidissements très lents à partir de la température de la mise en solution, l'enthalpie libre de précipitation et le taux de germination sont faibles. Pour assurer la proportion d'équilibre en θ -Al₂Cu, les rares germes doivent croître en de gros précipités très distants les uns des autres (figure 10b). Les dislocations n'ont pas de mal à contourner ces précipités et l'alliage ainsi obtenu a de faibles caractéristiques mécaniques

II.4.1.1 Les zones de Guinier –Preston

A partir de la solution solide sursaturée α dans laquelle les atomes de cuivre sont en substitution et répartis au hasard, des zones de Guinier-Preston (GP) germent sous forme de disques. Les faces des disques sont parfaitement cohérentes avec la matrice. Les côtés des disques sont aussi cohérents mais avec une forte déformation.

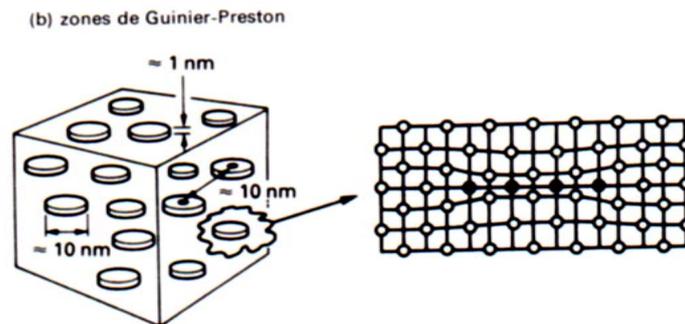


Figure 11 : les zones de Guinier-Preston ,

La formation des zones GP en très grande densité (de l'ordre de 10^{17} à $10^{18}/\text{cm}^3$) [49] se fait à la température ambiante c'est la maturation (vieillessement naturel). Ces zones GP introduisent des distorsions élastiques dans le réseau de la matrice. L'enrichissement chimique local en soluté et les déformations élastiques qui en résultent expliquent que dans certains cas cette précipitation soit facilitée par la présence de défauts de structure - telles que les dislocations qui favorisent une diffusion plus élevée des atomes solutés ou accommodent des champs de déformation élastique.

II.4.1.2 La phase θ''

Un chauffage ultérieur à température modérée (100 à 200 °C), appelé revenu, accentue encore la décomposition de la solution solide par la dissolution des zones GP préalablement formées (réversion) et par la précipitation de particules très nombreuses (10^{16} à $10^{17}/\text{cm}^3$) et très fines qui durcissent encore l'alliage jusqu'à son maximum de résistance mécanique [49] c'est la Phase θ'' à structure tétragonale [48] (figure 12).

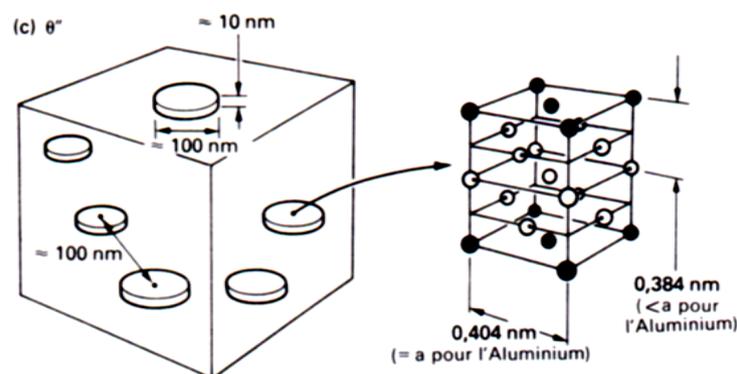


Figure 12 : Formation des précipités θ''

Cette phase, étant fortement cohérente avec la matrice, entraîne de importantes déformations de la solution solide au voisinage des précipités ; on dit généralement que les dislocations du

matériau ont beaucoup de mal à traverser ces zones fortement perturbées, ce qui explique le durcissement concomitant. [48]

II.4.1.3 La phase θ'

A partir de la température de 200°C à 220°C (c'est la température de sur revenu $> 160^{\circ}\text{C}$) ou si la durée est plus grande, la phase θ'' apparaît dès le début mais est remplacée peu à peu par une nouvelle phase, encore métastable, appelée θ' à structure tétragonale et de composition correspondant à Al_2Cu .

Pour une durée de traitement plus long, celle qui conduit au maximum relatif de durcissement. L'adoucissement relatif de l'alliage est alors régi par la coalescence des précipités, dont les plus gros (dotés d'une taille de l'ordre du micromètre) deviennent alors visibles en microscopie optique à fort grandissement. Les précipités θ' germent sur les dislocations de la matrice. Les précipités θ'' se dissolvent alors et le cuivre libéré est incorporé à la phase θ' qui grossit.

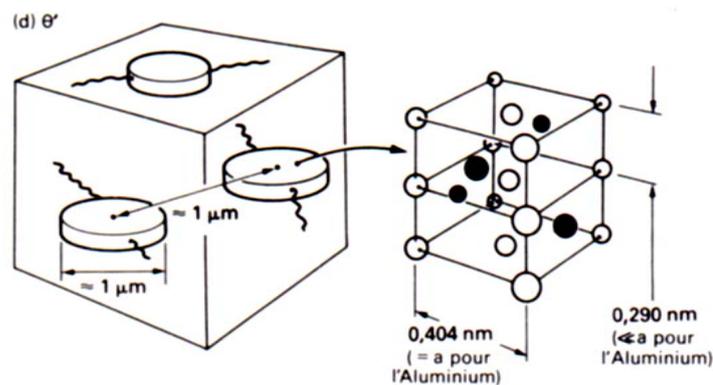


Figure 13 : Formation des précipités θ'

II.4.1.4. La phase θ

Pour des températures entre 250 et 400°C et pour une durée de quelques heures, la microstructure tend de ce fait à se rapprocher de celle de l'état recuit, le plus stable du point de vue thermodynamique. C'est la formation de la phase θ . [49].

Cette phase germe aux joints de grains et aux interfaces θ' /matrice [44]. Les précipités θ' se dissolvent et le cuivre est transféré vers la phase θ qui précipite. La phase θ - Al_2Cu est complètement incohérente avec la matrice. Ces précipités ne croissent plus sous forme de disques, mais sous forme de globules figure 13 Ses dimensions sont de l'ordre de quelques centièmes de millimètre à quelques dixièmes de millimètre. La coalescence de cette phase est génératrice d'un adoucissement généralisé

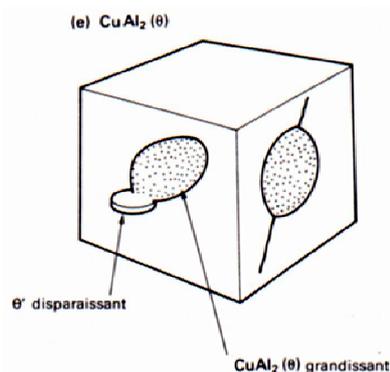


Figure 14: Formation de la phase d'équilibre

Ainsi, nous constatons que, le durcissement des alliages de la série 2000 et l'amélioration de leurs propriétés mécaniques sont essentiellement dus à la précipitation des zones GP ou des phases θ'' et θ' .

En effet, le durcissement de l'alliage dépend de la taille, de la morphologie et de la distribution des précipités, ces différents paramètres influençant l'interaction précipités - dislocations.

De la même façon, la taille, la distribution, mais surtout la composition chimique de ces précipités durcissants influencent nettement les mécanismes de corrosion intergranulaire.

En fait, l'alliage se compose seulement deux éléments principaux Al-Cu, mais son évolution microstructurale est complexe et l'ordre de précipitation change, il dépend de son degrés de sursaturation et la température de vieillissement appliquée [51] et même dans la composition chimique.

II.4.1.5. Propriétés mécaniques des alliages de la série 2000

Les conséquences mécaniques des différents stades de précipitation sont illustrées sur la figure 15 ci dessous

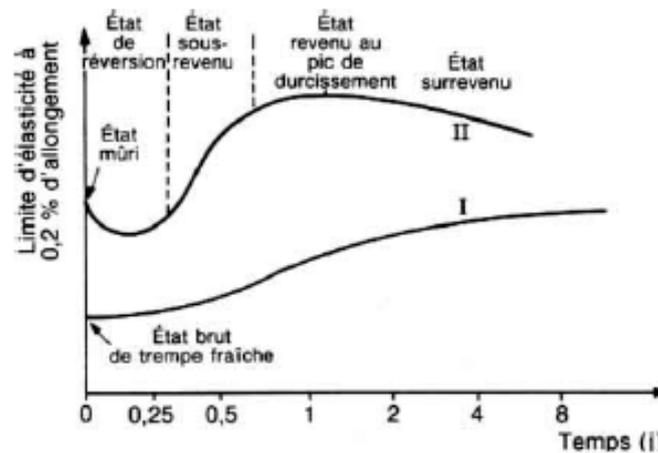


Figure 15 : Evolution de la limite élastique d'un alliage d'aluminium à durcissement structural [48]

Pour les alliages de la série 2000 en particulier, même si les dispersoïdes et les particules Intermétalliques grossières influencent notablement la ténacité, ce sont surtout les interactions entre précipités durcissant et dislocations qui contrôlent les caractéristiques mécaniques.

L'exemple du suivi de la dureté d'un alliage 2017 en fonction du temps de vieillissement ou de la température de revenu est éloquent (Figure 16).

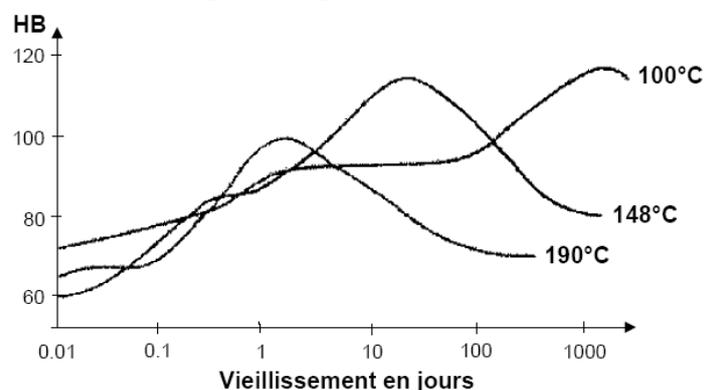


Figure 16 : Dureté Brinell d'un alliage 2017 en fonction du temps de vieillissement à différentes températures [44]

II.4.2.Cas 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. [49]. Ainsi, pour une addition de 1% en poids de magnésium modifie la séquence de précipitation.

La phase durcissante qui précipite dans les alliages AlCuMg dépend de la quantité du cuivre et du rapport massique cuivre/magnésium ainsi que des paramètres de vieillissement.

- Si ce rapport est supérieur à 8, l'agent durcissant est alors Al_2Cu .
- Dans un alliage avec un rapport compris entre 4 et 8 les deux types de précipités sont activés (Al_2Cu et Al_2CuMg).
- Entre 4 et 1,5 seul Al_2CuMg contrôle les propriétés et en dessous de cette proportion les propriétés dépendent d' Al_6CuMg_4 [52].

Pour un rapport 2,7, qui correspond à l'alliage 2024, par conséquent la phase d'équilibre est la phase S, Al_2CuMg .

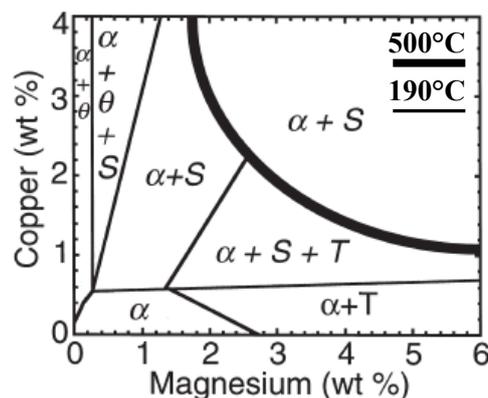


Figure 17 : Diagramme de phase Al-Cu-Mg[51] [52]

II.4.2.1 Séquences de précipitation des AlCuMg

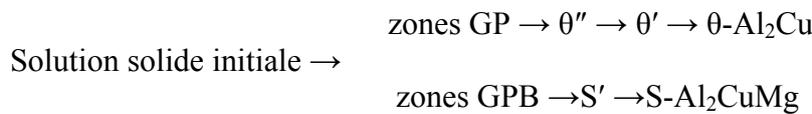
La première séquence de précipitation de la phase S fut établie par Bagaryatskii [53][54]

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

Avec zones GPB zones de Guinier-Preston-Bagaryatskii. Pour ce cas de l'alliage ternaire AlCuMg .

Cette séquence de précipitation est à l'heure actuelle encore très controversée. De plus en plus d'auteurs s'accordent pour dire que la séquence de précipitation des alliages du type 2024 se divise en deux séquences. On pourra se reporter au travail de thèse de C.Genevois [30] pour une analyse bibliographique approfondie sur ce sujet. Néanmoins nous relevons certaines parties de différentes bibliographies qui confirment les différentes controverses de ces phénomènes assez complexes.

B.DUBOST et al[48] parle d'une séquence de co-précipitation mixte des alliages ternaires dans lesquels la teneur relative en cuivre est en excès par rapport à celle correspondant à la coupe quasi binaire Al-Al₂CuMg (par exemple, les alliages 2017 Duralumin ou 2024) :



D'un côté la précipitation de la phase S'' ou GPB2 découlant des zones GPB et de l'autre la précipitation de la phase S'(S).

- Solution solide sursaturée $\alpha \rightarrow \text{GPB} \rightarrow \text{GPB2 ou S}''$
- Solution solide sursaturée $\alpha \rightarrow \text{S}' \rightarrow \text{S}$

Par rapport à Shih, Charaï considère que la phase S' serait issue de clusters riches en cuivre et en magnésium et non directement de la solution solide.

- Solution solide sursaturée $\alpha \rightarrow \text{GPB} \rightarrow \text{S}''$ [55]
- Solution solide sursaturée $\alpha \rightarrow \text{clusters} \rightarrow \text{S}' \rightarrow \text{S}$

Pour Zahra [56], les clusters se composent de deux familles, ceux riches en cuivre qui participe à la formation des précipités S'' et ceux riches en magnésium qui aboutissent à la précipitation de S' et S.

- Solution solide sursaturée $\alpha \rightarrow \text{clusters riches en cuivre} \rightarrow \text{GPB} \rightarrow \text{S}''$ [56]
- Solution solide sursaturée $\alpha \rightarrow \text{clusters riches en magnésium} \rightarrow \text{S}' \rightarrow \text{S}$

Et enfin [5] présente la séquence suivante



II.4.2.1.1 Zones GPB

Pour une température proche de 80°C, il y a formation de zones GPB qui se dissout à 200°C. La structure des zones GPB n'a pas été définitivement établie mais il est généralement admis qu'elles se composent d'un arrangement d'atomes de Cu, Al et Mg.

La formation de ces zones représente 60 à 70% du durcissement total observé dans cet alliage comme le montre la figure ci puis la dureté reste constante pendant une centaine d'heures suivie par un second pic. Les causes microstructurales à l'origine de ces durcissements restent encore très controversées.

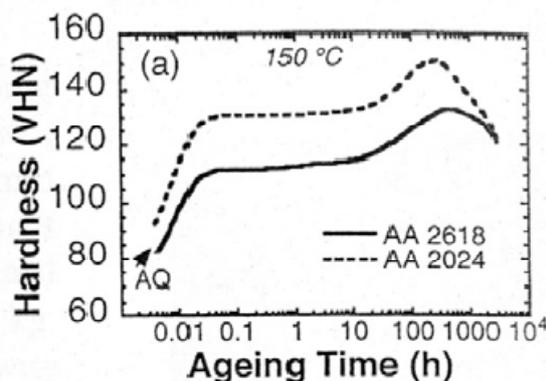


Figure 18 : Evolution de la dureté lors d'un maintien en température à 150°C pour les alliages 2618 et 2024 [57]

II.4.2.1.2 Phases S'', S' et S

Après la formation des zones GPB, il est fait référence à deux phases métastables S'' et S', précurseurs de la phase stable S. Cependant la séquence de précipitation n'est pas encore clairement établie. Des doutes sont portés quant à l'existence même d'une phase S'' qui serait antérieure à la formation de la phase métastable S'. Il existe deux théories sur la précipitation des phases S'', S' et S : pour certains ces différentes phases germeraient sur les zones GPB tandis que pour d'autres auteurs ces phases naissent directement dans la matrice de façon hétérogène.

A titre d'exemple Charai et all ont montrés par une étude à la microscopie électronique à haute résolution et par calorimétrie qu'aux environs de 200°C, il y a coexistence de quatre phases:

- des amas de taille nanométrique, partiellement ordonnés, riches en magnésium et de forme ellipsoïdale,
- des zones GPB ordonnées sur un plan atomique,
- la phase S'' semi-cohérente de structure monoclinique, et
- la phase S' semi-cohérente de structure orthorhombique. Cette dernière phase évolue vers la phase d'équilibre S (Al₂CuMg) incohérente.

A température ambiante, les amas (riches en magnésium) précipitent avant les zones GPB (riches en cuivre). Ils montrent aussi que les amas peuvent être considérés comme les précurseurs de la phase S' alors que les GPB se transforment en S'' et ils proposent de nouveaux paramètres de maille pour S'' et S'. [57].

Introduction

De nombreux domaines de la technologie ne sont pas une science exacte, la soudure est probablement une des plus inexactes. C'est un peu plus un art qu'une science. Une grande partie de la prise de décision est basée sur l'expérience et une sensation d'instinct pour ce qui est, ou, n'est pas acceptable [58].

III. Problématiques et objectifs

III.1 Première problématique : Opératoire

Elle consiste à assurer une pénétration de la passe endroit sans recourir à la passe envers. C'est un des problèmes fréquemment constaté : les soudeurs ont des difficultés de réaliser des soudures pénétrantes au point que certains auteurs disent que dans l'aluminium, on ne réalise pas des soudures pénétrantes car elles ont la forme d'un fessier d'un bébé qui peut être considéré comme un défaut. On retrouve dans cette difficulté illustrée dans la bibliographie [58] [59] comme le montre la macrographie ci dessous

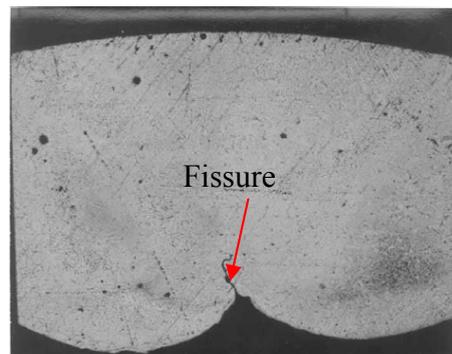


Figure 20: Macrographie montrant une irrégularité dans la passe de pénétration et une initiation de fissure [59]

Cependant, pour palier ce problème, les soudures d'aluminium sont réalisées en passe endroit et en passe envers. Malgré cela, les manques de pénétration sont fréquents même en passe endroit et envers comme le montre la radiographie figure 21

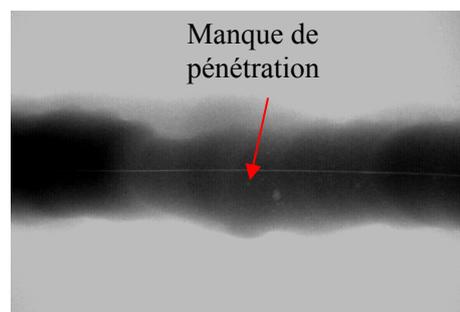


Figure 21 : Radiographie d'une soudure d'aluminium

Une fois ce problème exposé, nous avons voulu dans un premier temps d'essayer de comprendre cette difficulté en réalisant des essais de faisabilité pour nous aider ensuite à déterminer les paramètres de soudage adéquats.

On entend par paramètres de soudage, l'ensemble des opérations allant de la préparation des pièces à souder au choix des paramètres de soudage (type de courant, nature et diamètre de l'électrode de tungstène, intensité, tension, type de gaz et débit).

C'est un défi opératoire que nous avons lancé pour souder l'alliage d'aluminium 2024 T3 en se fixant l'objectif sus cité.

Il est à noter qu'avant de réaliser une soudure dans une construction quelconque, nous devons tenir compte de plusieurs facteurs :

- La soudabilité du matériau à assembler
- La forme et dimension des pièces à souder (tôle/tube, épaisseur, longueur du cordon à réaliser),
- Le type et la position du joint de soudure à réaliser,
- Le type de procédé de soudage, (arc manuel à électrode enrobée, MIG/MAG, TIG, etc....)
- Le lieu et l'accessibilité de l'opérateur pour réaliser la jonction.
- Le facteur économique et sécuritaire.

Chacun de ces facteurs est intimement lié à d'autres facteurs intrinsèques qu'il faut prendre en considération pour arriver à la fin, à réaliser un joint de soudure, répondant aux critères optimums de qualité à savoir : la résistance mécanique de la liaison métallique réalisée.

Pour atteindre cet objectif, nous devons passer par des essais de maîtrise et d'adaptation en tenant compte de l'expérience acquise par la communauté technologique dans ce domaine. Cette maîtrise ne peut que nous apporter un savoir faire et une amélioration dans la qualité des assemblages.

III.2. Deuxième problématique : est d'ordre métallurgique relatif à la soudabilité des alliages d'aluminium: lors du soudage, l'apport de chaleur engendre des transformations microstructurales et de phases très complexes, sur le matériau à assembler. En effet, elles sont autant plus complexes quand il s'agit de soudage d'aluminium en général, et à durcissement structural en particulier, et ce, pour la multitude de défauts tels que les porosités et les fissurations à chaud et à froid qui peuvent en résulter. Les conséquences de ces transformations sont les ruptures et les fissurations dans le joint de soudure (zone fondue) et même dans le métal non fondu (zone affectée thermiquement) comme le montrent les figures 22 et 23.



Figure 22 : Rupture du joint de soudure



Figure 23 : Fissuration du métal de base et la zone fondue

Mes travaux de thèse se sont effectués dans ce cadre : contribuer à la maîtrise des procédés de soudage TIG et LASER et à la compréhension des phénomènes mécaniques et métallurgiques intervenant sur des structures soudées afin de maîtriser les processus d'assemblage des alliages d'aluminium.

Pour ce faire, plusieurs essais ont été réalisés par le procédé TIG pour aboutir à des paramètres de soudage (intensité, tension, vitesse de soudage, nature de gaz avec son débit) qui nous ont permis d'assurer une pénétration en variant la polarité du signal alternatif le rendant plus négatif ou, en augmentant l'intensité de courant. Quant à la vitesse de soudage, qui est dans notre cas gérée par un facteur humain, il est difficile de s'assurer de sa constance durant le déplacement. Il en est de même pour le soudage laser Nd-YAG où plusieurs essais ont été réalisés pour enfin aboutir à un choix des paramètres laser pertinents (distance focale, position focale, angle d'incidence, vitesse et gaz de protection).

Les modifications microstructurales dans les joints soudés sont fonction de la température maximale atteinte, du temps de séjour à haute température et de la vitesse de refroidissement [60]. Dans le cas du soudage TIG, des thermocouples sont implantés dans le but de créer une cartographie de la distribution thermique tout le long de la zone adjacente à la ZF et en largeur sur la ZAT pour connaître les étendus des maxima de températures. La première expérience n'ayant pas donné des résultats attendus, nous avons limité le nombre de thermocouples. Ceci sera présenté dans la partie résultats.

III.3 Techniques Expérimentales

III.3.1 Les techniques de soudage

III.3.1.1 Le procédé TIG

Le procédé de soudage TIG est un procédé couramment utilisé au sein du C.S.C pour le soudage des aciers au carbone difficilement soudables et pour les aciers inoxydables. Son application aux alliages non ferreux tels que les alliages d'aluminium, de magnésium et de titane reste une nouveauté.

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

III.3.1.1.1 Influence des paramètres technologiques

III.3.1.1.1.1 Nature du courant et effet de la polarité

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). Ces différentes configurations présentées sur la figure 24 se traduisent par des différences de morphologies du bain de fusion.

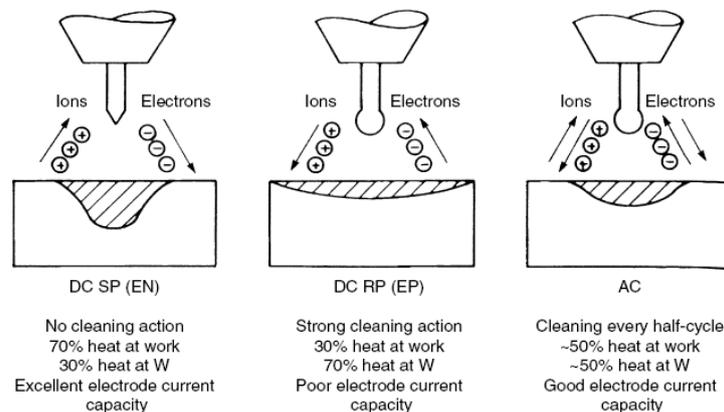


Figure24:Influence du type de courant et de sa polarité sur la pénétration [61]

III.3.1.1.1.1.a 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.

III.3.1.1.1.b Courant continue polarité négative (DC EP)

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

III.3.1.1.1.c Courant Alternatif (CA)

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

Lorsque l'on soude au courant alternatif (courant sinusoïdal), Il est recommandé d'employer la haute fréquence(HF). Cette HF 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. Ceci est montré sur la figure 25 qui représente l'étincelle d'amorçage à



Figure25 : Amorçage HF

III.3.1.1.1.d Square waves (onde rectangulaire)

La nouvelle technologie des postes TIG utilise la technologie SQUARE WAVES 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 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 26 ci-dessous.

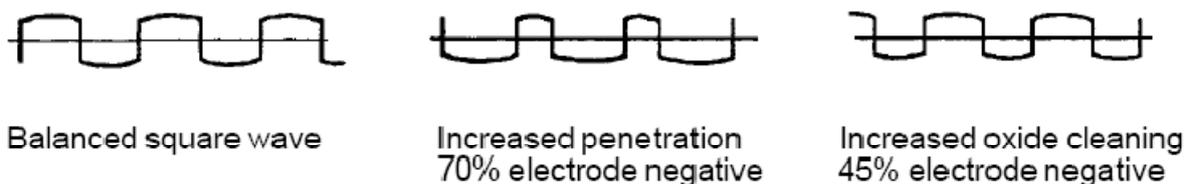


Figure 26 : Utilisation d'une onde rectangulaire et d'un contrôle d'équilibre dans la soudure de TIG [62] [63] [64]

III.3.1.1.1.2 La nature de l'électrode de tungstène (W)

Il existe plusieurs types d'électrodes définies par la spécification AWS A5.12 [65] (Tableau5). Celle-ci fournit les informations de bases sur les électrodes de tungstène utilisées pour le soudage TIG, en y incluant la classification (Tableau 6), 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 7).

Tableau5 : Classification des électrodes de tungstène [65]

AWS Classification	Color ^a	Alloying Element	Alloying Oxide	Nominal Weight of Alloying Oxide Percent
EWP	Green	—	—	—
EWCe-2	Orange	Cerium	CaO ₂	2
EWL-a-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 6: Choix des types courants en fonction des diamètres d'électrodes [65]

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.

En fait, 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 thoriée (EWTh2) pour une même intensité.

III.3.1.1.1.3 Le type de gaz de protection

Le tungstène étant un matériau très oxydable et qui plus est, l'oxyde de tungstène se sublimant à basse température, le gaz de protection en soudage TIG et le gaz plasmagène en soudage plasma ne peuvent contenir ni oxygène ni gaz carbonique [66].

L'argon et l'hélium sont des gaz inertes et peuvent donc être utilisés quels que soient les matériaux à souder mais leurs caractéristiques physiques respectives leur confèrent des effets spécifiques en soudage. En effet, 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 d'une longueur donnée est, pour une même intensité, plus énergétique sous hélium que sous argon (tension plus élevée).

Le tableau7 ci-dessous résume les paramètres technologiques du procédé en fonction du type de métal à souder.

Tableau7 : Paramètres technologique du procédé TIG [65]

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

III.3.1.1.2. Equipements du poste soudage TIG

Les procédures expérimentales sont entièrement conçues, réalisés et mise au points à l'atelier de soudage du CSC.L'équipement utilisé est présentée sur la figure27.

Le poste de soudage est de type : FIM467-A Lincoln SQUARE WAVE TIG 355 CR99-15.



Figure27 : Poste de soudage TIG(C.S.C)

Ce type de poste TIG possède toutes les caractéristiques sus citées dont principalement la possibilité d'utiliser un courant continu avec un amorçage de l'arc sans contact à haute fréquence (HF) pour le soudage des aciers inox, un courant alternatif avec une HF en continue avec la fonction SQUARE WAVES(onde carrée) qui permet de favoriser l'une ou l'autre des actions de pénétration ou de nettoyage de l'oxyde d'alumine (dans le cas du soudage des alliages d'aluminium) et un courant pulsé avec différentes fréquences. Autres caractéristiques

de ce poste, l'acquisition des paramètres de soudage (Intensité, Tension) grâce à un afficheur digital et le suivi des différentes étapes du cycle de soudage [67].

III.3.1.2. Le laser Nd-YAG

Les soudures laser sont réalisées au laboratoire Laser Materials Processing au National Laser Center –CSIR/Prétoria/South Africa. Elles sont réalisées avec un laser Nd-YAG de type Rofin Sinar DY044 de puissance 4KW. Le faisceau laser est transporté par une fibre optique de 400 μ m vers le robot de soudage de marque KUKA, comme le montre l'image ci-dessous.

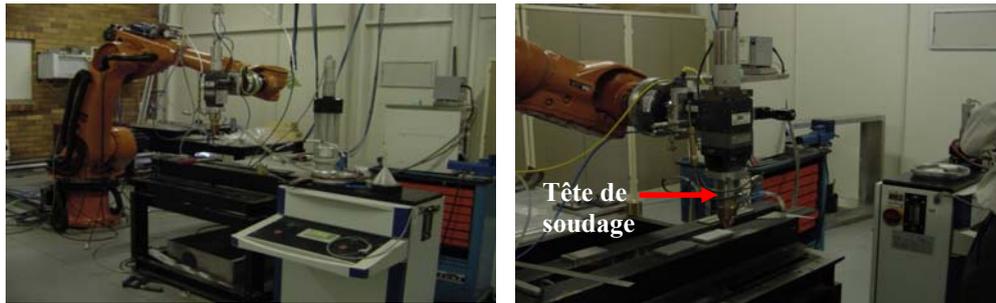


Figure 28 : Robot de soudage KUKA[Photo CSIR],

Ce type de laser est une nouvelle génération de laser solide générant des puissances élevées. L'utilisation de diodes laser en remplacement des lampes flash augmente la disponibilité de cette puissance mais font toujours de la technologie YAG une solution coûteuse. La qualité et le rendement du faisceau sont élevés ce qui permet de l'utiliser avec des distances focales élevées et de protéger la tête de soudage contenant le système optique (lentille de focalisation) contre les émanations de vapeur du keyhole [68].

La tête de soudage comprend le système optique et le système de refroidissement et d'arrivée de gaz de protection.

Complémentairement à la configuration mono-spot (figure 28 a), la configuration bi-spot est obtenue en intercalant entre les lentilles de collimation et de focalisation de la tête laser, un prisme de géométrie adéquate permettant de séparer le faisceau de 4 kW incident en deux sous-faisceaux de 2 kW et 0.49 mm de diamètre intercalés (figure 28b)

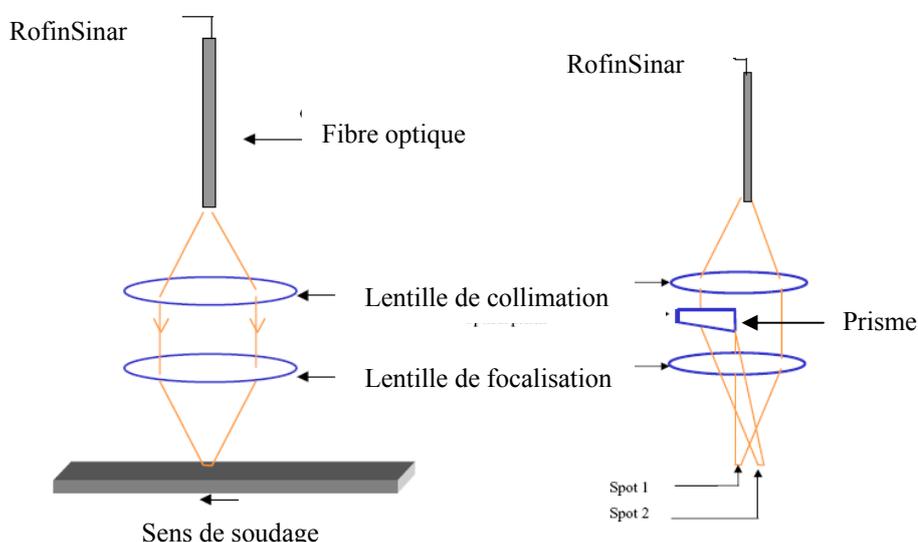


Figure 28a: Configuration mono spot [69]

Figure 28b: Configuration bi spots [69]

III.3.2.Préparation des pièces à souder

Un problème fréquemment étudié depuis des années, est la tolérance et la stabilité dimensionnelles des produits finis.

Les contraintes résiduelles induites dans une construction soudée peuvent également représenter un défaut pour l'assemblage à cause de leur effet sur le comportement à la rupture ou en fatigue des structures soudées (surtout dans les cas de chargements dynamiques ou d'environnement de service défavorable).

En effectuant une soudure, le chauffage et le refroidissement lors du cycle thermique causent toujours le rétrécissement de la zone fondue et de la zone adjacente, et les forces de rétrécissement tendent à générer des déformations [70].

Ainsi, en soudage, une bonne préparation des pièces à souder représente 80% de réussite d'une bonne soudure répondant aux critères de qualité.

Une préparation, est l'ensemble des paramètres de chanfreinage, de nettoyage des bords, de pointage, de bridage, et de préchauffage si nécessaire. Toutes ces données font l'objet d'une procédure de préparation.

III.3.2.1.Nettoyage

La grande affinité de l'aluminium pour l'oxygène permet de former rapidement sur sa surface une couche d'alumine Al_2O_3 . Cet oxyde est presque aussi dur que le diamant ce qui lui permet d'être utilisé pour fabriquer des produits abrasifs. Il a un point de fusion beaucoup plus élevé que l'aluminium lui-même [(2050°C), contre (660°C)]. Ainsi le soudage de l'aluminium sans éliminer le film d'oxyde peut provoquer la fusion de l'aluminium avant l'oxyde. L'oxyde est également chimiquement stable ; les flux pour l'enlever exigent des substances corrosives qui peuvent endommager le joint de soudure à moins qu'ils soient entièrement enlevés après soudure. Le film d'alumine est aussi un isolant électrique et est assez poreux pour maintenir l'humidité [71][72] ce qui explique la sensibilité des alliages d'aluminium à la formation de défauts tels que les porosités et la fissuration à chaud. L'assemblage de pièces en aluminium nécessite ainsi une préparation particulière afin de minimiser pour ne pas dire éliminer les sources de ces défauts. Il faut trouver les bonnes procédures de nettoyage des bords à souder, mais aussi la façon d'isoler de toute contamination extérieure (poussières, graisses, autres alliages métalliques) les alliages soumis à une opération de soudage. Les techniques de nettoyage des bords à souder sont soit chimiques, soit mécanique où la combinaison des deux [73].

La conséquence d'un mauvais nettoyage est la fissuration à chaud comme le montre la figure 29 ci-dessous. La soudure est réalisée sans aucune préparation. Nous constatons en plus de la fissure tout le long du cordon, l'effet de nettoyage du courant alternatif lors de son passage à la demi-période positive (polarité positive) sur la zone claire adjacente au cordon de soudure.

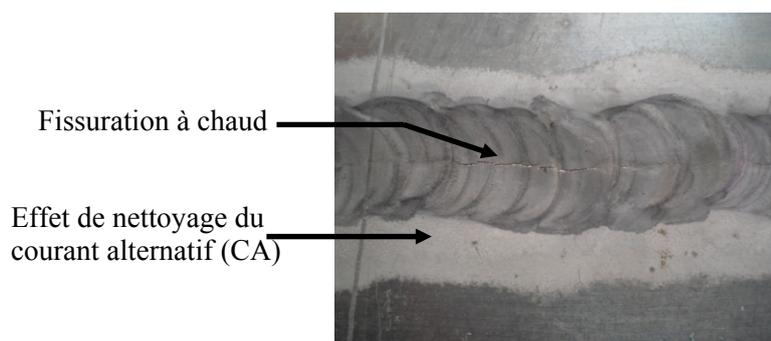


Figure 29 : Fissuration à chaud

Pour notre travail, le nettoyage des bords à souder sur d'une tôle d'épaisseur 2mm est effectué par une l'intermédiaire d'une brosse-meule en inox [59], ce qui est considérée comme une opération mécanique. La figure 30 montre l'état des bords à souder après nettoyage. Ils présentent une brillance plus importante comparativement aux endroits adjacents, non nettoyés.

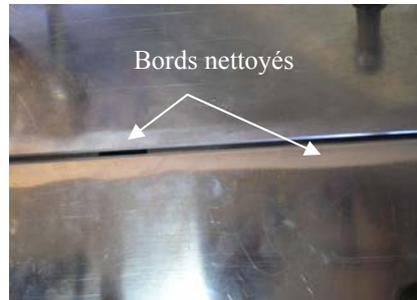


Figure 30 : Etat des bords nettoyés

Nous avons testé d'autres méthodes de nettoyage mécaniques telles que le polissage des bords à souder. Le métal d'apport utilisé a lui aussi été nettoyé par frottage au papier abrasif puis nettoyage à l'éthanol afin d'éliminer les poussières.

III.3.2.2. Le bridage

C'est l'opération qui suit le nettoyage. Elle consiste à fixer les tôles à souder (figure 30) dans le but d'éviter les déformations (figure 31) dues aux phénomènes de dilatation et retrait produits par l'apport de chaleur lors du soudage.

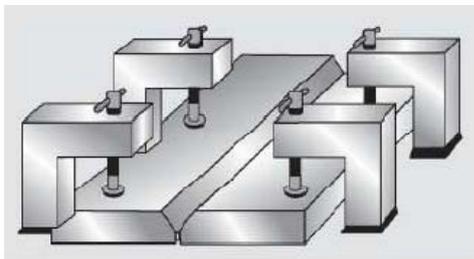


Figure 30 : Système de bridage des tôles

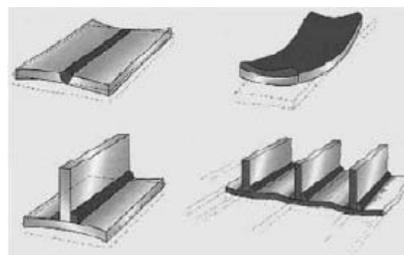


Figure 31 : Phénomènes de déformations

En soudage, les contraintes thermiques se développent dans la zone adjacente à la zone fondue en produisant des contraintes de plasticité en cette zone. Ces dernières ont comme conséquences la déformation permanente de la structure soudée après soudage. La valeur élevée du coefficient de dilatation linéique et la faible limite d'élasticité de certains alliages seront des facteurs déterminants pour la création de déformations importantes [74].

III.3.2.3. Pointage des tôles

Il consiste à immobiliser les deux bords en réalisant des points de soudures tout le long des tôles à assembler dans le but de maintenir les deux bords et d'éviter leur fermeture au fur et à mesure du soudage. En effet, la conductibilité thermique du matériau engendre lors du déplacement de la source de chaleur des compressions sur les zones avals et des dilatations des zones amonts (figure32). Les conséquences sont : un risque de fissuration à chaud, un manque de pénétration et des dénivellations.

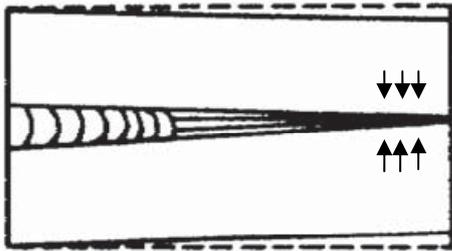


Figure 32 : Effets de déplacement de l'arc

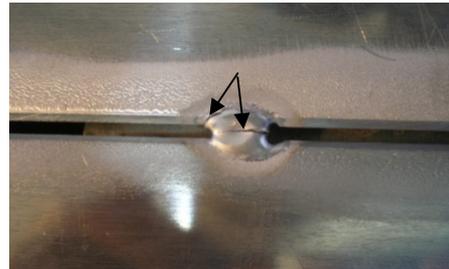


Figure 33 : Fissuration du point de soudure

Cependant, cette opération qui s'effectue avec un métal d'apport peut causer des problèmes de fissuration à chaud comme le montre la figure33 ci-dessus.

III.4. Mise en œuvre des procédés de soudage TIG et Laser Nd :YAG

III.4.1. Mise en œuvre des soudures TIG

Les paramètres de soudage 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. 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 $E=UI \eta/v$ [75]

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

Les soudures réalisées sont des soudures bout à bout sans écartement ni chanfrein, puisque concernant des tôles de faibles épaisseurs. C'est une configuration utilisée sans métal d'apport, qui permet de fusionner les deux bords et d'avoir une soudure autogène. Cependant, il est possible de souder avec métal d'apport et écartement des bords. Cette dernière configuration ne fera pas l'objet de notre étude.

III.4.2. Mise en œuvre des soudures laser

Comme il l'a déjà été spécifié, les soudures laser ont été réalisées en Afrique du sud. La procédure de mise en œuvre des soudures ne nous a pas été communiquée. Cependant, avant d'obtenir les paramètres optimisés, le DSO (domaine de soudabilité opérationnel) a été

déterminé sur l'alliage 2024 T3. Il faut noter que les soudures sont réalisées sur deux tôles d'épaisseurs 2mm et 4mm. Le principe de mise en œuvre d'une soudure laser est donné sur la figure 34.

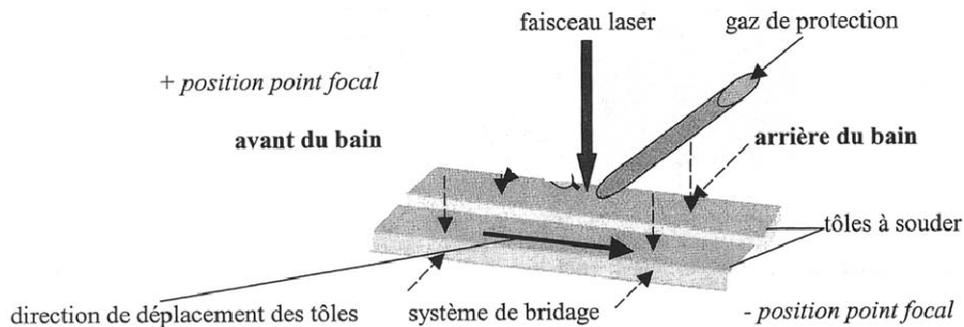


Figure 34 : Principe de mise en œuvre d'une soudure laser

III.5 Contrôle non destructif

L'une des étapes qui a suivi le soudage est le contrôle non destructif. Celui-ci comprend : le contrôle visuel et le contrôle radiographique.

III.5.1 Contrôle visuel : l'objectif est de vérifier les irrégularités du cordon de soudure (défauts de formes) ou les défauts débouchant et apparents telles que les porosités, les fissures.

III.5.2 Contrôle radiographique

Le contrôle radiographique permet de détecter des imperfections internes telles que les porosités et les fissurations à condition que ces dernières soient perpendiculaires au faisceau. La technique utilisée est la radioscopie X qui fonctionne sur le même principe que la radiologie. Le radioscope est constitué d'un générateur à RX dont l'image radiographique est visualisée sur un écran puis enregistrée sur un PC.

Cette méthode présente l'avantage de fournir des images directement exploitables avec une excellente résolution spatiale. Toutefois, l'interprétation des images demande un fort niveau d'expertise de la part de l'opérateur. Cette méthode est assez coûteuse et impose des conditions de sécurité pour l'opérateur et l'environnement.

Le type du radioscope est de type BALTEAU. X. B (figure 35) constitué d'un pupitre de commande, et de la source à rayon X isolée dans une chambre blindée qui permet de protéger le personnel et l'environnement des rayonnements, d'un écran d'acquisition de l'image radiographique. L'image est transmise vers un écran de PC en vue de son traitement, son analyse et son enregistrement.



Figure 35 : Composants du radioscope (C.S.C)

III.6 Caractérisation destructive

Elle comprend la caractérisation macro et microstructurale et les mesures de microdureté Vickers.

III.6.1 Microscopie optique (MO) et électronique à balayage (MEB)

III.6.1.1 La microscopie optique est une technique très utilisée dans les divers travaux réalisés sur le soudage des alliages d'aluminium. Dans notre cas, elle permet d'apprécier l'évolution des transformations microstructurales des différentes zones (ZF, ZL, ZAT, MB). Cela peut aussi nous permettre d'observer les phases grossières. La plupart des observations ont été effectuées sur des coupes transversales de soudures. Le microscope utilisé est de marque ZEISS doté d'une caméra CCD

III.6.1.2 La microscopie électronique à balayage (MEB)[76] a permis une analyse plus fine de la microstructure, une analyse qualitative de la chimie des précipités et des différentes zones, grâce aux électrons rétrodiffusés et aux RX, et une observation des surfaces de rupture dans le grâce aux électrons secondaires (fractographie).

Les électrons secondaires (d'énergie d'environ quelques dizaines d'eV) sont émis en chaque point sous l'impact du faisceau. Le rendement d'émission des électrons secondaires (produits sur une profondeur inférieure à 5 nm) est fonction du numéro atomique des atomes constitutifs de l'échantillon, mais surtout de l'angle entre le faisceau incident et la surface analysée. L'image obtenue sera donc représentative de l'état de surface (topographie) de l'échantillon. On atteint des résolutions de l'ordre de quelques nm.

Le rendement d'émission des rétrodiffusés est lui proportionnel à racine de Z (n° atomique) et relativement peu sensible à l'inclinaison de la surface de l'échantillon, du moins pour des angles pas trop importants : on peut ainsi obtenir des images en contraste de composition, en particulier avec des échantillons polis

Pour avoir accès aux compositions (analyse semi-quantitative) des différentes zones, on utilise la microanalyse électronique. L'échantillon est bombardé par le faisceau d'électrons d'énergie de 20keV. L'impact provoque l'émission de rayons X caractéristiques des éléments constituant l'échantillon. L'émission se produit dans une "poire" de dimensions de l'ordre du micromètre (résolution spatiale de l'analyse de l'ordre du micron et profondeur analysée également de l'ordre du micron).

On distingue les détecteurs en spectroscopie d'énergie et ceux en spectroscopie de longueur d'onde. Dans notre cas, nous avons utilisé la spectrométrie en énergie (Energy dispersive spectrometry).

Le microscope électronique à balayage utilisé est de marque Jeol, de type JSM-6400(photo ci-dessous), à filament tungstène, équipé d'un spectromètre à dispersion d'énergie Oxford INCA. On peut travailler avec des tensions d'accélération comprises entre 0,2 kV et 40kV et des courants de sonde de 10 picoA à 10 microA. La résolution de 10 nm. La gamme de grandissement de 10x à 300000x.



Figure 36 : Le microscope électronique à balayage (ENSAM)

Il est important de signaler que les travaux de caractérisation microstructurale ont été réalisés au laboratoire Mécasurf de l'ENSAM d'Aix en Provence.

III.6.2. Préparation des échantillons pour observation métallographique

L'aluminium et ses alliages sont mous et ductiles. Ils sont facilement rayés ou tordus pendant la préparation [77]. Il est important de spécifier la méthode utilisée pour préparer les échantillons pour l'observation microstructurale par microscopies optique et électronique.

III.6.2.1 Découpage et enrobage des échantillons

Afin d'éviter toute transformation de phase sur les soudures réalisées sur l'alliage 2024T3, les échantillons sont découpés sur une tronçonneuse dotée d'un système de lubrification-refroidissement (eau dans notre cas). Les échantillons sont enrobés à froid car l'utilisation de l'enrobage à chaud (de l'ordre de 200°C) peut provoquer des transformations par précipitation de nouvelles phases.

III.6.2.2 Polissage

Après un polissage classique à l'aide de papiers abrasifs, les échantillons sont rincés à l'eau, puis séchés. Un deuxième rinçage à l'éthanol est appliqué avant le polissage de finition. Ce dernier, est effectué sur papier feutre (spécifique aux alliages d'aluminiums afin d'éviter toute contamination) en utilisant comme agent de polissage une solution diamantée de 3µm et 1µm

respectivement. Le résultat, présenté sur les macrographies ci-dessous est représentatif de l'état des échantillons avant attaque chimique.

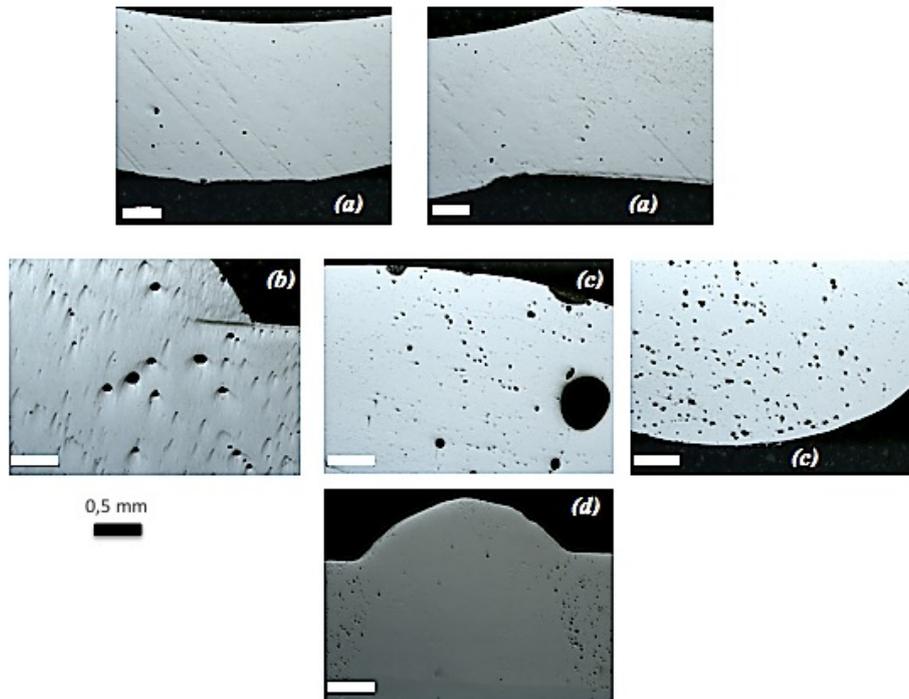


Figure 37 : Etat de surface d'un polissage d'un joint soudé avant attaque chimique
 (a) Soudure1 TIG sans métal d'apport (autogène)
 (b) Soudure2 TIG à deux passes dont la deuxième avec métal d'apport
 (c) Soudure 3 TIG à deux passes endroit et envers avec métal d'apport
 (d) Soudure laser sur tôle de 2mm

L'état de surface des échantillons avant attaque montre l'existence d'un nombre important de porosités. Il est plus important dans les soudures 2 et 3. Ce qui nous fait penser que l'addition du métal d'apport est néfaste pour le taux de porosités.

III.6.2.3. Attaque chimique

Le réactif d'attaque utilisé est le réactif de KELLER de composition :

1ml HF (48%)
 1.5ml HCl (acide chloridrique)
 2.5ml HNO₃ (acide Nitrique)
 100ml H₂O

L'attaque est menée durant une quarantaine de secondes. Cette attaque permet de révéler les microstructures des différentes zones constituant le joint de soudure.

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 au MO ou MEB.

IV.1 .Matériaux

IV.1 .1.Composition chimique du métal de base

L'alliage étudié est le 2024T3. C'est un alliage Al-Cu-Mg qui présente un durcissement structural après traitement thermique. L'état initial de l'alliage est dénommé T3. Cet état correspond à un traitement de trempe après mise en solution (550°C environ) suivi d'un laminage à froid et mûrissement (vieillessement naturel).

A rappeler que cet alliage est utilisé dans les structures aéronautiques pour le fuselage. L'analyse chimique effectuée sur l'alliage est présentée sur le tableau 8 ci-dessous.

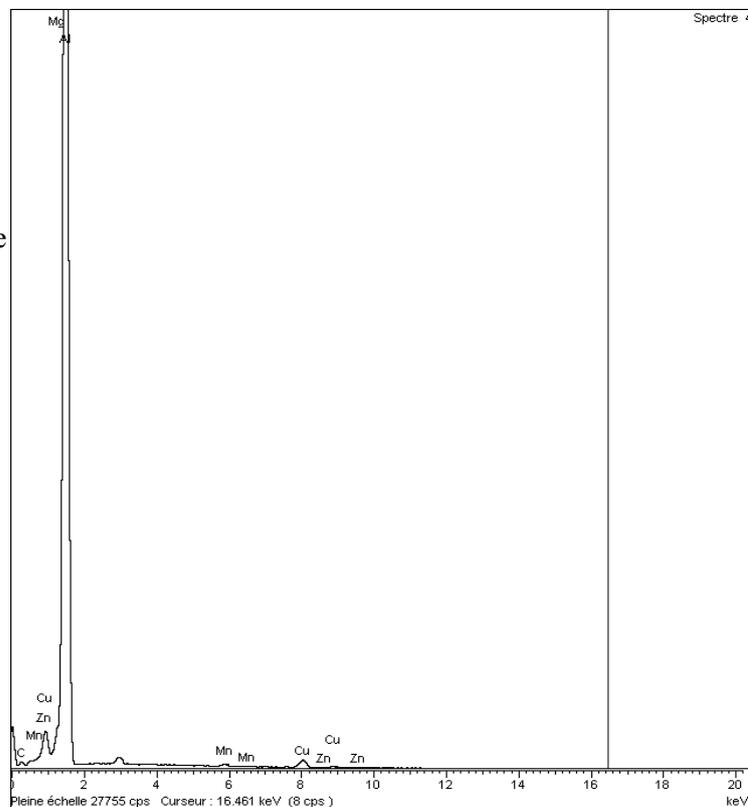
Tableau 8 : Composition chimique en poids du 2024T3

Eléments	Al	Cu	Mg	Mn	Zn	Autres
Teneurs masse%	92.42	4.91	1.98	0.59	0.008	0.092

*EDAX analyse

Les valeurs des éléments de cette composition chimique sont une moyenne de 4 analyses par EDAX qui utilise les photons X pour déterminer aussi bien localement que globalement la nature des éléments chimiques présents. L'analyse est faite sur une surface de l'échantillon de 40µm * 40µm. Le spectre d'analyse de la figure 38 correspond à l'analyse du 4^{ème} test.

Figure 38 : Spectre d'analyse chimique
Energie utilisée 20 KeV



IV.1 .2.Composition chimique du métal d'apport

Le métal d'apport utilisé pour la passe de remplissage est de nuance ER5554 selon la norme AWS A5.12. (American Welding Society) et sa composition chimique est donnée dans le tableau 9

Tableau 9 : Composition chimique en poids du métal d'apport ER5554 [78]

Eléments	Si	Cu	Mg	Mn	Zn	Fe	Cr	Ti	Autres
Teneur%	0.25	0.10	2.4-3	0.50-1.0	0.25	0.40	0.05-0.20	0.05-0.20	≤0.15

IV.1 .3.La structure métallographique

IV.1 .3.1 Métallographie optique

La structure métallographique de l'alliage sur la tôle de 2mm est représentée sur la figure 39

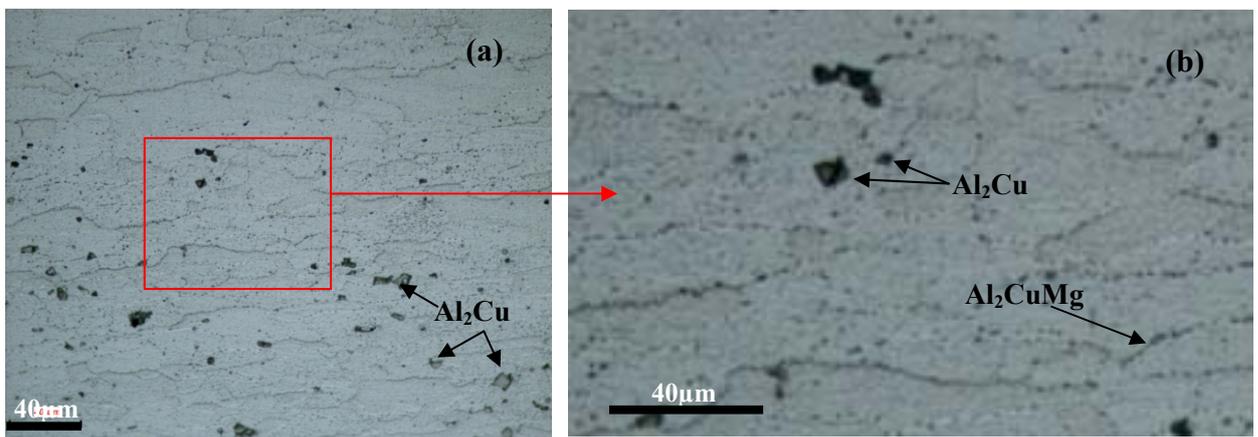


Figure39 : Microstructure du métal de base avant soudage.

La structure du métal de base est une structure en bande représentative de l'effet du laminage. Elle est caractérisée par un allongement du grain figure39(a). Ce dernier, est entouré par de petites particules plus ou moins espacées représentative de la précipitation au joint de grain figure39 (b).

Sachant que le rapport massique $Cu/Mg = 2,47$, la phase d'équilibre est du type Al_2CuMg [52].

La bibliographie [79] analyse la microstructure comme étant la phase α (matrice blanche) et les grains noirs aux joints de grains comme étant le précipité Al_2CuMg . Quand aux petites particules sur la matrice du grain, elles sont considérées comme étant de fins précipités de type Al_2Cu . Les grosses particules (couleur grises) sont considérées comme des précipités Al_2Cu insolubles (non remis en solution).

IV.1.3.2 Métallographie MEB

Afin de connaître la nature des phases observées au microscope optique il convient d'utiliser le microscope électronique à balayage et de faire une analyse en composition des précipités.

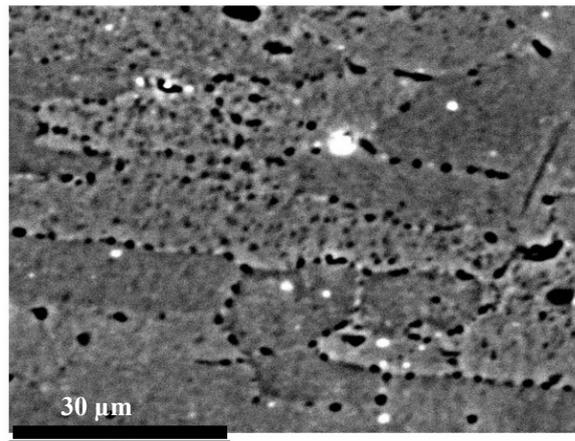


Figure 40 : Structure du métal de base observée au MEB (réactif d'attaque chimique Kellers)

Ceci est possible grâce au détecteur de rayons X du MEB. La structure obtenue (figure 40) est semblable à celle observée au microscope optique. Les particules brillantes ont une dimension grossière par rapport à celles sur les joints de grain (noires). Ce contraste est dû au fait que ces particules sont riches en élément possédant un numéro atomique plus important. En effet, les principaux éléments chimiques du 2024 T3 sont donnés sur le tableau 10 ci-dessous.

Tableau 10 : Numéro atomique des éléments de l'alliage 2024 T3

Eléments	Numéro atomique
Cuivre	29
Aluminium	13
Magnésium	12

Ainsi, pour confirmer notre supposition, une analyse chimique est effectuée sur un précipité de la figure 41 (a) après un grossissement de G5000X figure 41(b)

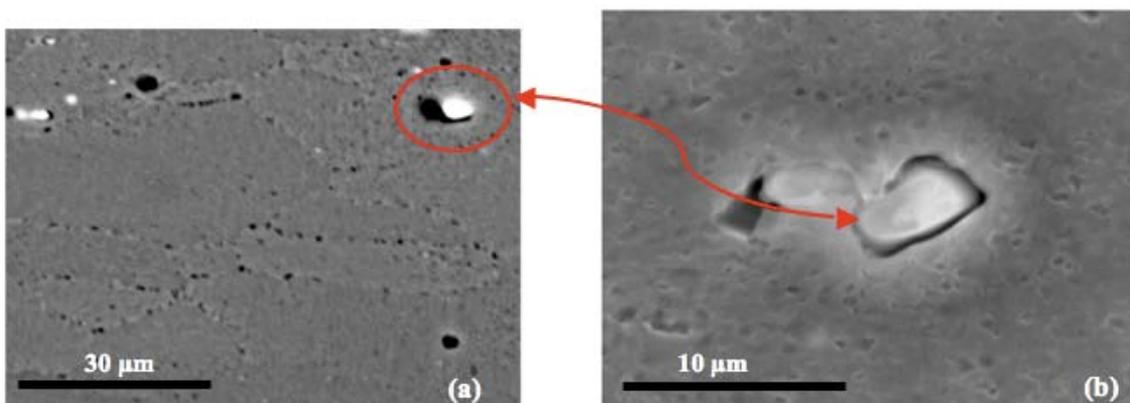


Figure 41 : Image MEB d'un précipité

La dimension du précipité est de 4 µm X 3 µm. Le résultat de l'analyse est présenté sur le tableau 11.

Tableau 11 : Composition chimique du précipité

Eléments	Teneur en masse %
Al	49.16
Cu	48.82
Mg	1.96
Mn	0.22
Zn	0.11

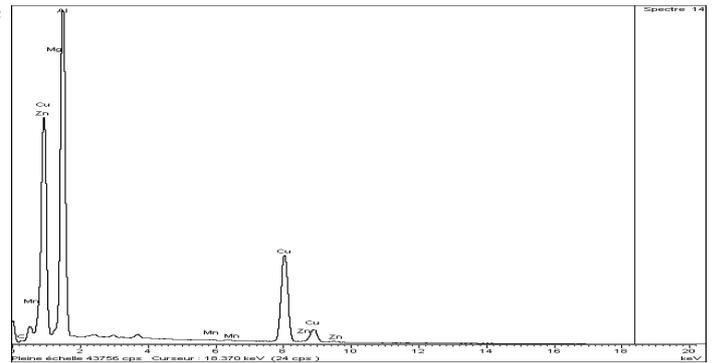


Figure 42 : Spectre d'analyse sur un précipité

Durant nos investigations au MEB, nous avons constaté que la dimension des précipités (figure43) et leur distribution sont hétérogènes et variables (figure 44). Nous pensons que ceci peut être dû aux effets de l'élaboration des tôles. La figure43 exprime nettement l'effet du laminage de par la forme allongée indiquant la compression du précipité.

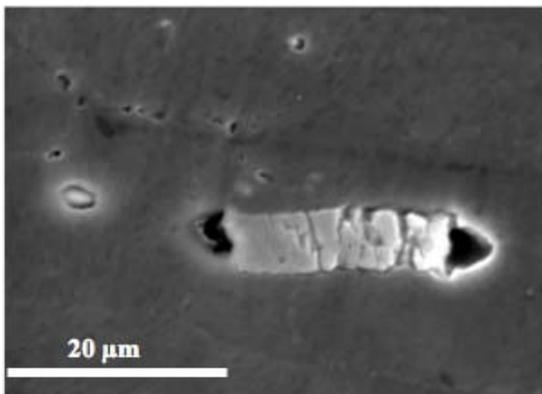


Figure43 : Vue générale du précipité grossier

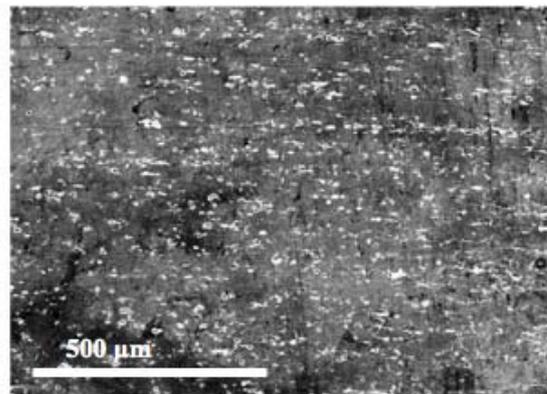


Figure 44 : Vue générale de la distribution des précipités.

Ces précipités sont considérés du type Al_2Cu insolubles durant le processus d'élaboration des tôles.

Conclusion

La caractérisation de la chimie du métal de base, des précipités, de sa métallographie optique et électronique nous a permis de connaître l'état initial de l'alliage qui nous servira de référence pour l'analyse des transformations après soudage.

IV.2.Le soudage de l'alliage 2024 T3

Le soudage des alliages à durcissement structural reste encore dans le domaine de la recherche. La dernière décennie a été celle du développement des techniques de soudage sur les alliages d'aluminium d'application aéronautique. Notre contribution, par ce travail, est la maîtrise des technologies de soudage TIG et Laser et leurs effets sur la continuité métallique.

IV.2.1.Soudage par le procédé TIG

Le procédé TIG est l'un des procédés conventionnels utilisés pour le soudage d'aluminium. Le comportement des alliages d'aluminium au soudage diffère d'une manière significative de ceux des matériaux conventionnels comme l'acier [80]. La soudabilité des ces alliages est influencée par les propriétés physiques des alliages à savoir :

- La grande conductibilité thermique (3 à 5 fois celle de l'acier).
- Module d'élasticité relativement faible (3 fois plus faible que celui de l'acier) favorable pour la réduction des contraintes résiduelles dues au soudage.
- Coefficient de dilatation thermique élevé qui peut être la cause de déformations, d'où l'intérêt également de moyens de chauffage puissants, rapides et localisés.
- Oxydation superficielle : très stable thermiquement, la pellicule d'oxyde (alumine Al_2O_3) qui recouvre naturellement l'aluminium fait obstacle à la bonne liaison entre métal de base et métal d'apport, aussi le procédé de soudage retenu doit-il assurer simultanément une fonction décapage ou élimination de la couche d'oxyde et une fonction protection qui a pour but d'éviter la ré-oxydation du bain l'aluminium liquide au moment du soudage.
- Solubilité de l'hydrogène : l'aluminium liquide est susceptible de dissoudre des quantités importantes d'hydrogène ce qui se traduira au moment de sa solidification par la présence de porosités pouvant s'avérer rédhibitoires pour la qualité du joint soudé. L'hydrogène peut provenir de la décomposition, soit de l'eau de l'atmosphère ambiante ou de l'alumine hydratée superficielle, soit de produits organiques recouvrant la surface à souder (huile de coupe, huile de protection, corps gras divers...) [81].

A partir de là, des essais de soudabilité ont été effectués en tenant compte de ces paramètres. En effet, afin de minimiser les effets de la conductibilité thermique, des courants forts ont été choisis en augmentant le diamètre de l'électrode. Il faut rappeler que le mode manuel du soudage TIG présente pour le soudeur des difficultés de maîtrise de la relation énergie de l'arc/bain de fusion. Ainsi pour des diamètres élevés de l'électrode de tungstène les intensités de courant sont élevées (voir tableau 6), l'énergie de l'arc est trop élevée ce qui a provoqué un perçage et un effondrement du bain de fusion (figure44).



Figure 44 : Effet des courants forts sur le joint de soudure en mode de soudage manuel
I=110A U=14Volts

IV.2.1. 1.Les paramètres de soudage TIG

Les soudures TIG sont réalisées sur des tôles de 2mm d'épaisseur et les dimensions linéaires de longueur et largeur sont variables.

Le compromis des paramètres de soudage permettant d'obtenir une soudure pénétrante sont donnés sur le tableau12.

Tableau 12 : Paramètres de soudage TIG

Paramètres	Soudure1*	Soudure2**		Soudure3***	
I(A)	58	70	70	56	56
U(V)	14	13	15	15	15
V (cm/s)	0.085	0.10	0.081	0.22	0.22
Débit de gaz (L/mn)	12	10	10	7	7
Polarité (CA)	négatif 2/3	1/2	1/2	1/2	1/2
Métal d'apport	Sans		AWS ER5554 Al-Mg3		
Type de gaz	ARGON industriel				
Poste de soudage	Lincoln Square Waves TIG 355				

* Soudure1 : soudage TIG à une seule passe sans métal d'apport

** Soudure2 : soudage TIG à deux passes endroit dont la première passe est sans métal d'apport et la deuxième passe avec métal d'apport

*** Soudure3 : Soudage TIG à deux passes endroit et envers avec métal d'apport

Ainsi, sur la soudure1, nous avons favorisé l'effet de pénétration en rendant plus négatif le courant alternatif (figure45a) pour de faible intensité entre 55A et 60A. Par contre pour un courant alternatif normal (figure45b) (cas de la soudure 2) la pénétration peut être obtenue en augmentant l'intensité du courant qui peut être entre 65A et 72A. En fait, ces intensités sont liées à la maîtrise de l'énergie de l'arc par le soudeur. En effet, nous avons constaté que pour des intensités plus fortes le risque de perçage augmente si la vitesse de déplacement de l'arc est faible. Inversement, pour des vitesses plus fortes, pour une énergie de l'arc élevée, le risque de manque de pénétration augmente. En mode manuel, la maîtrise de l'arc est obtenue pour de faibles intensités de l'ordre donné sur le tableau12 ci-dessus.

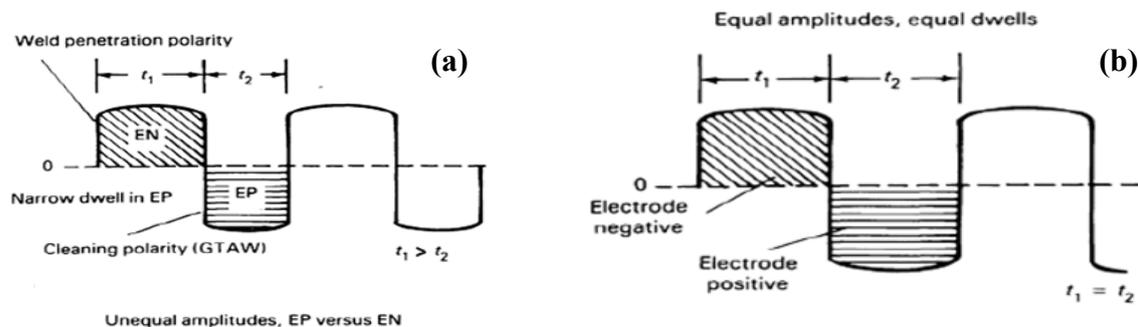


Figure 45 : Polarité du courant du AC [62]

IV.2.2 Le soudage laser Nd-YAG

En soudage laser Nd-YAG, deux soudures seront étudiées. Elles concernent deux tôles d'épaisseurs de 2mm et 4mm, elles sont notées par soudure laser2 et soudure laser4.

Plusieurs essais ont été effectués avant d'arriver à optimiser les paramètres de soudage laser sur les deux épaisseurs. Sur la tôle d'épaisseur 4mm, 7 tests ont été réalisés sur une longueur de 68mm dont seulement 3 soudures sont pénétrantes. Tandis que sur la tôle de 2mm d'épaisseur, 6 tests ont été réalisés sur une longueur de 98mm dont seulement 2 soudures sont pénétrantes (voir contrôle visuel).

Les paramètres de soudage lasers donnés par le laboratoire CSIR sont présentés sur les tableaux 13 et 14.

Le tableau 13 concerne les soudures du milieu qui feront l'objet de notre étude en utilisant la technique bi-spot en tandem. Le tableau 14 concerne des paramètres possibles à utiliser pour l'obtention d'un bon cordon de soudure en utilisant la technique mono-spot. Des précisions ne nous sont pas données par ce laboratoire sur les paramètres appliqués sur toutes les soudures mais nous avons supposé que les paramètres du tableau 14 concernent une des soudures pénétrantes sur la partie où des tests ont été effectués. Ils sont présentés dans ce travail qu'à titre indicatif.

Tableau 13 : Paramètres de soudage laser Nd-YAG. Cas bi-spot

Paramètres	Soudure laser2	Soudure laser4
Distance focale	200 mm	200 mm
Angle d'incidence	15 °	15 °
Position de point focale	Surface supérieure	Surface supérieure
Puissance appliquée	4 KW	4 KW
Vitesse de soudage	5m/mn	1.5m/mn
Type et débit de gaz	He 15 L/min	He 15 L/min
Configuration	bi spot en tandem	bi spot en tandem
Distance entre spot	0,49 mm	0,49 mm
Répartition de puissance	50%	50%

Pour deux épaisseurs différentes, seule la vitesse de soudage varie. Cependant, pour une même densité d'énergie, on constate que la vitesse de soudage est 3 fois plus élevée pour l'épaisseur de 2mm que pour l'épaisseur de 4mm (voir tableau 13).

Tableau 14 : Paramètres de soudage laser Nd-YAG. Cas mono-spot

Paramètres	Soudure laser2	Soudure laser4
Distance focale	200 mm	200 mm
Angle d'incidence	15 °	15 °
Position de point focale	- 2mm	- 2mm
Puissance appliquée	3 KW	4 KW
Vitesse de soudage	2.5 m/mn	2 m/mn
Type et débit de gaz	He 15 L/min	He 15 L/min
Configuration	Mono spot	Mono spot
Diamètre du spot	0,4 mm	0,4 mm

Sur le tableau 14, nous constatons l'influence de la densité d'énergie sur la vitesse de soudage. En effet, pour une puissance de 3KW, la vitesse de soudage est plus élevée dans le cas de 2mm et faible dans le cas de 4mm pour une puissance plus élevée (4KW).

A titre de comparaison entre les deux tableaux représentant les cas bis-spot et mono-spot, nous constatons pour une même épaisseur, l'influence de la position du point focal (focalisation). Elle influe sur la puissance, sur la vitesse.

IV.3 Contrôle des soudures

L'une des étapes qui suit le soudage est le contrôle non destructif, il permet de déceler toutes les imperfections qui peuvent se produire lors du soudage. Dans les travaux normalisés, les soudures font l'objet de procédures de qualification avant de les réaliser sur les structures réelles. Ces soudures font l'objet d'un suivi lors du soudage, d'un contrôle non destructif et d'un contrôle destructif conformément à une norme de construction.

Pour les alliages d'aluminium, le contrôle de qualité des joints soudés se fait selon la norme AWS D1.2 [82] [78]. Parmi les techniques non destructives pour le contrôle des soudures d'aluminium nous retrouvons : [82]

- Le contrôle visuel,
- Le contrôle radiographique,
- Le contrôle par ressuage,
- Le contrôle par ultrasons.

Quand aux techniques destructives nous retrouvons les essais de pliage, de traction, de texture et de résilience qui sont réservés à la qualification de procédures de soudage [82].

Dans notre travail, nous n'avons pas tenu compte des exigences normatives car notre objectif est avant tout d'apprécier tous les défauts qui pourront apparaître sur cet alliage et non la validation d'une procédure de soudage spécifique à une construction soudée. Néanmoins, ces résultats nous serviront dans l'avenir dans la gestion de la qualité des joints soudés en aluminium.

IV.3.1. Contrôle visuel et radiographique

IV.3.1.1 Contrôle des soudures TIG

Soudure 1 : soudure bout à bout en une seule passe sans métal d'apport.

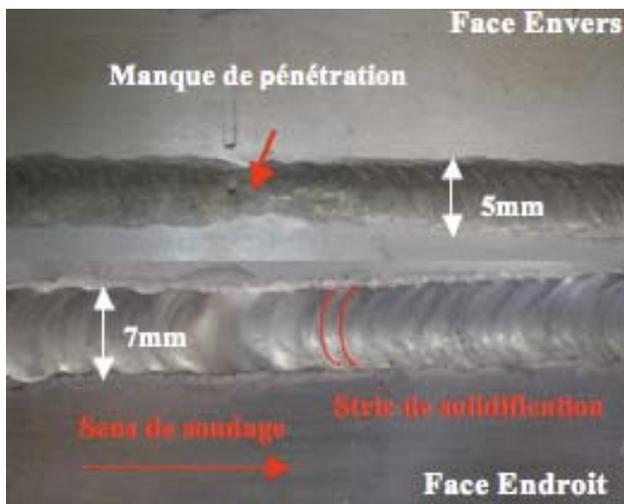


Figure 46 : Aspect du cordon de la soudure 1

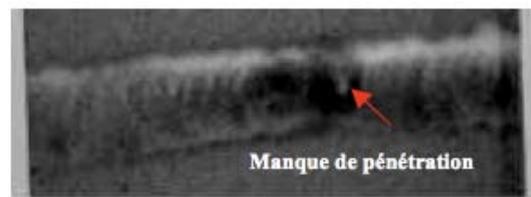


Figure 47 : Film radiographique soudure 1

La figure 46 montre un bel aspect du cordon de soudure obtenue. Néanmoins, quelques défauts sont apparus :

- des microporosités en surface du bain de fusion sur la face endroit

- un manque de pénétration sur la face envers. C'est un défaut qui s'est produit au moment de la reprise du cordon de soudure (après arrêt) qui est confirmé par le contrôle radiographique (figure47).
- en fin de parcours nous avons aussi constaté un début d'effondrement du joint.
- les stries de solidification sont de formes elliptiques ; ce qui exprime un mouvement rectiligne du déplacement de la torche avec une faible vitesse de soudage comme le montre la figure48.
- une concavité sur la face endroit qui constitue un défaut.

La largeur moyenne mesurée du cordon est de 7mm sur la face endroit et de 5mm sur la face envers.

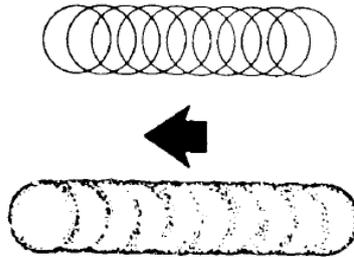


Figure48 : Mouvement rectiligne du déplacement de la torche [83]

Soudure2

La soudure 2 est une soudure TIG bout à bout à deux passes dont la première est sans métal d'apport et la seconde avec métal d'apport. On rappelle que l'utilisation d'une seconde passe n'est que la conséquence de la concavité de la soudure1.

L'aspect général du joint soudé est présenté sur la figure49.

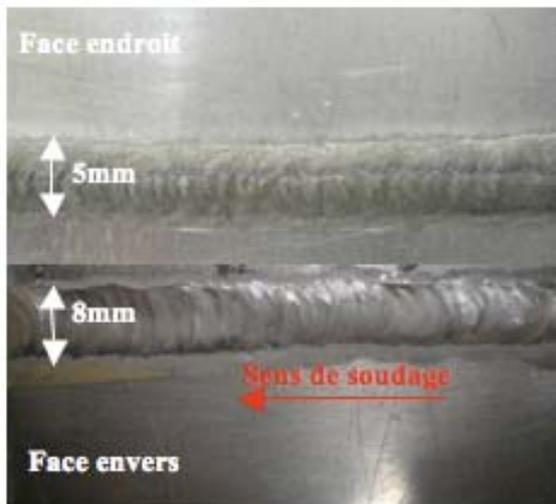


Figure49 : Aspect du cordon de soudure 2

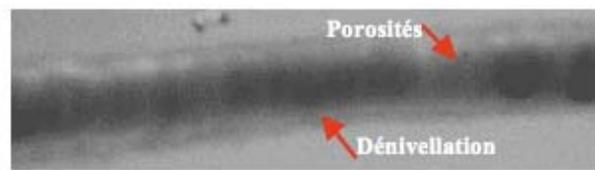


Figure 50: Film radiographique soudure2

Parmi les défauts constatés en contrôle visuel nous retrouvons un défaut de forme caractérisé par une dénivellation et un effondrement sur le cordon de soudure en fin de parcours.

La dénivellation peut être due à un mauvais alignement des deux bords accentué par les phénomènes de dilatation et retrait produit lors du soudage engendrant un décalage des bords.

Il est à noter qu'un décalage de l'ordre de quelques dixièmes de millimètre avant soudage peut provoquer une dénivellation.

Les stries de solidification de la deuxième passe montrent que le dépôt du métal d'apport est effectué avec une vitesse de soudage lente et avec un mouvement de balancement de la torche (Figure 51) de soudage formant des oscillations.

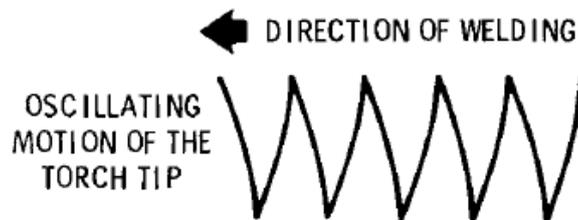


Figure 51: Mouvement oscillatoire de la torche [83]

Cette technique de dépôt du métal d'apport permet de fusionner les bords lorsque l'écart entre ces derniers est important et d'assurer une bonne continuité métallique entre le métal de base et le métal d'apport.

La largeur moyenne du cordon mesurée est de 8mm sur la face endroit et de 5mm sur la face envers.

Le contrôle radiographique (figure50) montre un bel aspect du cordon de soudure et le contraste en bord inférieur du film radiographique exprime l'effet de dénivellation. Ce contrôle nous a aussi révélé l'existence de porosités.

Soudure 3

La soudure3 est une soudure TIG, bout à bout avec métal d'apport en passe endroit et envers. En fait, cette soudure est aussi due à une mauvaise pénétration obtenue en essayant de souder les deux bords avec métal d'apport en passe endroit, ce qui nous a obligé de procéder au soudage envers en utilisant le même métal d'apport.

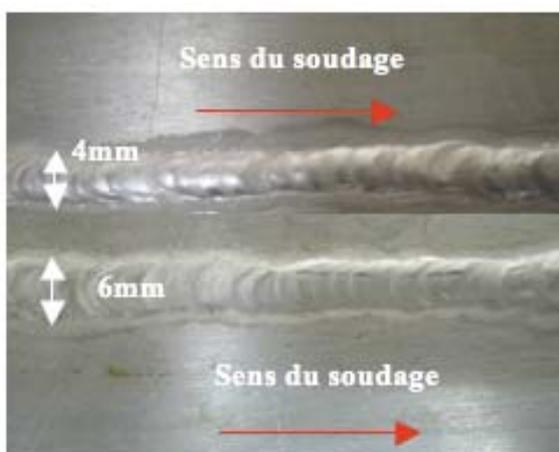


Figure 52 : aspect du cordon de la soudure 3

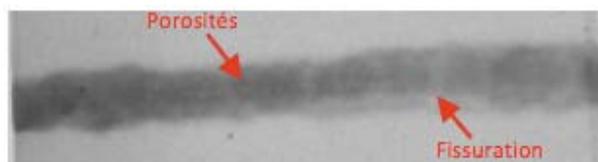


Figure53: Film radiographique de la soudure3

L'aspect visuel (Figure 52) de cette soudure ne montre aucun défaut apparent. Les stries de solidification des cordons sont identiques à celles obtenues sur la soudure1. La largeur moyenne mesurée des deux cordons (endroit et envers) est de 4mm.

Le contrôle radiographique (Figure 53) nous a révélé l'existence d'un nombre important de porosités sous forme d'un chapelet et une microfissure sur la zone de liaison définie par un contraste sur le bord du film radiographique.

IV.3.1.2. Contrôle des soudures laser

La **Soudure laser2** est une soudure bout à bout sans métal d'apport. L'aspect visuel des soudures laser est rendu sur la figure54.

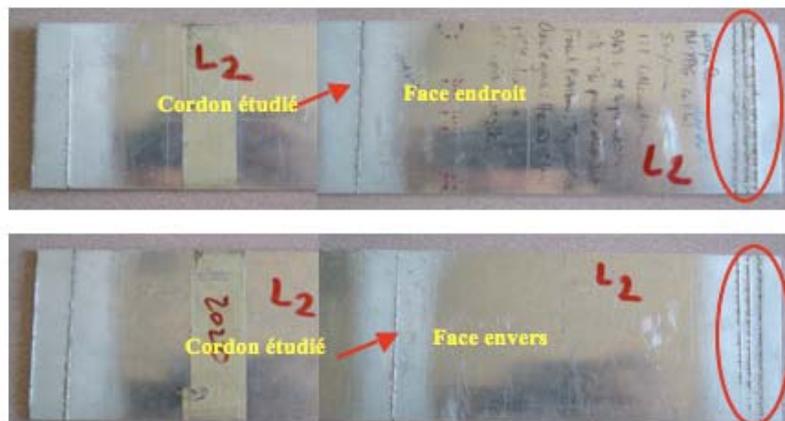


Figure54 : Aspect général de toutes les soudures laser2

La soudure du milieu fait l'objet de notre étude, et les paramètres de soudage sont représentés sur le tableau10. Elle est obtenue en mode bi-spot et les autres soudures de part et d'autre représentent les soudures des essais qui ont été effectués avec les deux modes mono et bi-spot avant d'optimiser les paramètres de soudage (donnés par les tableaux 13 et 14). L'agrandissement de la zone entourée est représenté par la figure55.

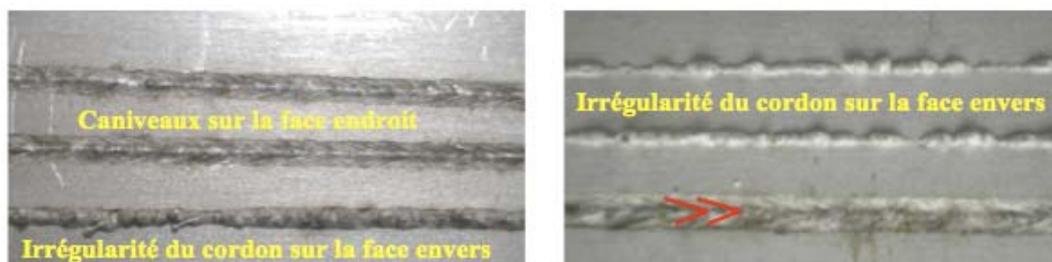


Figure55 : agrandissement de la zone entourée

Le contrôle visuel montre que toutes les soudures réalisées présentent un bel aspect sur la face endroit avec toutefois des caniveaux tout le long des joints de soudure. Le caniveau est un défaut dû à la grande densité d'énergie et à une vitesse de soudage très élevée. Il constitue une zone d'amorçage de fissures. La largeur mesurée des cordons est de 1.1mm. Elle est régulière tout le long du cordon.

Sur la face envers certaines soudures présentent des effondrements du bain de fusion et d'autres présentent des manques de pénétration.

Les stries de solidification en forme (>>>) expriment réellement l'effet de l'énergie et de la vitesse qui sont dans ce cas très élevées.

Le contrôle radiographique (figure56) montre l'existence de porosités tout le long du cordon et confirme les discontinuités observées en visuel.



Figure56 : Film radiographique de la soudure laser2

La **Soudure laser4** est une soudure bout à bout sans métal d'apport. L'aspect visuel des soudures est rendu sur la figure 57 ci-dessous.

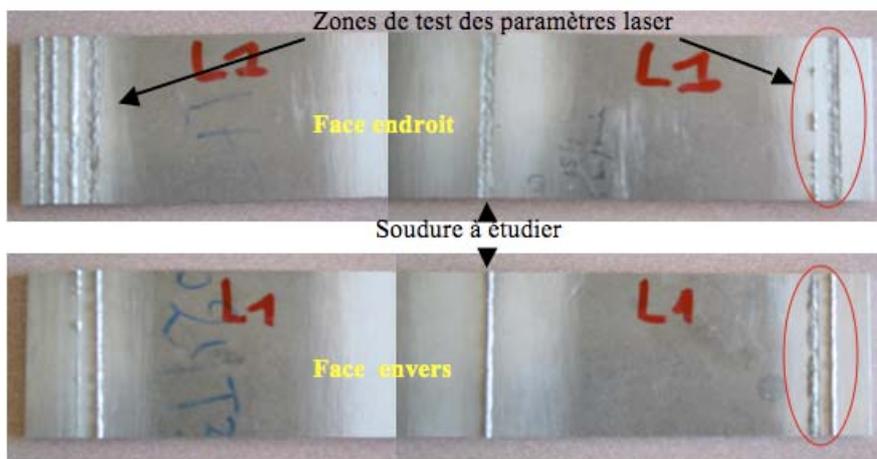


Figure57 : Aspect général de toutes les soudures laser4

De la même manière que la soudure laser précédente, la zone entourée est représentée sur la figure58.

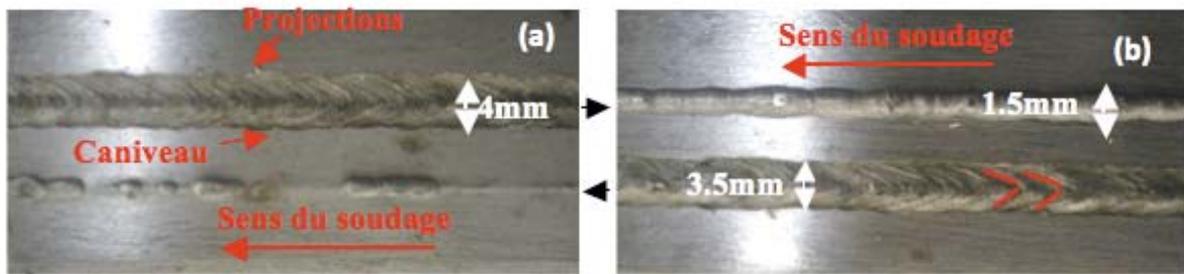


Figure 58 : Aspect des soudures laser de la zone entourée

La figure 58 nous donne des éléments plus détaillés sur la qualité des joints soudés. Contrairement à la soudure laser 2, nous constatons une meilleure qualité de l'aspect de la pénétration (figure 58(b)). Cependant, des caniveaux sont aussi constatés sur les soudures laser 4mm avec en plus, une faible quantité de projection. Les stries de solidification sont très rapprochées (figure 58(a)) ou espacées (figure 58(b)). La largeur mesurée des cordons est de 4mm pour l'un et 3.5mm pour l'autre. Le cordon de soudure est plat (figure 58(a)) ou légèrement bombé (figure 58(b)).

Les différences entre les aspects des cordons de soudures laser présentés sont dues aux paramètres laser variables. N'ayant pas obtenu de détails sur les différents modes opératoires exécutés sur ces tôles, il est difficile d'interpréter nos résultats. Cependant les travaux de M. Grupp et de R. Akhter [84] [85] et al. nous ont montré que les paramètres technologiques tels que l'utilisation des modes mono, bi et tri-spot, ont un effet non négligeable sur les dimensions (largeur et profondeur de pénétration), l'aspect, la qualité des cordons de soudure, sans parler d'autres paramètres intrinsèques liés à la nature des matériaux. Le soudage laser par mode keyhole reste un phénomène complexe de par les nombreux paramètres technologiques et physiques de l'interaction faisceau laser-matériaux qui sont encore complexes à appréhender dans leur globalité [86] et qu'il faut pourtant maîtriser.

Le contrôle radiographique (figure 59) révèle un nombre important de porosités.

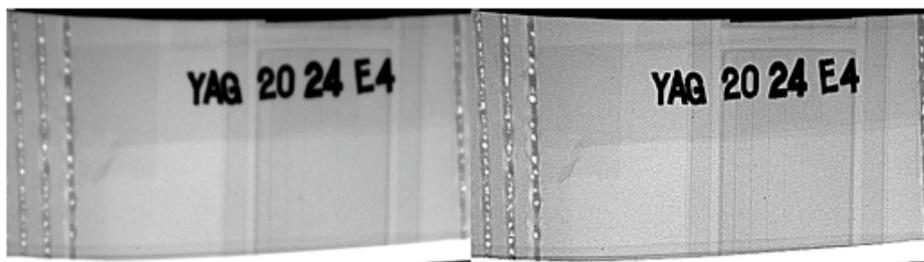


Figure 59 : Film radiographique de la soudure laser 4

Conclusion de la partie contrôle visuel et radiographique des soudures TIG et Laser.

Par comparaison entre l'aspect visuel des soudures TIG et laser nous constatons :
 Pour une même épaisseur de 2mm de tôle que :

- la largeur du cordon TIG est 8 fois plus grande que celle obtenue en soudage laser ;
- le rapport vitesse de soudage laser et TIG est de plus de 80 ;

- la pénétration en soudage TIG est meilleure que celle obtenue par le laser qui présente des discontinuités et une irrégularité dues à la grande fluidité et mouillabilité de l'alliage d'aluminium sous l'effet de la forte densité d'énergie laser ;
- les caniveaux sont très importants en soudage laser et en soudage TIG.
- le nombre de porosité est plus important en soudage laser qu'en soudage TIG sans métal d'apport

Pour deux épaisseurs différentes de tôles de 2mm en TIG et 4mm en laser

- La largeur du cordon TIG est d'environ deux fois plus grande que celle du laser ;
- le rapport des vitesses de soudage laser et TIG est supérieur à 20 ;
- la pénétration en soudage laser est régulière et de qualité nettement meilleure que celle obtenue en TIG.
- les porosités et les caniveaux sont plus importants sur les soudures au laser que sur les soudures TIG sans métal d'apport.

Ainsi, Le soudage par laser Nd:YAG offre un certain nombre d'avantages par rapport au soudage TIG ; il permet d'obtenir des cordons fins et pénétrants, associés à des distorsions relativement réduites, dues à des apports de chaleur localisés [87].

IV.4.Caractérisation métallurgique

Elle pour but de comprendre les phénomènes métallurgiques et mécaniques induits par les cycles thermiques lors du soudage. Pour cela, une analyse micrographique a été effectuée pour comprendre les différentes transformations microstructurales engendrées par les effets thermiques de deux sources de chaleurs, TIG et laser. Les conséquences métallurgiques du soudage de l'alliage 2024 T3 sont évaluées par des mesures de micro-dureté à travers les cordons de soudure TIG et laser.

IV.4.1Caractérisation métallurgique des soudures TIG

IV.4.1.1.Prélèvement des cycles thermique du soudage TIG

Afin de comprendre les évolutions structurales produites lors du soudage, en sachant que l'alliage est bon conducteur thermique et que les températures de début de transformation de phase par précipitation sont de l'ordre de 120°C à 180°C pour la phase GP comme présenté sur le digramme de phase Al-Cu (figure 60), nous avons implanté des thermocouples (type K) dans le but de connaître les étendues des maximas de températures en des points de plus en plus éloignés de la zone de fusion.

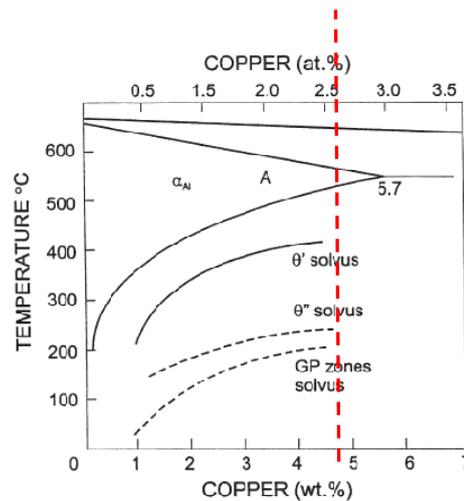


Figure 60 : Diagramme Al-Cu montrant les limites solubilité des zones GP et d'autres phases métastables θ'' , θ' [51] [88]

Ce diagramme n'est valable que dans le cas des traitements isothermes. Si on se réfère à la littérature comme nous l'avons montré dans le chapitre bibliographique et à d'autres travaux sur les alliages à durcissement structural, comme ceux de B.M.Gable, [89] l'apparition des phases métastables durant les traitements de durcissement, (vieillessement artificiel) nécessite des temps de maintien de l'ordre de dizaines voire des centaines d'heures en fonction de la composition chimique de l'alliage.

IV.4.1.2 Dispositif de prélèvement des cycles thermique

Le dispositif expérimental est constitué d'un système d'acquisition de marque ELTEK1000 à 18 sorties sur lequel sont connectés des thermocouples du type K (Chromel-Alumel). Ces derniers sont implantés sur les tôles d'aluminium par soudage par point par décharge électrique. La figure 61 montre le dispositif d'acquisition des températures.

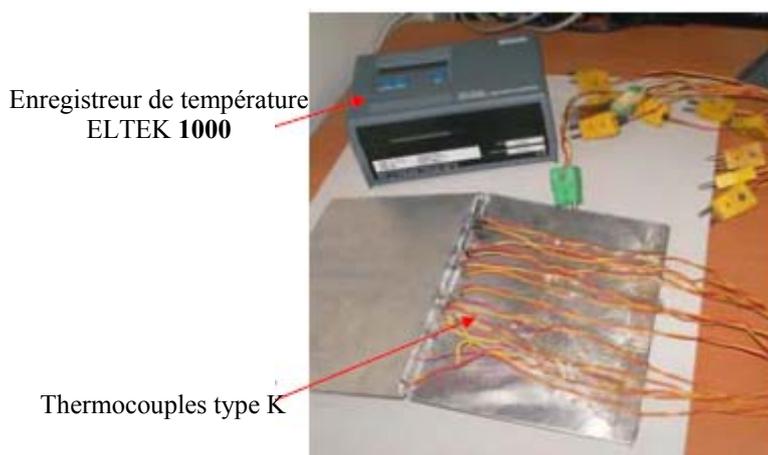


Figure 61 : Dispositif d'acquisition de températures

Les données enregistrées sont transférées sur PC via un logiciel Squerrel meter/logger.

IV.4.1.3. Profils thermiques au cours du soudage

Au cours du soudage, chaque point de la zone affectée thermiquement subit un cycle thermique complexe dont les caractéristiques dépendent principalement de la distance au cordon de soudure. Trois expériences ont été effectuées.

La première expérience où 12 thermocouples sont implantés n'a pas donné de résultats escomptés à cause de l'encombrement des thermocouples et de la fragilité des implants. Il est à noter la difficulté d'implanter les thermocouples d'une part et d'autre part leur décollement facile. C'est pourquoi, nous avons limité le nombre de thermocouples sur les deux autres avec des configurations différentes comme indiquées sur la figure 62 ci-dessous.

L'emplacement des thermocouples dans le cas de la soudure 1 et 2 que nous étudions est représenté sur les schémas Figure 62 A et B respectivement.

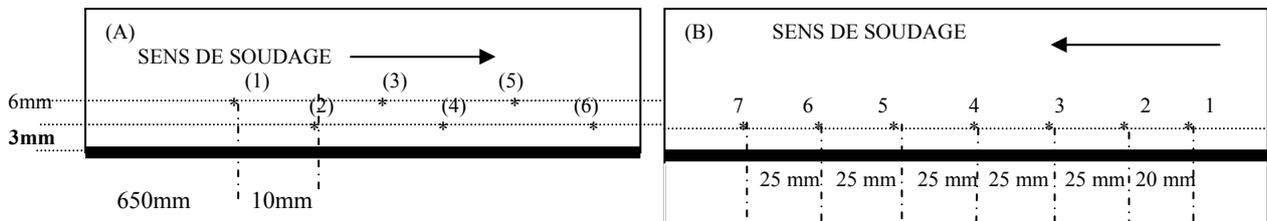


Figure 62 : Implantation de thermocouples (A) soudure 1, (B) soudure 2

Les cycles thermiques prélevés sur les deux soudures (Figures 63, 64 respectivement) montrent que les températures maximales enregistrées sont de l'ordre de 450°C pour les thermocouples les plus proches de la zone de fusion (qui se situent à 2-3mm et 5-6mm avant soudage), alors que les températures atteintes pour les plus éloignés sont de l'ordre de 350°C à une distance de 9mm après soudage.

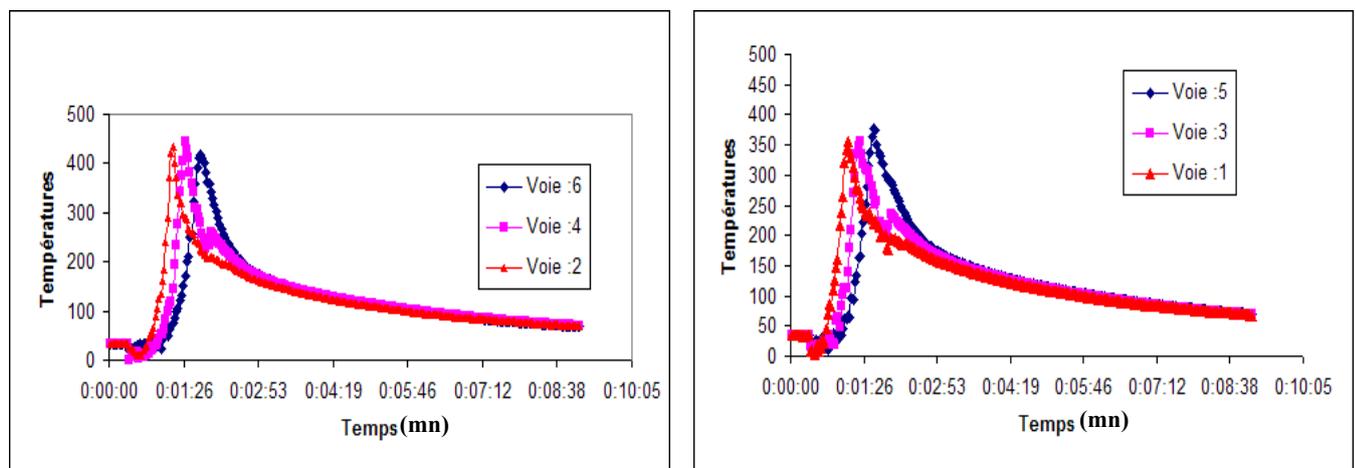


Figure 63 : Cycles thermiques du soudage : Cas soudure 1 mono passe sans métal d'apport

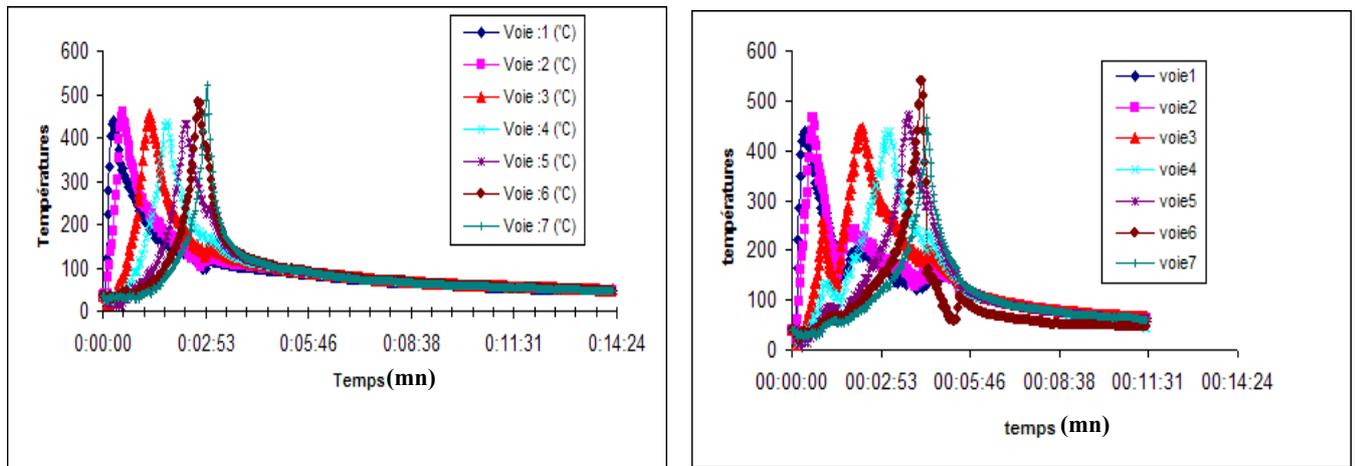


Figure 64: Cycles thermiques du soudage : Cas soudure2 première passe sans métal d'apport (a) et deuxième passe avec métal d'apport (b)

L'allure des cycles thermiques est représentative des vitesses de chauffage et de refroidissement en fonction de la distance du déplacement de l'arc : la vitesse de montée en température du thermocouple noté voie1 (Figure64a) est instantanée alors que celle du thermocouple noté voie 7 est relativement lente pour une température maximale atteinte légèrement supérieure à celle du premier. Ceci s'explique par la conduction de la chaleur dans l'alliage pendant le déplacement de l'arc, ce qui induit un effet de préchauffage local qui diminue le gradient thermique constaté sur le thermocouple voie1.

Quand à l'irrégularité des cycles sur la Figure64b, elle s'explique par l'effet de l'apport du métal lors de la deuxième passe de remplissage.

IV.4.2 Etude métallographique :

L'étude métallographique comprend :

- L'analyse macrographique.
- L'analyse micrographique par microscopie optique.
- L'analyse micrographique et chimique des différentes zones au MEB.

Nous rappelons que l'attaque chimique utilisée pour les observations métallographiques est le réactif Keller (voir composition dans la partie précédente). Les résultats sont présentés ci-dessous.

IV.4.2.1 L'analyse macrographique

Les macrographies sont réalisées avec un appareil à photo numérique. Les résultats obtenus sont appréciable quand à la qualité des images obtenues. Elles sont explicites, et permettent d'obtenir des données exploitables qui expliquent certains phénomènes. Cependant, l'inconvénient de l'utilisation de l'appareil numérique est le faible grandissement que l'on obtient et l'impossibilité d'obtenir des informations quantifiées. En conséquence, les valeurs

données sont des valeurs mesurées. C'est pourquoi, un outil spécialement conçu pour les prises de macrographies permet d'obtenir de meilleurs résultats qualitatifs et quantitatifs.

IV.4.2.1.1 Macrographies des soudures TIG

Les macrographies des soudures 1, 2 et 3 sont données sur les figures 65, 66, 67 respectivement.

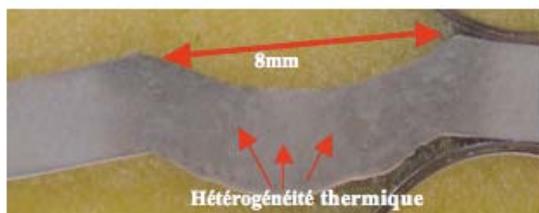


Figure 65 : Macrographie soudure 1

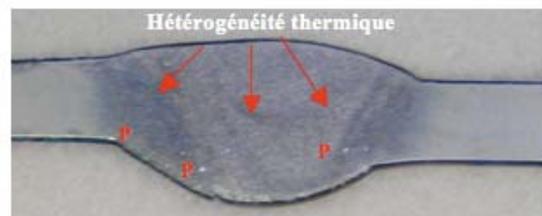


Figure 66 : Macrographie soudure 2

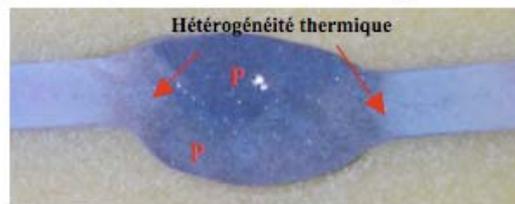


Figure 67 : Macrographie soudure 3

Ces macrographies révèlent :

- Une hétérogénéité thermique entre la zone fondue (ZF) et la zone adjacente (ZAT) sur les trois soudures ;
- l'étendue de la ZAT qui peut être appréciée sur les macrographies des trois soudures ;
- une déformation dans le cas de la soudure 1 ;
- la dénivellation de la soudure 3 constatée avec le contrôle visuel et radiographique ;
- une bonne pénétration inter passes dans le cas des soudures 2 et 3 ;
- une importante présence de porosités (P) dans les soudures 2 et 3. Ceci nous fait dire que l'utilisation de métaux d'apport augmente le taux de porosités ;
- une dissymétrie de la distribution thermique dont les conséquences seront une hétérogénéité structurale de part et d'autre de la zone fondue. Les causes de cette dissymétrie sont attribuées dans les travaux T. Luijendik[90] à la position de la torche (de l'arc) par rapport au deux bords à souder et à la différence de conductibilité thermique dans le cas d'une soudure hétérogène.

IV.4.2.1.2 Macrographies des soudures LASER

Les figures 68 et 69 représentent les macrographies des soudures laser 2 et 4 dont les paramètres de soudage sont donnés dans le tableau (cas bispot).

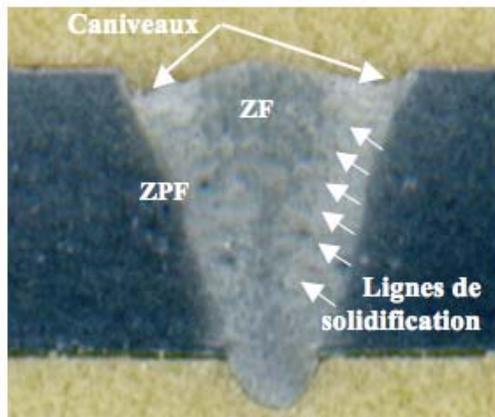


Figure 68 : Macrographie soudure laser2

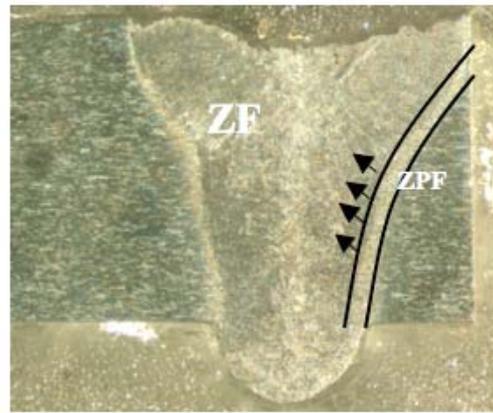


Figure 69: Macrographie soudure laser4

Elles révèlent :

- Une hétérogénéité thermique entre le milieu de la zone fondue (ZF) et la zone partiellement fondue (ZPF). Sur la soudure laser 2, on constate un contraste de couleur entre la ZF et ZPF. Ce contraste est comparable à celui observé lors de la solidification d'un lingot dont les parois se solidifient rapidement présente une orientation des dendrites du lingot vers les zones où le gradient de température est élevé [92]. Ce phénomène est plus net sur la figure 69. Les flèches indiquent le sens d'orientation des structures de solidifications.
- Des caniveaux de profondeur importante. Ils sont plus importants sur l'épaisseur de 2mm que sur l'épaisseur de 4 mm.
- Des microporosités (point noirs).

IV.4.2.2.Effet de l'énergie et de la vitesse de soudage

Une nouvelle approche permettant d'apprécier la combinaison de l'effet de l'énergie et de la vitesse de soudage est mise en évidence par la forme des stries de solidification. Ceci est visible sur les soudures -TIG et Laser- et est confirmé sur les macrographies par l'aspect de l'orientation des lignes de solidification. Cette orientation particulière est aussi décrite dans la bibliographie [93].

En effet, la forte densité d'énergie mise en jeu dans le soudage laser induit des vitesses de déplacement élevées ce qui ne permet pas à toute la quantité de chaleur mise en jeu de se dissiper par conduction. Les figures70 ,71 ci-dessous prélevées sur la partie où les tests sont effectués montrent l'orientation des lignes de solidification dues à l'effet du soudage laser contrairement au soudage TIG.

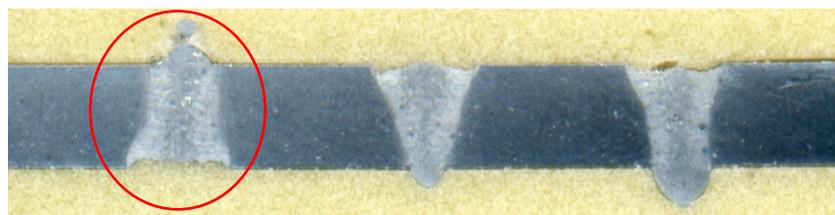


Figure 70 : Macrographies des soudures laser 2 pour des paramètres de soudage laser variables

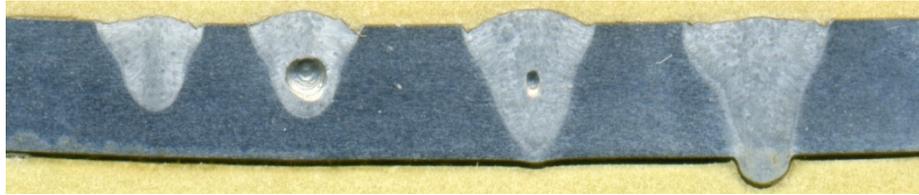


Figure 71 : Macrographies des soudures laser 4 pour des paramètres de soudage laser variables

IV.4.2.3. Analyse micrographique

D'une manière générale, les modifications de microstructures dans les joints soudés sont d'abord fonction de la température maximale atteinte mais aussi des temps de séjour à haute température et des vitesses de refroidissement durant le soudage. Ainsi, on pourra distinguer la zone fondue de la zone d'influence thermique dans laquelle la température de fusion n'a pas été atteinte. Lorsque les changements de phases peuvent se produire à l'état solide, on peut distinguer la partie de la zone influencée thermiquement qui s'est transformée (remise en solution) de celle qui ne s'est pas transformée durant le soudage.

En général, on pourra toujours distinguer la zone influencée thermiquement la plus proche de la zone fondue qui a été portée aux plus hautes températures de celles influencées thermiquement plus éloignées jusqu'à celle dans laquelle les températures atteintes sont trop basses pour que la microstructure du métal de base évolue. Ceci est montré sur la figure 72 ci-dessous.

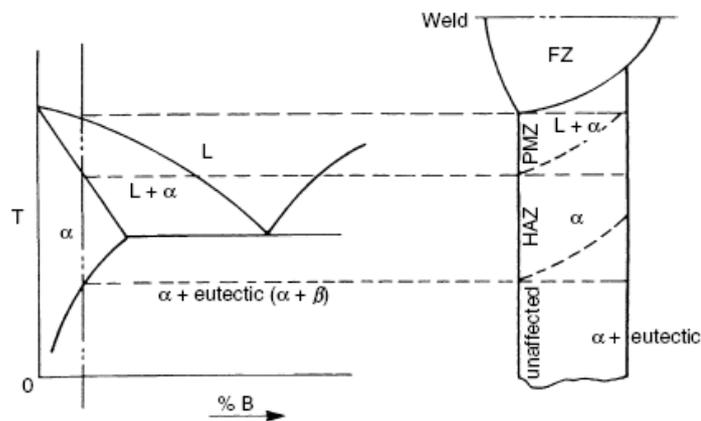


Figure 72 : Corrélation entre le diagramme binaire A-B (ex. : Al-Cu) et les différentes zones d'un joint soudé [94]

En soudage des alliages à durcissement structural, on pourra toujours distinguer, d'une part une région plus proche de la zone fondue dans laquelle la température maximale atteinte durant le soudage a dépassé la température de la mise en solution et d'autre part une zone plus éloignée dans laquelle la température atteinte est restée toujours inférieure à la température de remise en solution.

Ainsi dans ce qui suit, nous allons montrer les variations structurales des joints soudés réalisés en soudage TIG et Laser Nd-YAG et les relier aux des conditions de soudage.

Sur les soudures 1 et 2 réalisées en soudage TIG nous allons relier l'effet des cycles thermique prélevés sur les transformations structurales et montrer les effets de la second passe – cas de la soudure 2 à deux passes – sur cette évolution microstructurale.

IV4.2.3.1. Micrographies soudures TIG

IV4.2.3.1.a Micrographie optique de la Soudure 1

On observe les différentes zones de transformations structurales (figure73) allant de la zone fondue (ZF) vers la zone à grains fins (ZAT) en passant par la zone de liaison (ZL) ou ZPF.

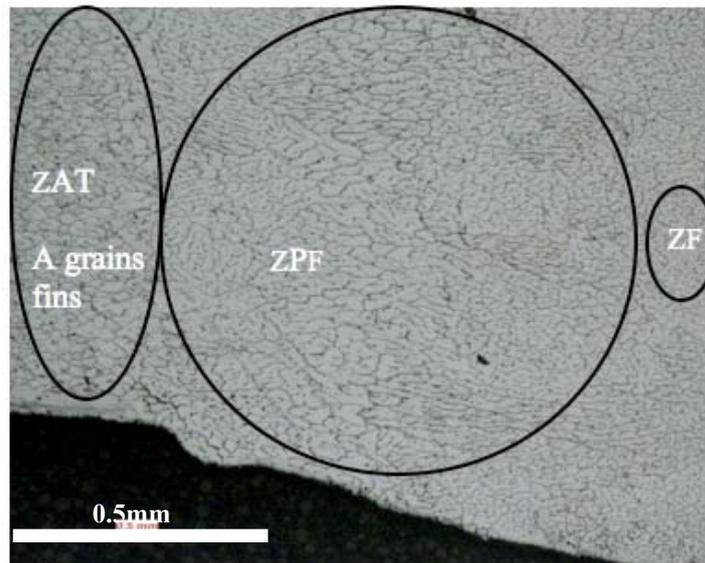


Figure73 : Aspect micrographique de la soudure 1

La zone fondue (ZF)

Les structures obtenues dans la ZF sont le produit d'une solidification de l'état liquide vers un état solide et caractérisées par des structures équiaxiales dendritiques (figure74 (a,b) ci-dessous) avec la formation de joints de grain équiaxes dendritiques (figure74 c,d) [95] conséquence d'une solidification assez lente due à la concentration de chaleur avec une vitesse de déplacement assez longue.

Pour les faibles grossissements, nous avons constaté une coloration aux joints de grains que nous considérons comme étant des ségrégations. Ces ségrégations sont définies par M. Quin [96] comme des liquations et dans le travail de D. Halleaux [97] comme étant des précipités et pour F. Lefebvre [95] comme étant un eutectique. Ce dernier a confirmé grâce à l'analyse par diffraction X que la matrice des grains dendritiques est constituée de la phase α -Al, et la phase inter dendritique est pour sa part constituée d'un mélange de phases α -Al, θ (Al₂Cu) et S(Al₂CuMg) qui forment un eutectique. C'est ce que nous observons sur la figure74e qui présente au joint de grain une forme lamellaire semblable à celle d'un eutectique.

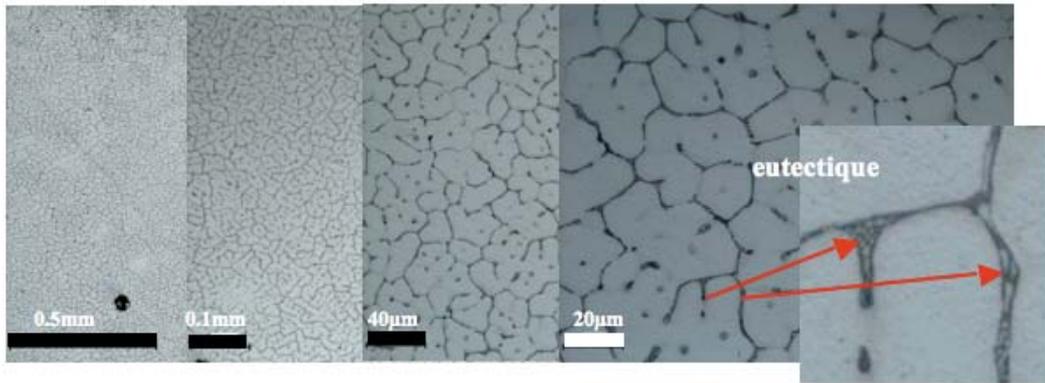


Figure74 : Structure de la zone fondue pour différents grossissements

La structure de la ZF obtenue est caractéristique d'une solidification assez lente due à la concentration de chaleur avec une vitesse de déplacement elle aussi assez lente.

La zone partiellement fondue (ZPF)

C'est la zone adjacente à la zone fondue. Elle est le siège d'une transformation solide - liquide vers un état solide. La figure 76 montre que cette zone est constituée de deux sous zones : la plus éloignée de la zone fondue proche de la zone d'affinage de grain est constituée de gros grain de forme allongée avec épitaxie connue aussi comme zone de liaison (ZL) (figure76(a)). La zone la plus proche de la zone fondue est constituée d'une structure équiaxe dendritique à gros grains grossiers (G.G) (figure 76(b)).

Les mesures effectuées sur la ZL grâce au logiciel Atlas, ont donné une moyenne de 744µm.

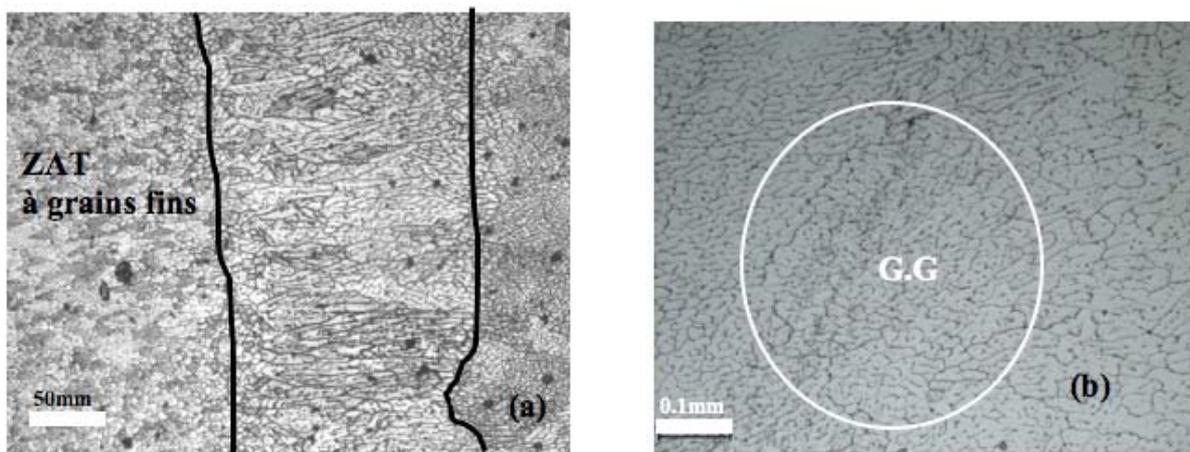


Figure76 : Structure de ZPF

Les mêmes ségrégations aux joints de grain sont aussi observées dans la ZPF comme le montre la figure 77 pour différents grossissements.

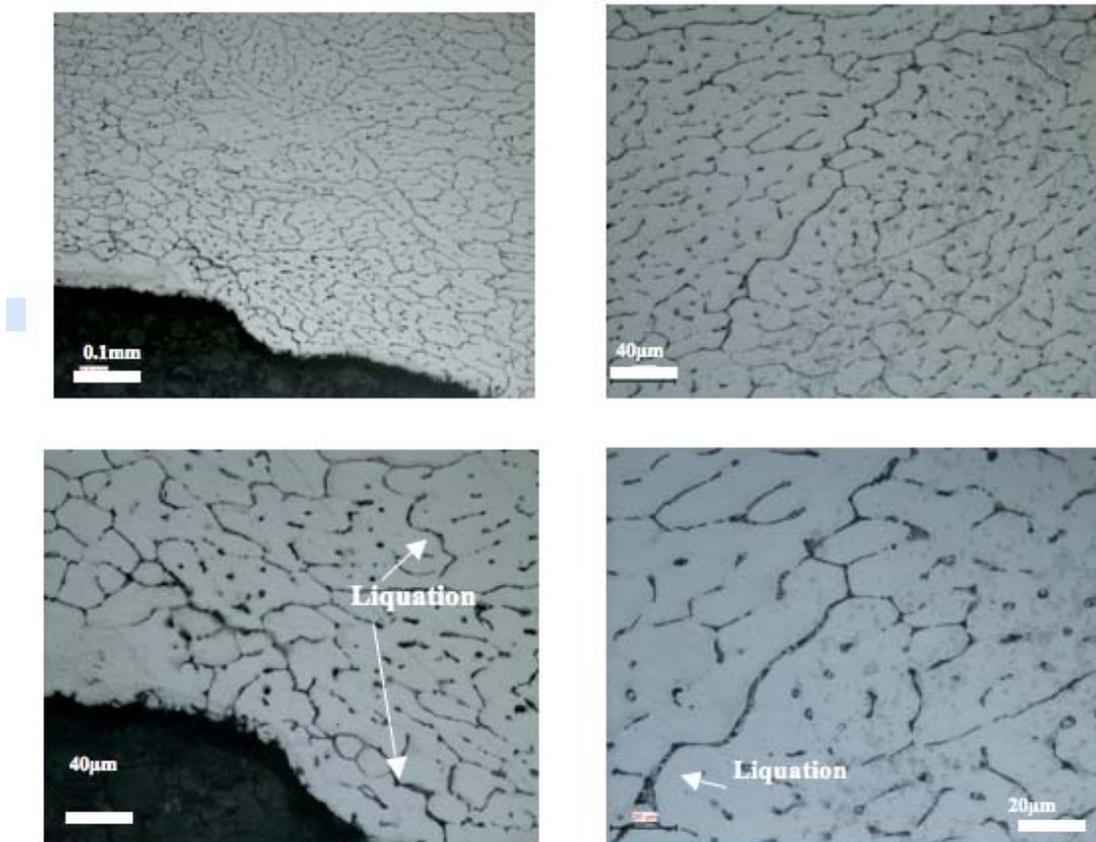


Figure 77 : Structure de ZPF pour différents grossissements

La ZPF est la zone immédiatement après la ZF où la liquation peut se produire en raison d'un chauffage au-dessus de la température eutectique.

Les phases intermétalliques dans les alliages d'aluminium induisent la liquation qui peut se produire partiellement le long du joint de grain mais aussi dans le grain. Cette liquation de joint de grain peut affaiblir la ZPF et peut mener à la fissuration intergranulaire sous l'effet des tensions développées pendant le soudage. Les alliages d'aluminium à durcissement structural sont connus pour être susceptibles à la fissuration dans la ZPF du joint soudé [98].

L'addition des éléments d'alliages, particulièrement le cuivre, le magnésium et le silicium contribue de manière significative au durcissement des alliages par précipitation. En raison de la solubilité limitée de ces éléments dans l'aluminium, ils sont souvent distribués non seulement dans la solution solide sursaturée, mais également dans les précipités fins et les particules intermétalliques plus grossières. Ces particules, à savoir, CuAl_2 (série 2000) et Mg_2Si (série 6000) jouent un rôle crucial dans la soudure des alliages à traitement thermique induisant principalement la liquation dans la zone partiellement fondue [98]. 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 [96].

En se référant à la macrographie (figure 65) de cette soudure nous avons constaté que le contraste de couleur indiquant une hétérogénéité thermique exprime bien ces variations de structures entre la ZF et la ZPF.

La zone affectée thermiquement (ZAT)

La ZAT est la zone de transformation à l'état solide. Si l'on compare les structures obtenues sur un acier, nous constatons qu'on peut distinguer plusieurs sous zones allant de la zone à gros grain, à grain fins et une dernière zone à transformation partielle au dessus de Ac_1 pour le cas d'un acier hypoeutectoïde. Dans cet alliage 2024T3 nous constatons que seule une zone à grain fins de dimension moyenne $852\mu\text{m}$ est révélée.

La zone à grain fins de la ZAT suit la zone de liaison. Elle correspond à une zone de remise en solution. En se référant au diagramme binaire (Al-Cu) pour une meilleure compréhension des transformations, et pour une composition chimique données par le tableau...., les températures sont évaluées à 500°C (limite de solubilité) et 570°C (solidus). Les températures prélevées sont de 450°C pour les premiers thermocouples avec des vitesses de chauffage et de refroidissement rapides et de 500°C pour les plus éloignés avec des vitesses de chauffage et refroidissement plus lentes (Figure64).

Au-delà de cette zone à grains fins c'est la zone dite surmûrie (zone de non remise en solution) où les températures restent inférieures aux températures de remise en solution [59] (Figure79e). Cette zone ne peut être mise en évidence par la métallographie optique car aucune transformation microstructurale n'a lieu pour ces températures. Cependant, plusieurs travaux au microscope électronique à transmission (MET) ont montré l'existence de transformations de phases par précipitation de θ' , θ'' , et zones GP en fonction de la distance comme le montre la figure 78 ci-dessous.

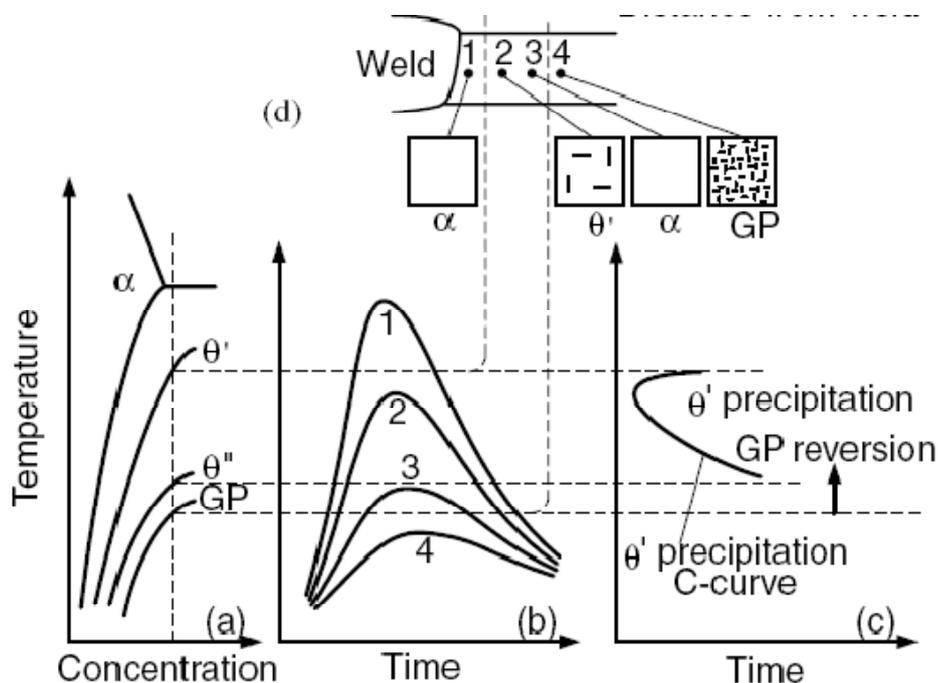


Figure 78 : Alliage Al-Cu traité thermiquement contenant des zones GP avant soudage: (a) diagramme de phase; (b) cycles thermiques; (c) courbe TTT de précipitation; (d) microstructure; [99].

IV4.2.3.1.b Influence de la seconde passe

L'influence de la seconde passe est représentée par les cas des soudures 2 et 3. Ce sont deux soudures hétérogènes par l'addition d'un métal d'apport à la deuxième passe de la soudure 2 et soudage avec métal d'apport pour les passes endroit et envers de la soudure 3. Seule l'étude métallographique par microscopie optique de la soudure 2 sera présentée. Les mêmes structures sont observées sur la soudure 2 (Figure 79) où nous observons les hétérogénéités structurales des zones de liaisons ZL et un nombre de porosités très important en utilisant le métal d'apport. Ceci confirme les observations faites en macrographie. A la différence, en micrographie on observe l'existence d'autres formes de porosités qui sont des porosités interdendritiques [100] sous forme de ségrégations de la structure dendritique sur la zone de liaison (Figures 79c).

La bande (Figure 79a) que l'on observe sur la zone de liaison ZL est expliquée par les fluctuations de la vitesse de soudage lors de la deuxième passe avec le métal d'apport par S.KOU [100]. Dans ce travail, les mêmes fluctuations sont constatées non seulement sur les courbes des cycles thermiques (Figure 64b) mais aussi par l'hétérogénéité thermique montrée sur la macrographie qui peut être due au mouvement de balancement de la torche lors du soudage en mode manuel. Ce mouvement comme déjà vu, peut produire ces dissymétries dans la distribution de la chaleur.

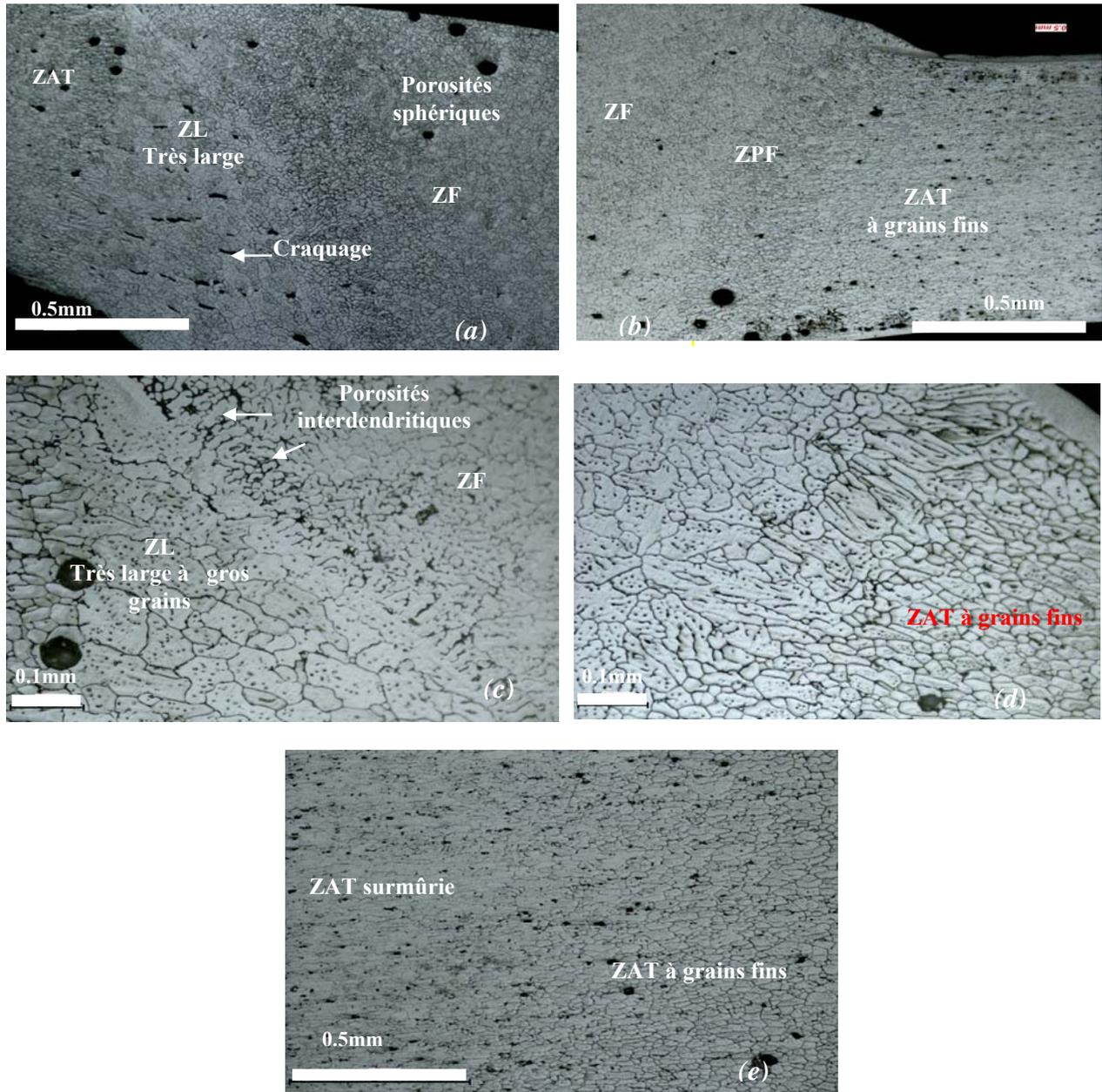


Figure79 : Micrographies du joint de la soudure2 :(a, b) ZF, ZL, ZAT ; (c) porosités sphériques et inter dendritiques ZL ;(d) structure à gros grain avec épitaxie sur ZL ;(e) Zone surmûrie de la ZAT. L'effet thermique de la seconde passe est montré sur les figures 80 ,81 :
La zone entourée sur la macrographie avec l'orientation de la flèche indique la direction de prise des micrographies de bas en haut.

Sur la zone fondue :

La micrographie de la passe de pénétration figure80 (a) représente une structure à grains dendritiques équiaxes conséquence d'un refroidissement relativement rapide comparativement aux structures des figures 80 (b) et (c) qui présentent des structure à grains polyédriques pratiquement semblables. Ceci nous conduit à penser qu'un autre facteur (la composition du fil d'apport) influe sur le mode de solidification.

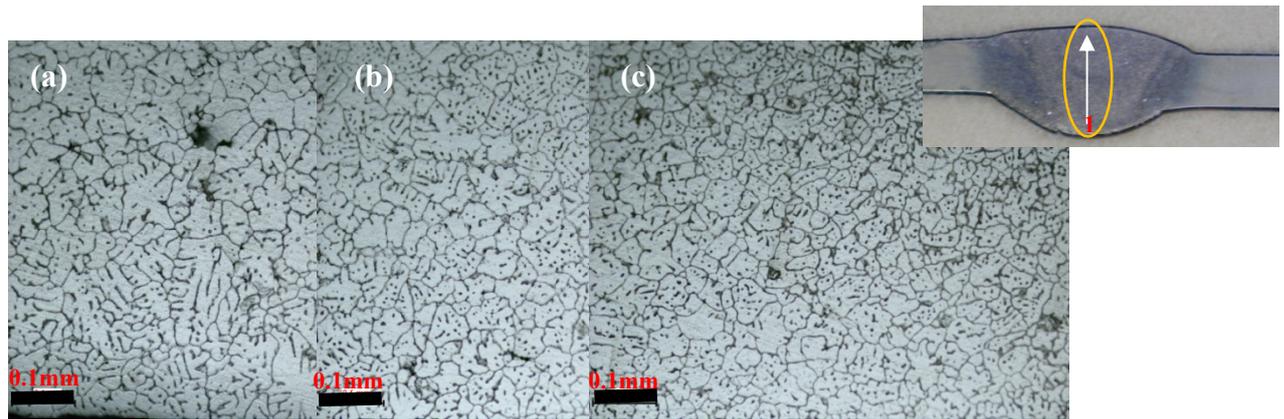


Figure 80 : Structure de la ZF : (a) bas du cordon ; (b) milieu du cordon ; (c) haut du cordon

Sur la Zone de liaison

La structure de cette zone (figure81(a)) montre une structure à grains polyédriques comparativement à celle de la passe externe qui présente une structure à gros grains allongés (figure 81(b)).

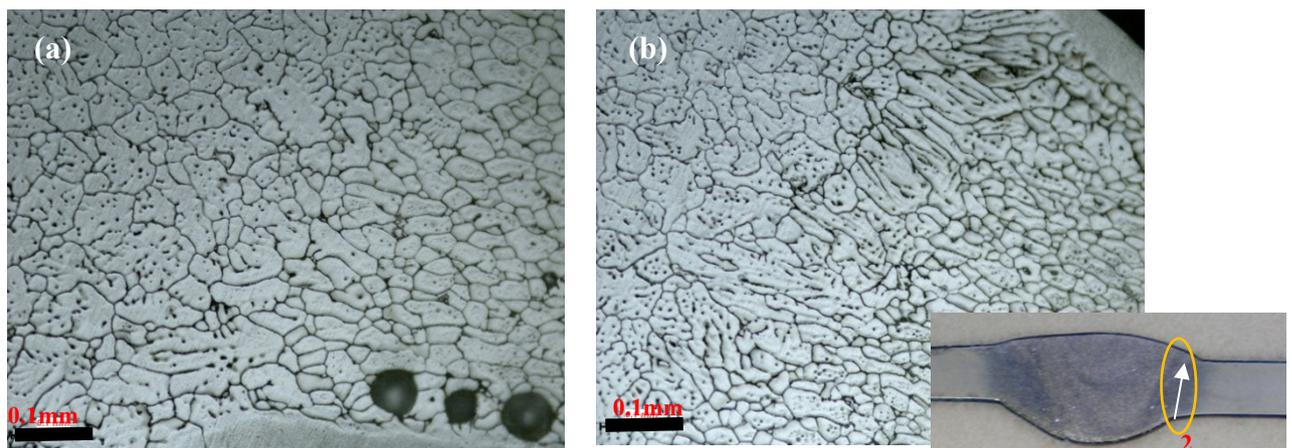


Figure 81 : Structure de ZL : (a) ZL bas du joint ;(b) ZL haut du joint de soudure

Conclusion : l'analyse micrographique des soudures TIG montre que la structure des zones fondues est de type dendritique équiaxe.

Les structures varient d'une zone à une autre en fonction des paramètres de soudage mis en jeu. Elles dépendent de l'énergie mise en jeu par l'arc et de la vitesse de soudage : les différents aspects macro et micrographiques montrent en effet que le mode de transfert thermique ainsi que la manière dont celui-ci est distribué influe sur la nature des microstructures que l'on peut obtenir. La dissymétrie structurale obtenue sur la soudure2 sur la ZPF exprime bien cette distribution thermique à travers le mouvement de l'arc. Ceci a pour effet l'apparition de défauts qui pourront être la source de rupture. Parmi ces défauts on retrouve les structures de liquation dans la PFZ et des eutectiques dans les ZF, des porosités de formes variées qui sont plus importantes en utilisant un métal d'apport, et d'autres défauts encore plus nocifs qui sont le craquage des joints de grains ou l'arrachement des grains

(soudure2) . Le craquage est le produit d'un degré de surfusion élevé associé à la grande conductibilité thermique, au rétrécissement à la solidification (densité de la phase solide nettement plus élevée que celle de la phase liquide), puis à la contraction thermique (due au coefficient de dilatation thermique) [101].

IV.4.2.3.2 Micrographies des soudures laser

Micrographie des soudures laser2 et laser 4

La zone fondue se distingue facilement par sa structure dendritique caractéristique. Nous pouvons dire que la structure générale du joint de soudure laser se compose de deux sous-zones. Il y a une zone où les grains sont équiaxes et qui se situe au centre de la soudure et une zone où les grains sont basaltiques (colonnaires) qui se situe de part et d'autre de la zone équiaxe.

Les micrographies laser 2 (figures 82) et laser4 (figure83) montrent principalement deux types de structures : colonnaire coté ZF-ZAT et équiaxe dendritique vers le centre de la ZF.

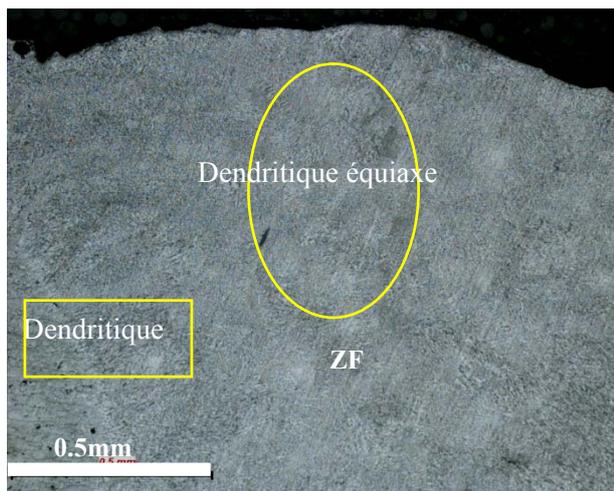


Figure 82 : Aspect de la microstructure Laser2

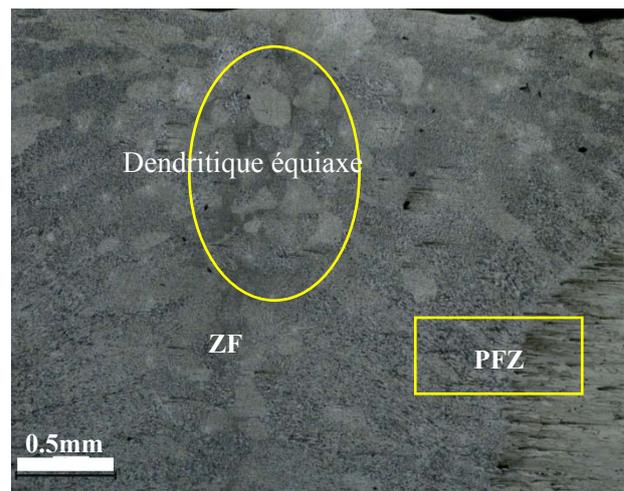


Figure 83 : Aspect de la microstructure Laser4

Selon la vitesse de soudage, la zone où les grains sont équiaxes peut être plus ou moins large aux dépends de la zone basaltique comme le montre la figure84c qui correspond aux structures obtenues sur la ZF.

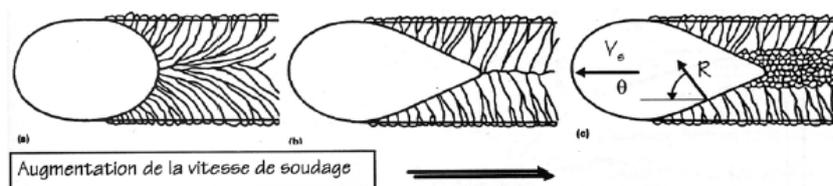


Figure84 : Microstructure de soudage en fonction de la vitesse d'avancée [102]

Les agrandissements (figures (85, 86)) montrent clairement ces structures colonnaires voire dendritiques sur la zone de transition des soudures laser2 et 4.

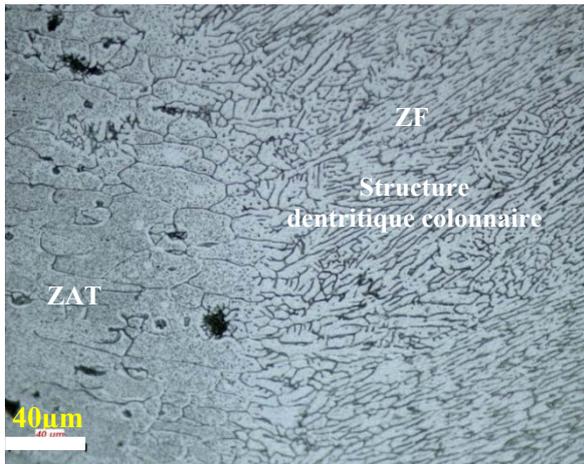


Figure 85 : Microstructure Laser2 -Zone de transition (ZPF)

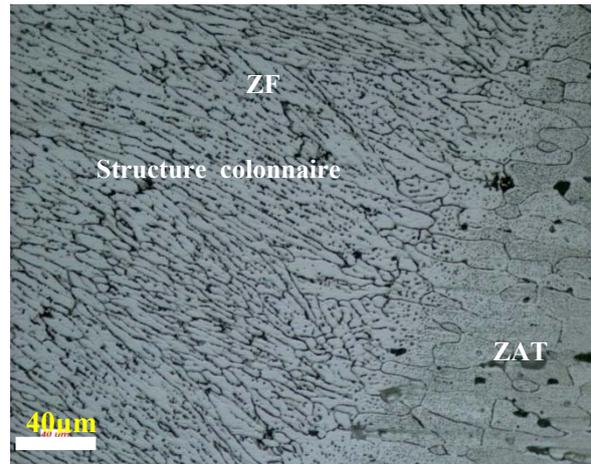


Figure 86 : la Microstructure Laser4 -Zone de transition (ZPF)

Les figures 87 et 88 montrent des structures à grains dendritiques équiaxes.

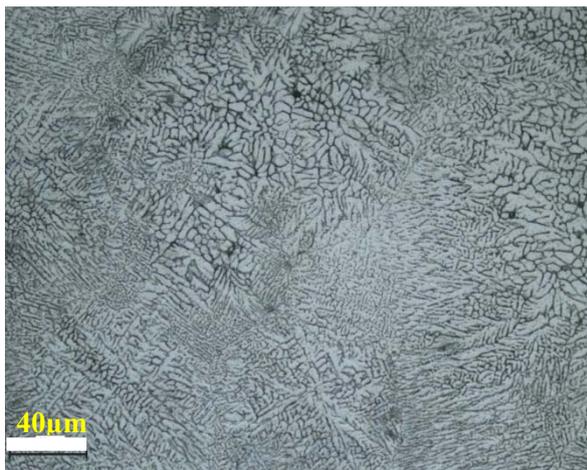


Figure 87: Microstructure Laser2 -Zone de fusion (ZF)

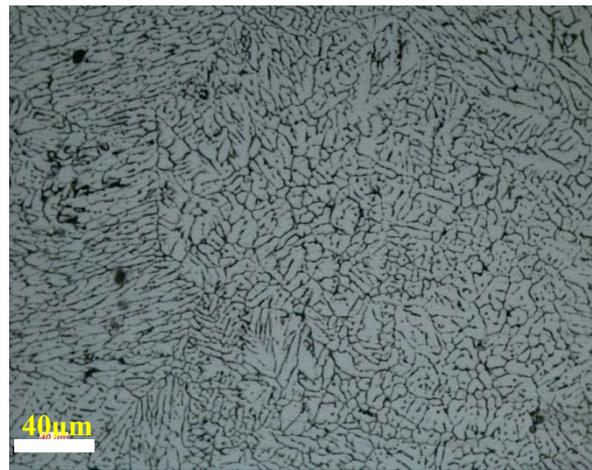


Figure 88: Microstructure Laser2 -Zone de fusion (ZF)

Quand aux structures du métal de base, elles sont pratiquement inchangées. Elles présentent des structures à grains polyédriques allongés caractéristique des structures du laminage (figure 89).

La ZAT, telle que constatée sur la soudure TIG est presque inexistante. Ceci s'explique par la grande densité de chaleur et la grande vitesse de soudage qui ont fait que seul le phénomène du keyhole intervient. Par conséquent la conduction thermique est négligeable voire nulle. La figure 90 montre plus clairement la forme des grains allongés mais aussi la présence de nombreuses tâches inter-granulaires voire intra-granulaires.

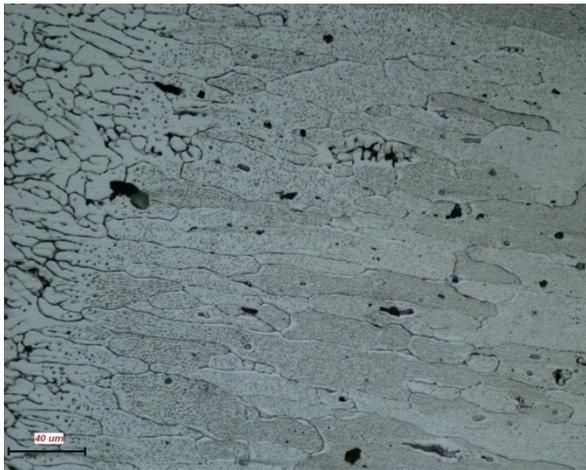


Figure 89: Microstructure métal de base
Soudure laser 4

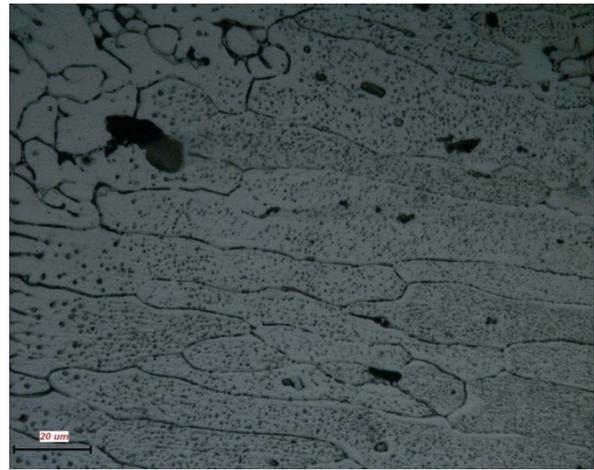


Figure 90: Microstructure métal de base
Soudure laser 4

Celles-ci peuvent être le signe d'une précipitation due au cycle thermique de soudage, caractérisé par une vitesse de chauffage rapide et un refroidissement rapide. En fait, ces particules sont aussi observées en soudage TIG (voir différentes micrographies des soudures TIG précédentes). Les observations au MEB nous apporteront des éléments de réponse sur la nature de ces tâches.

IV.4.3.L'analyse au MEB

La nouveauté du travail, la méconnaissance de cet alliage et les résultats obtenus par métallographie optique, nous ont conduit à l'utilisation du MEB couplé à la microsonde EDX afin de quantifier les différents éléments en présence.

IV.4.3.1.Analyse chimique

Soudure autogène (soudure 1) : l'analyse chimique est effectuée uniquement sur la zone fondue car la soudure est exécutée sans métal d'apport. Aussi, sachant que l'aluminium a une grande affinité pour l'oxygène nous avons pris cet élément en considération puis pour la même analyse nous l'avons éliminé. Les résultats sont présentés sur le tableau 15 ci dessous

Tableau 15: Analyse chimique ZF de la soudure 1

Eléments (%)	Haut ZF		Milieu ZF		Bas ZF	
	Avec O ₂	Sans O ₂	Avec O ₂	Sans O ₂	Avec O ₂	Sans O ₂
Al	91.23	93.46	91.86	93.95	91.33	93.83
Cu	4.04	4.18	3.38	3.49	3.45	3.59
Mg	1.55	1.59	1.68	1.70	1.61	1.65
Mn	0.51	0.53	0.51	0.53	0.57	0.57
Fe	0.23	0.24	0.19	0.20	0.16	0.17
O ₂	2.43	/	2.28		2.72	/
Ni	/	/	0.07	0.07	/	/
Zn	/	/	0.06	0.06	0.16	0.17

La comparaison de l'analyse du tableau12 avec celle du tableau 2 de l'alliage 2024 montre que l'analyse est conforme à celle donnée par la bibliographie. Ce qui veut dire que le soudage TIG n'affecte pas la composition chimique de l'alliage d'aluminium. Cependant la comparaison avec celle du tableau 5 nous permet de constater que les valeurs de Cu et Mg ont baissé mais restent toujours dans les valeurs admises données sur le tableau2.

Soudure hétérogène (Soudure 2) : sur cette soudure nous avons analysé deux zones : la zone fondue qui est considérée comme un mélange fusionné d'un métal et du métal d'apport et la ZAT. De la même manière que la soudure1, les résultats d'analyse sur zone fondue et ZAT sont présentés sur les tableaux 16 et 17 respectivement.

Tableau16 : Analyse chimique ZF de la soudure2

Eléments (%)	Haut ZF		Milieu ZF		Bas ZF
	Avec O ₂	Sans O ₂	Avec O ₂	Sans O ₂	Sans O ₂
Al	94.5	95.32	94.84	95.53	95.62
Mg	2.78	2.79	2.32	2.33	2.56
Cu	1.38	1.39	1.47	1.48	1.20
Mn	0.40	0.41	0.46	0.47	0.42
Ti	/	/	0.13	0.13	0.15
Zn	0.08	0.08	0.06	0.06	0.05
O ₂	0.86	/	0.73	/	/

La zone fondue est considérée comme un mélange de deux alliages : l'alliage de base en 2024 et le métal d'apport en alliage 5554(AlMg3) de composition donnée sur le tableau6. Ainsi on constate que le taux de Mg a augmenté et est conforme à celui donné sur le tableau 6 par contre le taux de Cu a baissé. Nous remarquons qu'il est presque le même alors qu'il devrait être élevé sur le coté bas de la ZF. Ainsi, nous pensons que l'analyse est effectuée sur une partie où la dilution entre la deuxième passe avec métal d'apport et la première passe sans métal d'apport est importante. C'est ce que nous remarquons sur la macrographie et les micrographies où l'inter pénétration entre le métal d'apport et de base est importante.

Tableau17 : Analyse chimique ZAT de la soudure2

Eléments (%)	ZAT (Haut)		ZAT (Milieu)		ZAT (Bas)	
	Avec O ₂	Sans O ₂	Avec O ₂	Sans O ₂	Avec O ₂	Sans O ₂
Al	90.85	93.21	91.62	92.99	91.62	92.99
Cu	3.93	4.08	4.30	4.39	4.30	4.39
Mg	1.93	1.95	1.93	1.94	1.93	1.94
Mn	0.65	0.67	0.54	0.55	0.54	0.55
Zn	0.08	0.09	0.12	0.12	0.12	0.12
O ₂	2.56	/	1.49	/	1.49	/

Par contre les résultats d'analyse sur la ZAT sont conformes à ceux du 2024 du tableau2.

Soudure hétérogène (soudure 3) : la soudure est exécutée avec un métal d'apport sur la passe endroit et envers et l'analyse chimique est faite sur la zone fondue (tableau 18 ci-dessous).

Tableau18: Analyse chimique ZF de la soudure3

Eléments (%)	Haut ZF		Milieu ZF		Bas ZF	
	Avec O ₂	Sans O ₂	Avec O ₂	Sans O ₂	Avec O ₂	Sans O ₂
Al	93.90	94.85	94.85	95.74	92.15	93.66
Cu	1.91	1.94	1.47	1.49	2.88	2.95
Mg	2.56	2.57	2.16	2.17	2.66	2.69
Mn	0.41	0.41	0.41	0.41	0.30	0.31
Fe	/	/	/	/	0.19	0.19
Ti	0.15	0.15	0.17	0.18	0.12	0.13
Zn	0.07	0.07	0.01	0.01	0.07	0.08
O ₂	1.00	/	0.92	/	1.64	/

L'analyse de ce résultat est identique à la zone fondue de la soudure 2.

Soudure laser4

En soudage laser, la grande densité d'énergie induit une évaporation de certains éléments c'est pourquoi nous avons procédé à l'analyse chimique des trois zones afin d'évaluer les différences de compositions. Le résultat est présenté sur les tableaux 19, 20 et 21 pour les zones : MB, ZAT et ZF.

Tableau 19: Analyse chimique MB de la soudure Laser4

Eléments (%)	Test 1		Test2		Moyenne	
	Avec O ₂	Sans O ₂	Avec O ₂	Sans O ₂	Avec O ₂	Sans O ₂
Al	89.06	91.94	90.28	92.09	89.67	91.11
Cu	4.73	4.95	4.87	5.01	4.8	4.98
Mg	2.03	2.09	2.02	2.04	2.06	2.06
Mn	0.47	0.50	0.44	0.46	0.45	0.48
Fe	0.28	0.30	/	/	0.14	0.15
Zn	0.22	0.23	0.39	0.40	0.30	0.31
Oxy	3.21	/	2.00	/	2.60	/

Tableau20 : Analyse chimique ZAT de la soudure Laser4

Eléments (%)	Test 1		Test2		Moyenne	
	Avec O ₂	Sans O ₂	Avec O ₂	Sans O ₂	Avec O ₂	Sans O ₂
Al	91.86	93.59	91.96	93.44	91.91	93.51
Cu	3.78	3.88	3.97	4.07	3.87	3.97
Mg	1.80	1.81	1.89	1.90	1.84	1.85
Mn	0.49	0.50	0.46	0.48	0.47	0.49
Zn	0.20	0.21	0.11	0.12	0.15	0.16
Oxy	1.87	/	1.61	/	1.74	/

Tableau21 : Analyse chimique ZF de la soudure Laser4

Eléments (%)	Haut ZF		Milieu ZF		Bas ZF	
	Avec O ₂	Sans O ₂	Avec O ₂	Sans O ₂	Avec O ₂	Sans O ₂
Al	90.80	93.50	89.96	92.93	89.48	93.12
Cu	3.88	4.05	4.26	4.47	3.95	4.19
Mg	1.64	1.66	1.61	1.66	1.62	1.69
Mn	0.52	0.55	0.52	0.54	0.54	0.57
Fe	/	/	0.23	0.24	0.17	0.18
Zn	0.24	0.25	0.15	0.16	0.24	0.25
O ₂	2.92	/	3.27	/	4.00	/

En comparant les valeurs de Cu et Mg des tableaux 17 et 18 avec le tableau 16, nous constatons une légère baisse de Cu et de Mg. Cependant, il nous est difficile d'apprécier l'influence des différences de ces quantités et la relation de l'effet des paramètres de soudage. Néanmoins la bibliographie parle d'une évaporation de certains éléments principalement l'élément Mg lors du soudage laser [103] [104] [105] et d'après J. Rapp [106] elle est de 5 à 10%.

IV.4.3.2. Microstructure MEB

L'évolution microstructurale est aussi étudiée par MEB en utilisant les électrons secondaires et rétrodiffusés pour les observations microstructurales. L'utilisation de cette technique de caractérisation donne plus de détails sur la répartition des précipités et même sur les défauts grâce aux contrastes de couleur qu'ils produisent sur l'image micrographique. La préparation des échantillons est faite de la même manière que pour la microscopie optique.

IV.4.3.2.1. Microstructures MEB de la soudure

La figure 91 ci-dessous montre les microstructures obtenues sur les différentes zones observées au MO.

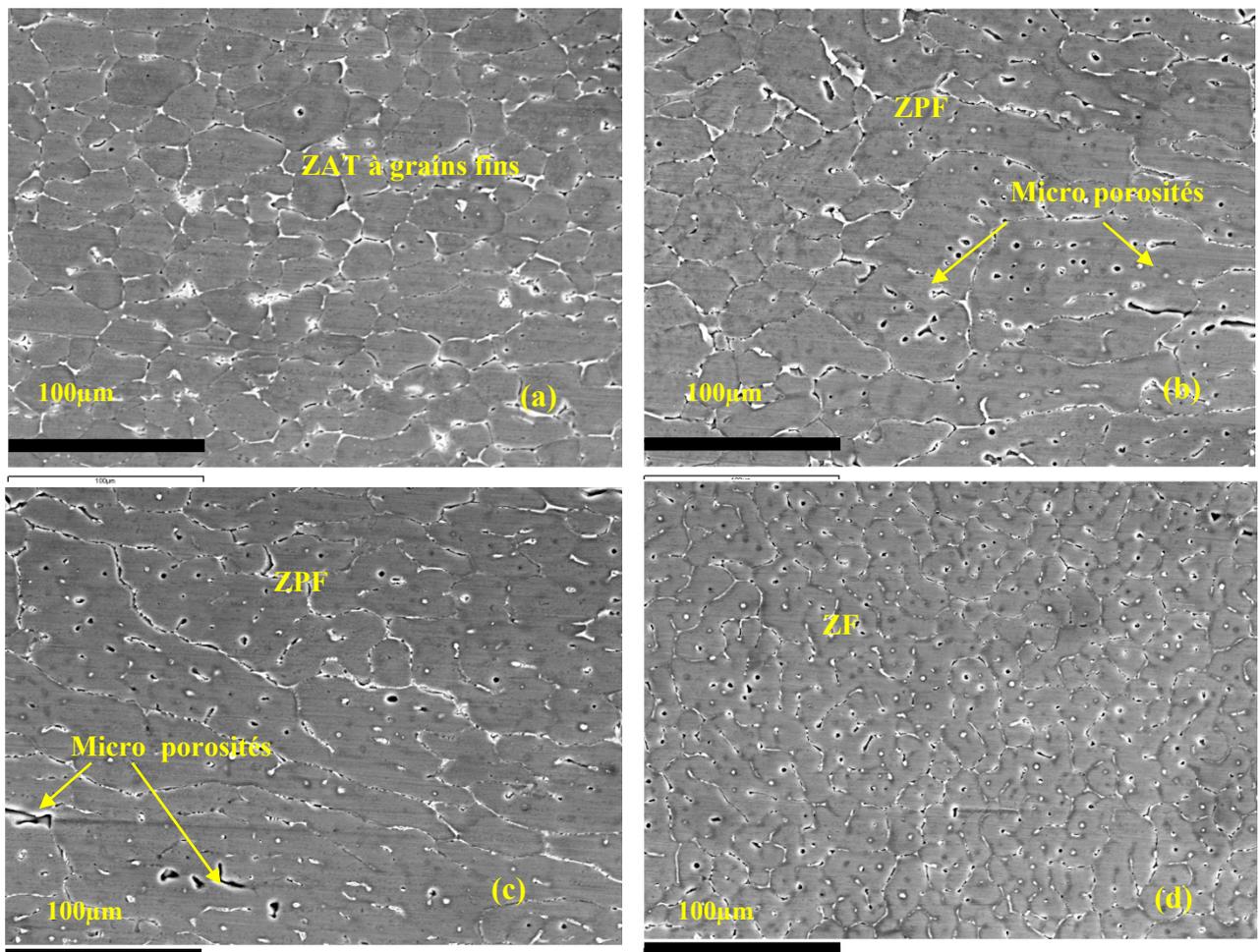


Figure 91 : (a) Structure ZAT; (b), (c) Structure ZPF ; (d) Structure ZF

Nous constatons sur la ZAT à grains fins (Figure 91 (a)) que les joints de grains (en clairs) contiennent des précipités riches en Cu et la matrice principalement α -Al comme le montre la cartographie X (figure 92).

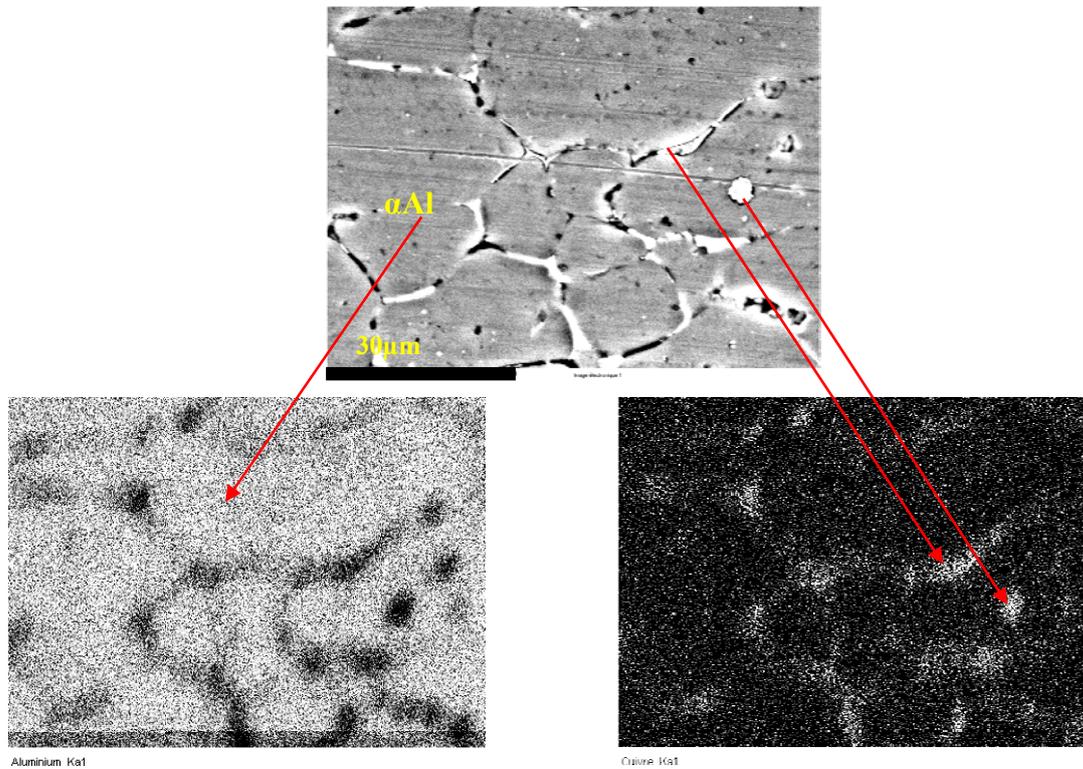


Figure 92 : Cartographie X de la distribution des éléments Al et Cu sur la ZAT à grains fins.

Ces mêmes constats sont aussi observés sur la ZF (Figure 91(d)) et sont aussi confirmés sur la cartographie X (figure 93).

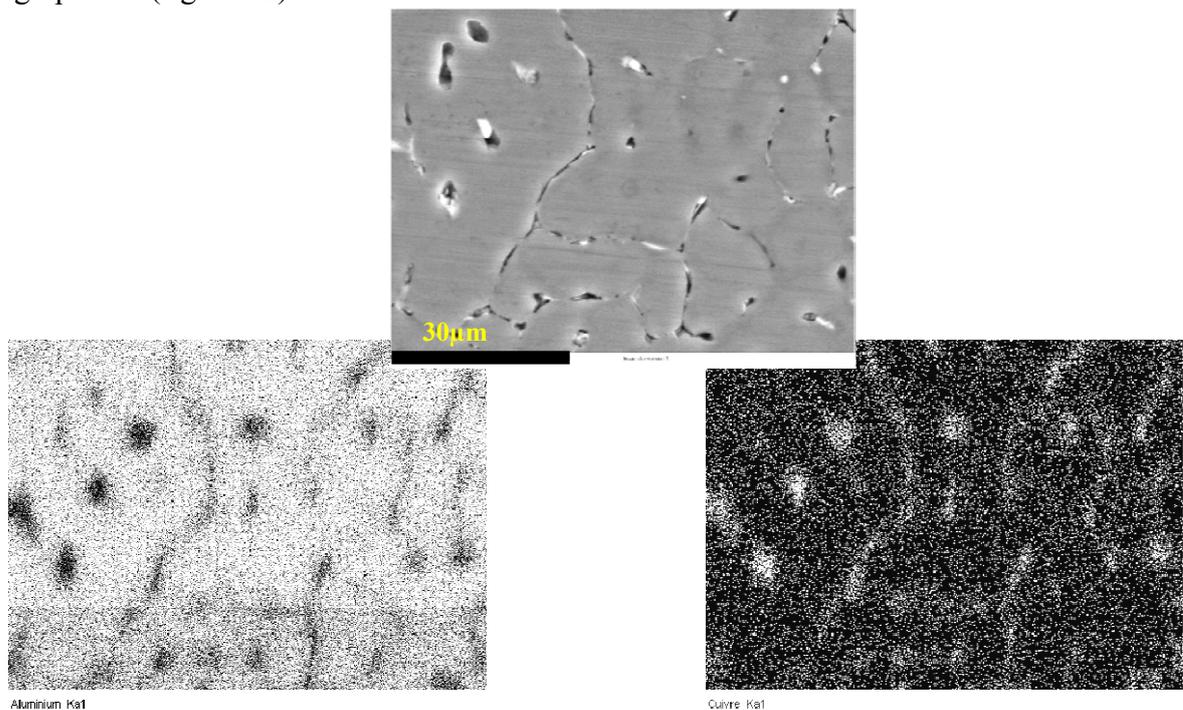


Figure 93 : Cartographie X de la distribution des éléments Al et Cu sur la ZF.

Ainsi, les taches observées en métallographie optique sur le grain et les zones entourant les joints de grains sont des précipités.

La zone ZPF (figure 91(b)) coté ZAT présente un grain grossier avec la présence de micro porosités intra et inter granulaires. Quant à la ZPF (figure 91(c)), le grossissement du grain est plus important avec une orientation vers la ZF (direction de solidification). La fissuration inter granulaire est aussi présente.

VI.4.3.2.2. Microstructures MEB de la soudure 2

Nous rappelons que la soudure 2 est une soudure à deux passes dont la première passe est sans métal d'apport. L'évolution microstructurale produite par la succession d'apport de chaleur est représentée sur la figure 93 allant du métal de base vers la zone fondue.

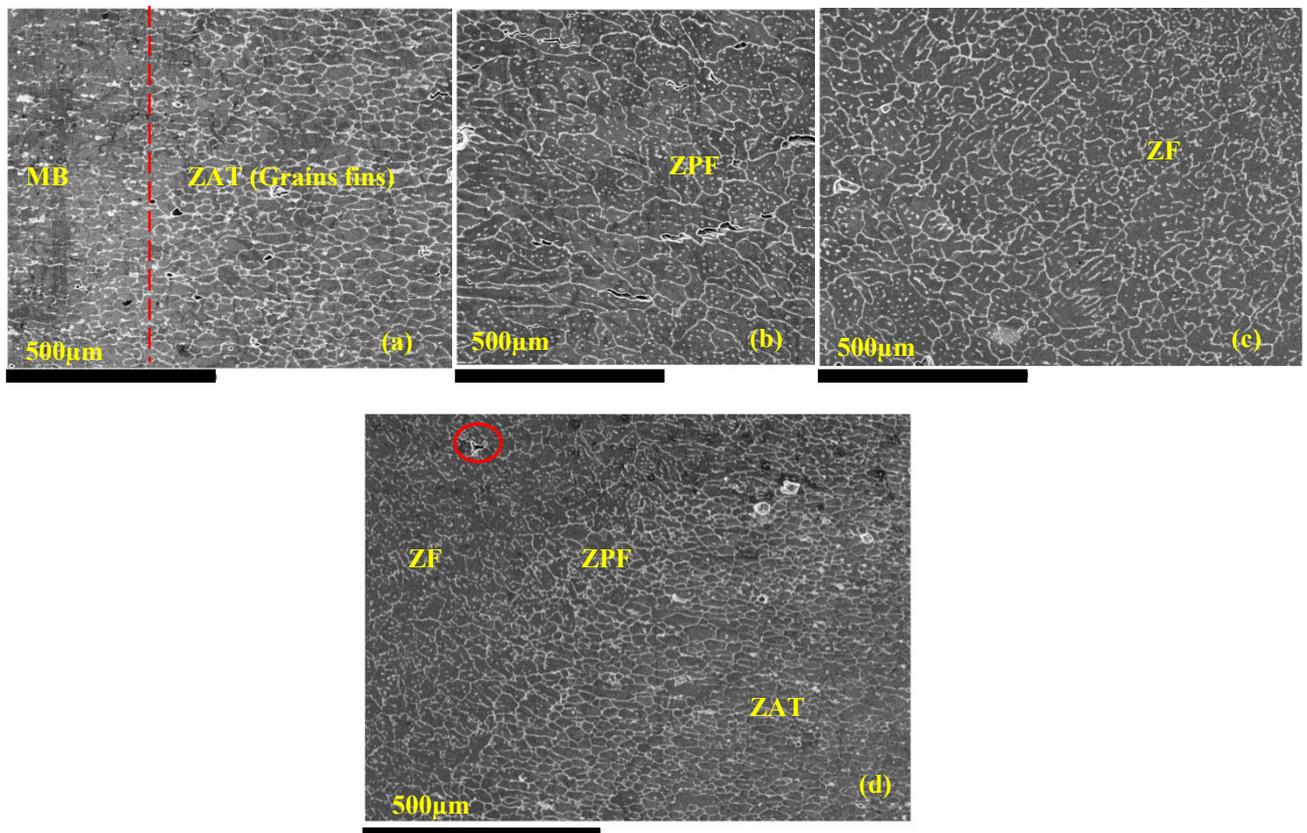


Figure 93 : évolution microstructurale dans la soudure 2

La micrographie MEB nous montre en plus des structures déjà observées sur la microscopie optique, des défauts plus apparents que nous pensons néfastes pour la tenue du joint soudé sous des charges statiques ou dynamiques. La figure 94 représente un agrandissement de la zone entourée sur la figure 93(d). Elle montre un craquement dans la zone fondue qui peut être une source de microfissuration. Ces craquements se retrouvent finalement sur toutes les zones (Figure 93 (a) (b) (c) et (d)) mais ils sont plus importants dans la ZPF et la ZF. Certaines bibliographies les considèrent comme des porosités intergranulaires, d'autres comme le

produit d'une mauvaise compacité et perte de cohésion entre les dendrites lors de la solidification de l'alliage.

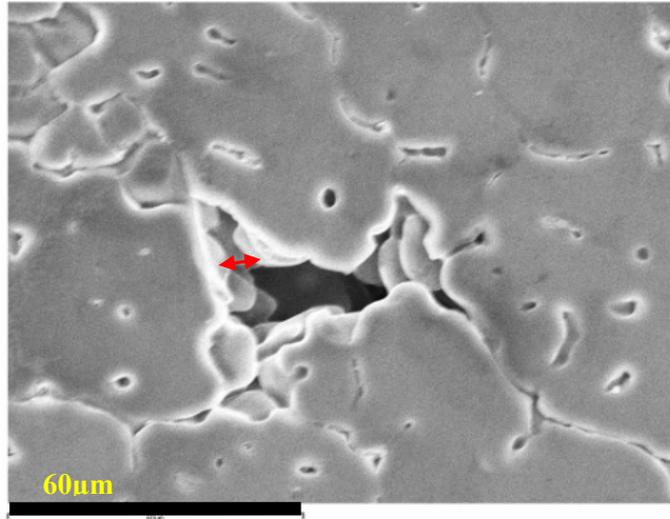


Figure 94 : Défaut intergranulaire (crique)

En effet, l'image MEB prise en électrons secondaire nous confirme l'aspect que nous venons d'interpréter. Il est clair que ceci n'est vrai que pour les alliages d'aluminiums qui présentent des propriétés thermiques qui favorisent la formation de porosités et les phénomènes de fissuration à chaud.

L'analyse des éléments ségrégués au joint de grain est présentée sur la cartographie X de la figure 95 ci-dessous.

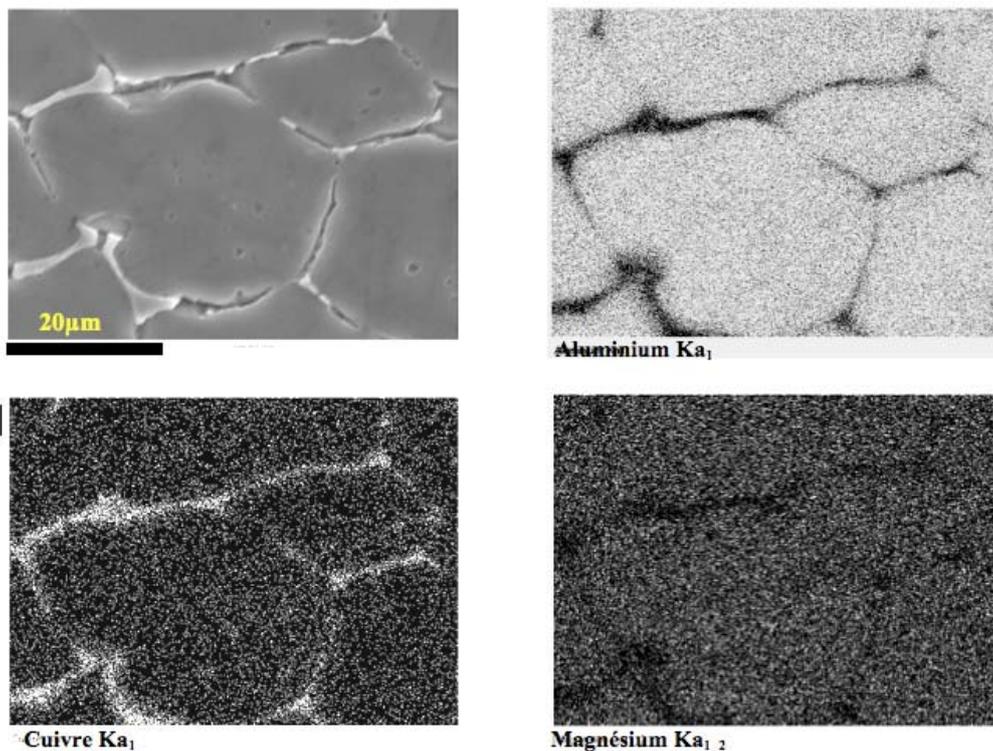


Figure 95 : Cartographie X d'un joint de grain ZAT de la soudure2

IV.4.3.2.3. Microstructure MEB laser4

Les observations micrographiques sont effectuées au MEB. Ainsi les structures des ZAT-ZL-ZF de la soudure laser 4mm observées au MEB sont présentées sur la figure 96 : la ZAT (figure 96(a)) présente une morphologie identique à celle de la structure initiale du MB caractérisée par l’allongement des grains dû au laminage. Ces derniers sont entourés d’une phase qui ne peut être que le précipité stable du type S aux joints de grain et une phase θ sur la matrice du grain. Cependant, même avec cet aspect de la structure du MB, nous pensons que cette zone proche de la ZF a subi des effets thermiques liés à l’énergie apportée par la source laser. On peut en effet observer l’existence de petites particules sur la matrice du grain qui expriment une mise en solution et un refroidissement rapide tel que décrit dans la partie bibliographique. Ces particules sont plus visibles sur la figure 96(b) coté ZAT.

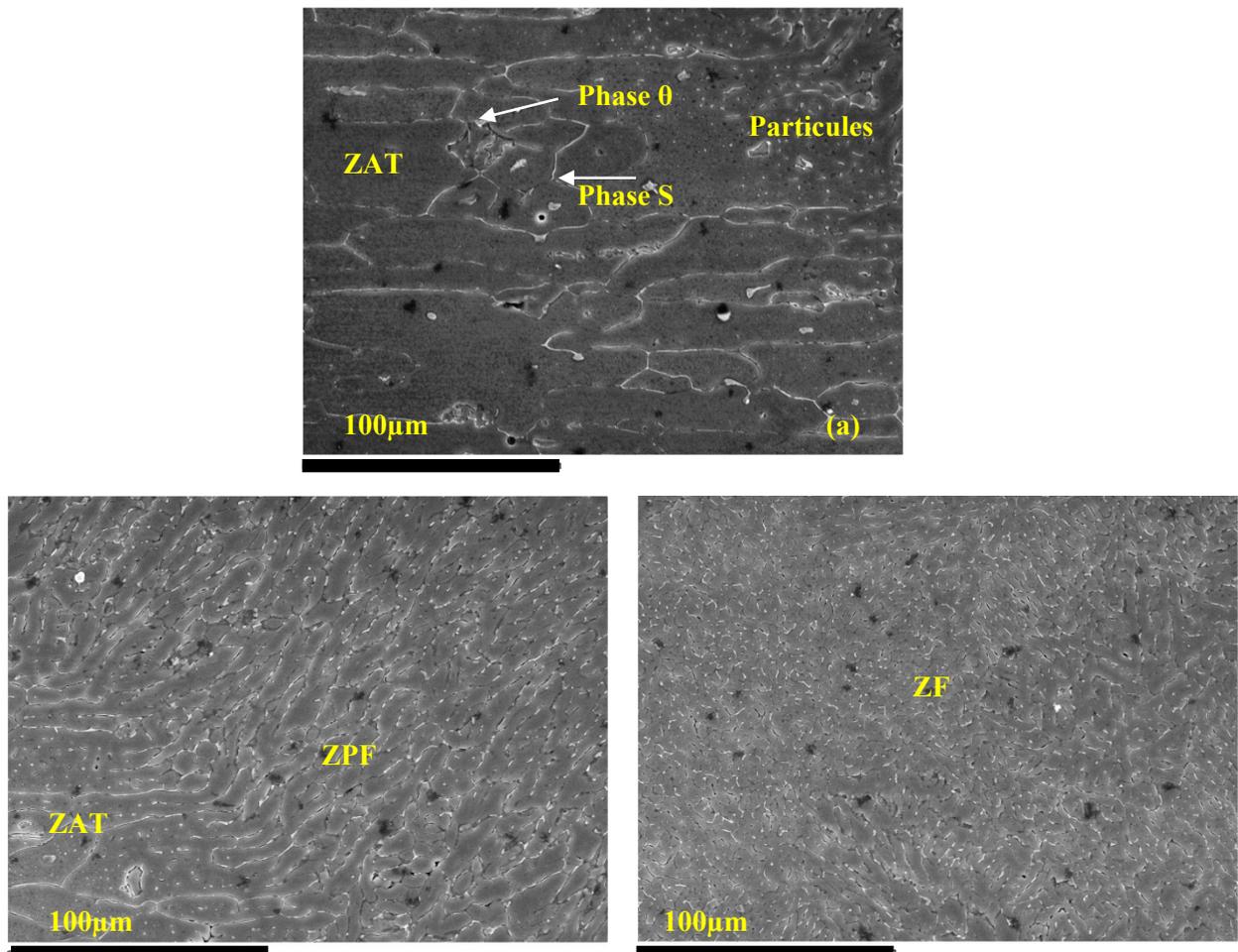


Figure 96 : Caractérisation MEB de l’évolution microstructurale de la soudure laser4

L’utilisation des électrons retrodiffusés permet d’apprécier qualitativement les éléments constitutifs de ces petites particules et de la phase en clair du joint de grain figure 97(b).

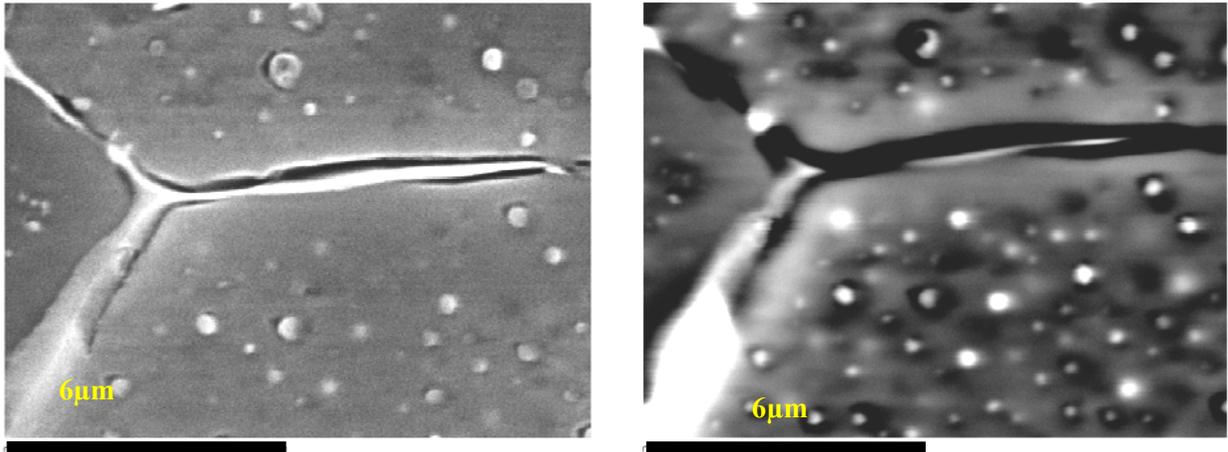


Figure 97 : Caractérisation des constituants d'un grain de la ZAT ;(a) MEB en électrons secondaires, (b) en électrons rétrodiffusés

Conclusion de l'observation métallographique

L'analyse microstructurale par microscopie optique et microscopie électronique à balayage nous a montré l'évolution et les types de structures obtenues lors du soudage TIG et laser. La comparaison des structures obtenues entre les deux sources montre que dans le cas de la source laser, la densité d'énergie transmise est si élevée qu'elle produit des structures colonnaires dans la ZPF et dendritiques équiaxe en se dirigeant vers le centre de la ZF. Ce phénomène ne peut se soustraire du couple énergie-vitesse de soudage dont l'effet est montré sur les différentes micrographies. Nous avons aussi constaté que la ZAT est pratiquement inexistante comparativement à celle obtenue par soudage TIG, qui correspond de point de vue microstructural au schéma classique obtenu sur des soudures en acier, à la seule condition que les températures doivent correspondre aux températures de mise en solution dans le cas des alliages d'aluminium. Cette différence est le produit de deux phénomènes thermiques différents. Le phénomène prédominant en soudage TIG est la conduction ; le phénomène en laser est le phénomène du keyhole (création d'un capillaire) avec une conduction presque négligeable.

Cette étude micrographique nous a montré aussi l'existence de ségrégations qui ne peuvent être que des eutectiques sur la ZF et des liquations sur la ZPF. La bibliographie a montré que ces deux structures peuvent être la source de fragilisation par fissuration de la soudure.

IV.5.Caractérisation mécanique des soudures

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. Cependant, dans cette première phase du travail sur ces alliages seul l'essai de dureté (microdureté) est appliqué pour plusieurs raisons principalement :

- le nombre important de porosités telles que le montre les micrographies (figure98) sur les soudures TIG et les images MEB (figure99) représentant une fissure traversant toute la porosité avec une ramification intergranulaire de la fissure (Figure 99) et une analyse fractographique sur une rupture de la soudure laser 2(Figure100).

- les échantillons sont de petites dimensions, insuffisantes pour le prélèvement des éprouvettes de traction. Des tentatives de prélèvement ont été faites mais on abouti à une forte déformation des échantillons et dans certains cas à une fissuration.

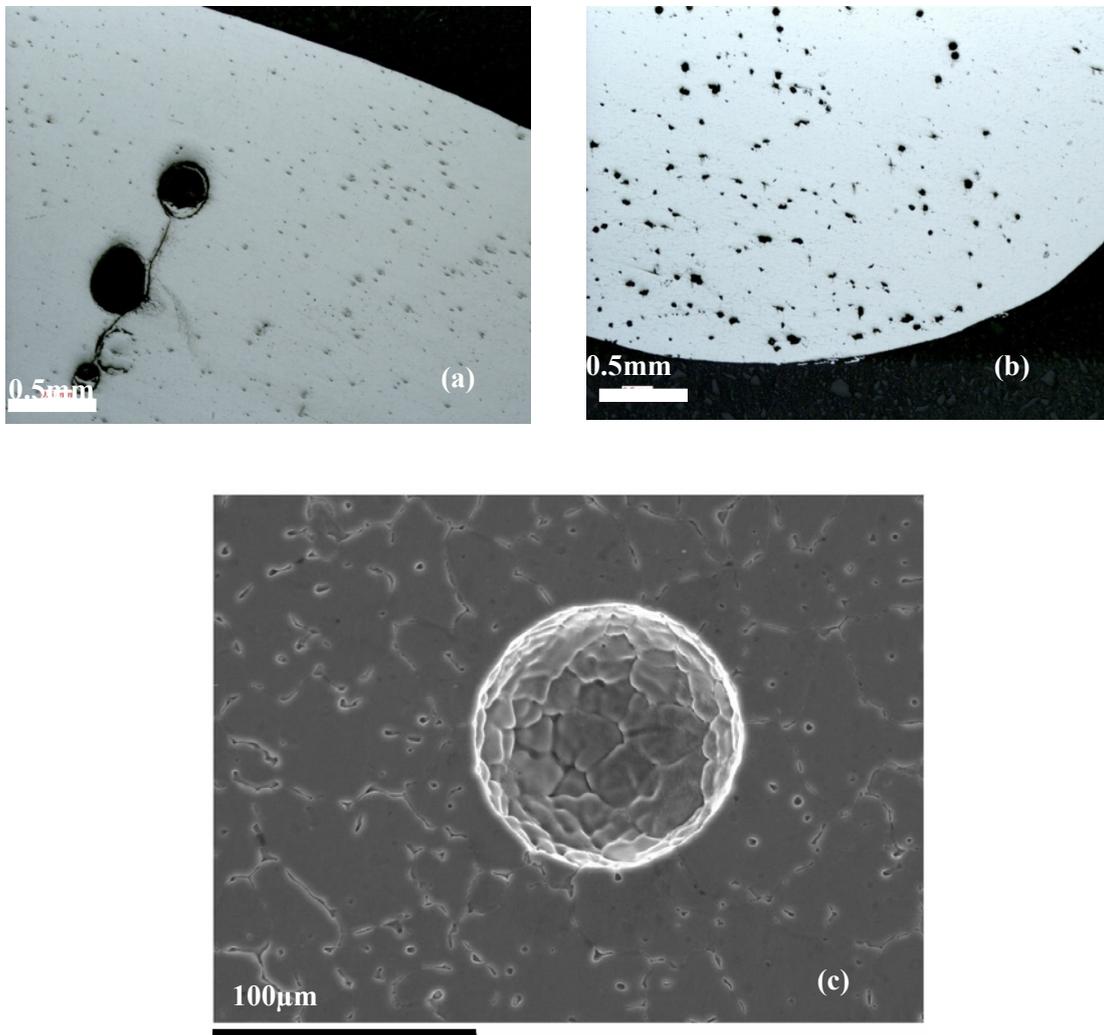


Figure98 : Porosités soudure TIG.

- (a) Porosité sur la ZF de la soudure TIG avec propagation de la fissure entre les pores
- (b) Distribution des porosités dans la ZF de la soudure TIG
- (c) Forme de la porosité (observation MEB)

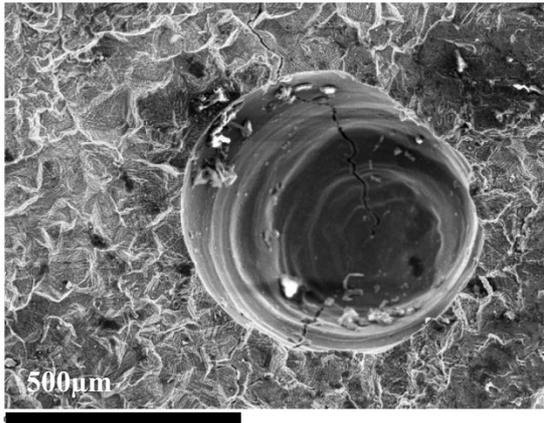


Figure99 : Fissuration de la porosité

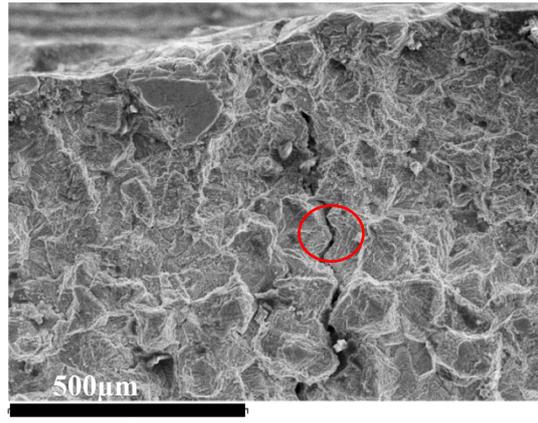


Figure100 : Fissuration intergranulaire sur le joint de soudure laser2

La porosité dans les alliages d'aluminium est à l'origine d'une perte de tenue mécanique et d'amorçage de fissures, c'est donc un problème important auquel il faut y remédier. Une fraction volumique de pores de 1% peut conduire à une réduction de 50% de la durée de vie en fatigue, et 20% de la limite d'endurance par rapport au même alliage sans porosités [107]. Dans tous les cas, les fissures s'amorcent sur des pores ou inclusions d'oxydes localisés près de la surface de l'éprouvette. En général, la fissure causant la rupture s'amorce et se propage à partir d'un seul site, mais dans notre cas nous avons obtenu des soudures à haute teneur en défauts, où de multiples fissures ont pu être observées. Ceci est montré sur les figures 99 et 100 : l'une correspond à la fissuration sur une porosité et l'autre sur une partie hors porosité (zone entourée figure100) sur une zone rompue de la soudure laser 2. Cette dernière partie a fait l'objet d'une observation plus approfondie à l'aide du MEB (figure 101) qui montre que la fissuration est du type interdendritique caractéristique d'une micro fissuration à chaud. C'est un défaut se produisant lors de la solidification par rupture de films liquides.

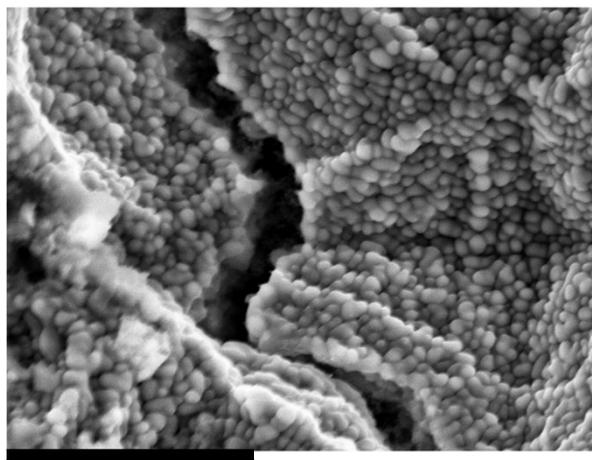


Figure 101 : Faciès de rupture en fissuration à chaud

Ainsi, pour les raisons montrées précédemment, procéder aux essais mécaniques de traction et de pliage ne nous conduirait qu'à une rupture précoce de la zone fondue. C'est pourquoi nous nous sommes limités à la microdureté qui est d'ailleurs une technique très rencontrée dans d'autres travaux.

IV.5.1. Microdureté

Pour apprécier les effets thermiques ainsi que, les variations structurales et leurs conséquences sur les propriétés mécaniques nous avons procédé aux mesures de microduretés avec une charge de 500g [6, 8] et un balayage (scanning) du centre de la ZF vers le métal de base avec un pas de 300 μ m selon les abscisses et les ordonnées pour les soudures TIG et sur les soudures laser, avec un pas de 400 μ m sur l'abscisse et de 350 μ m sur l'ordonnée. Les figures 102 et 103 montrent un exemple du mode de prélèvement des valeurs de duretés sur toutes les soudures.

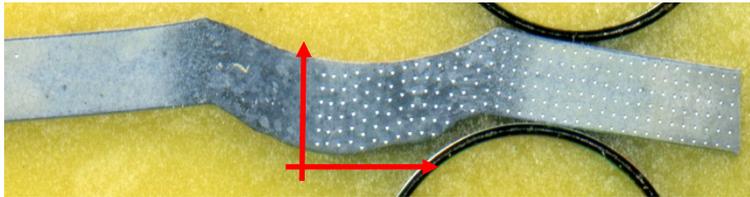


Figure 102 : Profil de prélèvement de microdureté sur la soudure1



Figure 103 : Profil de prélèvement de microdureté sur la soudure laser4

Les prélèvements de microdureté sont présentés sur la figure 104 pour les soudures TIG, la figure 105 représente le profil de la superposition d'un prélèvement de microdureté de chaque soudure TIG et la figure 106 le même type de prélèvement sur soudures laser.

IV.5.1.1. Analyse des microduretés des soudures TIG

Les courbes de duretés des trois soudures TIG (figure 104) présentent une même allure. Une dureté faible dans la zone fondue, suivi d'une croissance de dureté et une diminution pour recroître légèrement dans la ZAT et se stabiliser dans le MB.

Les phénomènes régissant ce comportement sont difficiles à élucider. Ils dépendent de plusieurs facteurs : l'énergie mise en jeu, les cycles thermiques subits par chaque point (Figure 78) et l'étendue de la zone d'influence thermique (l'aluminium est un très bon conducteur thermique). L'alliage 2024 est un alliage à durcissement structural où les phénomènes de précipitation et dissolution de phases GPB, S'' et S' vont dépendre des températures atteinte et du temps de séjours à ces températures. Les travaux de C. Genevois [108] [109] montrent qu'en plus des phénomènes de précipitation on doit tenir compte de l'état structural après soudage (affinage et grossissements 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.

Les duretés de chaque zone sur chaque soudure sont données sur le tableau 22 ci après.

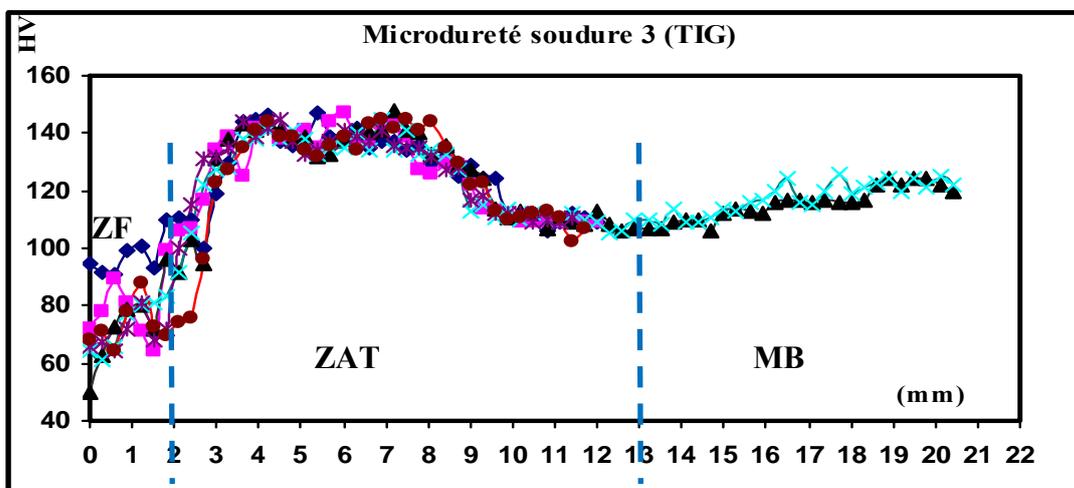
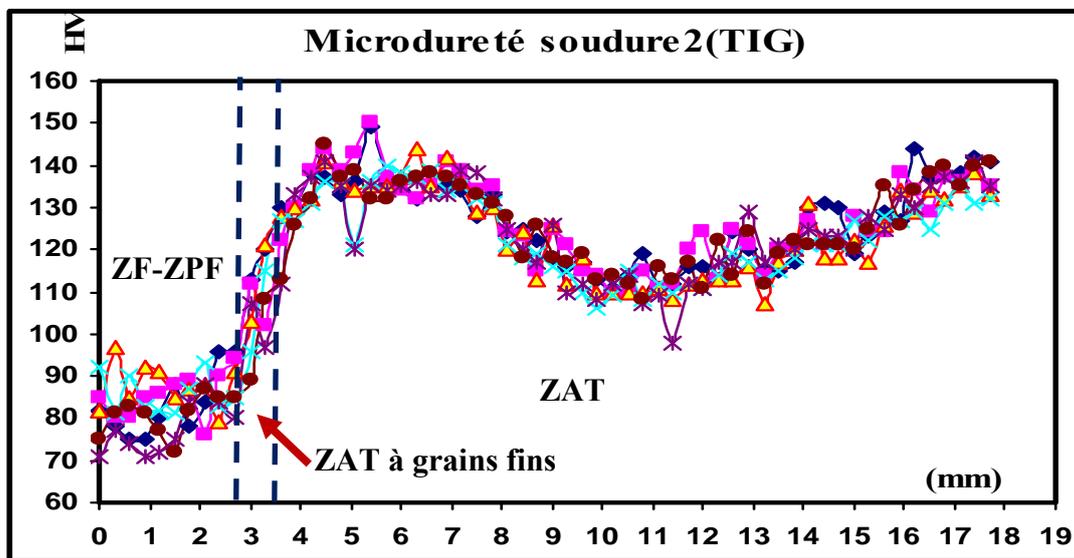
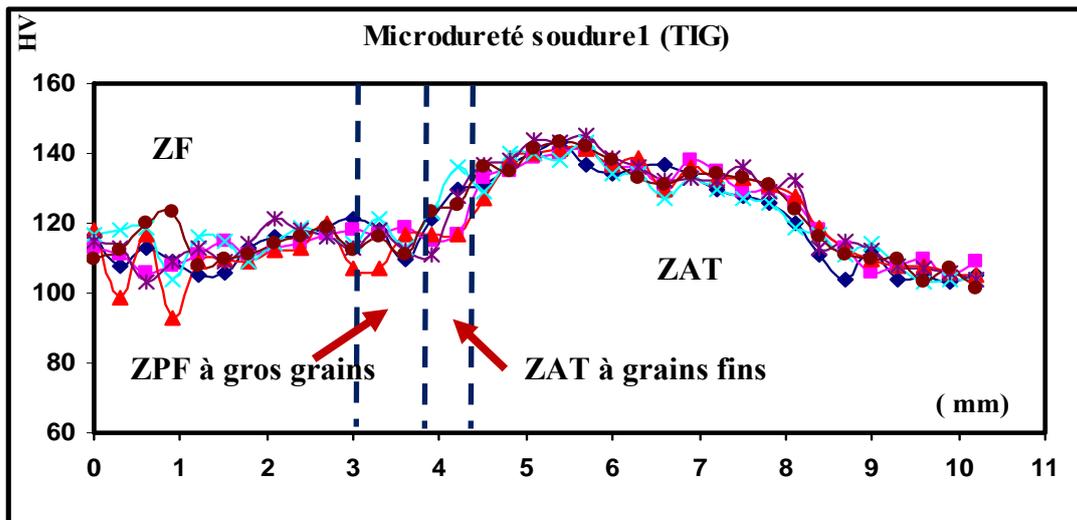


Figure 104 : Profils de microdureté des soudures TIG

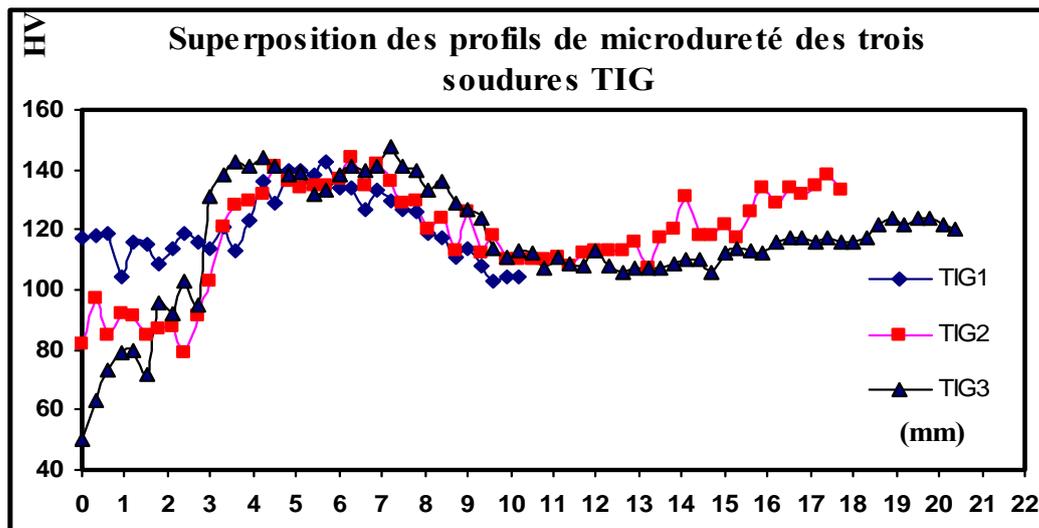


Figure 105 : Superposition de profils de dureté des trois soudures TIG.

Tableau 22 : Dureté des différentes zones sur les soudures TIG

Dureté		Soudure1	Soudure2	Soudure 3
Z F	Min	93	78	50
	Max	121	108	100
ZAT	Min	123	112	119
	Max	145	150	144
MB	Min	/	132	112
	Max	/	140	126

La superposition des courbes (Figure 105) montrent que la dureté dans la ZF de la soudure 1 est plus élevée et que celle de la soudure 3 est la plus basse : ceci s'explique par l'addition du métal d'apport qui a une composition chimique différente de celle du 2024.

IV.5.1.2. Analyse des microduretés des soudures laser

A la différence des soudures TIG, les soudures laser (Figure106) montrent que la zone d'influence thermique est faible. Nous constatons sur la soudure laser2, que l'allure de tous les profils prélevés est identique. Une basse dureté sur la ZF suivit d'une dureté élevée sur la zone adjacente à la ZF pour presque se stabiliser. La courbe en gras représente la moyenne de toutes les courbes. Elle montre l'existence d'une ZAT de 3mm, contrairement à l'observation métallographique où nous n'avons pas constaté de variations structurales appréciable. Ainsi, les températures atteintes dans la ZAT sont inférieures à celle de la mise en solution mais elles peuvent être suffisamment importantes pour provoquer une augmentation de dureté par précipitation de la phase S'.

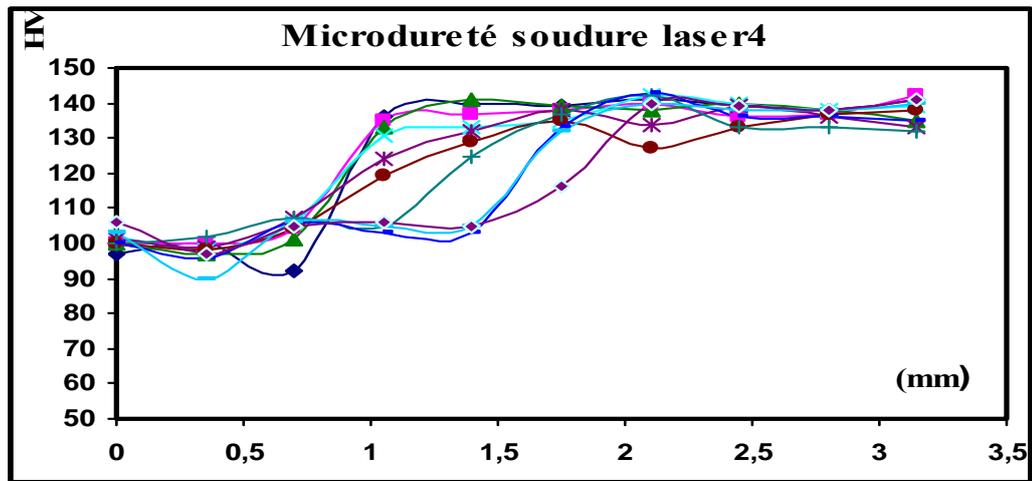
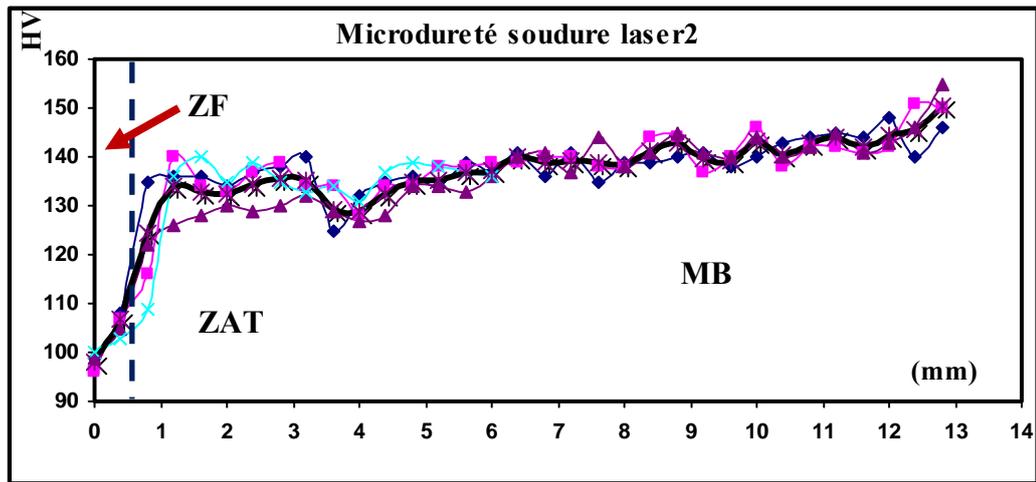


Figure 106 : Profils de microdureté des soudures laser

Les mêmes allures sont constatées sur les profils de la soudure laser4 (figure 106). La différence réside dans la dimension de la ZF qui est plus large sur la partie supérieure. Le nombre de points de mesure est plus important que sur la partie inférieure (figure 107).

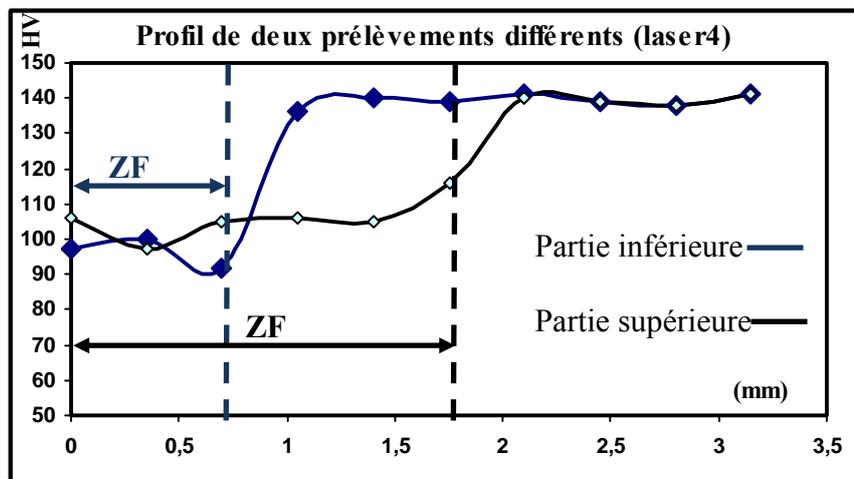


Figure 107 : Profil de prélèvements de microdureté sur la partie supérieure et inférieure du cordon de la soudure laser

V. Conclusion générale

Ce travail s'ajoute aux nombreux travaux qui s'effectuent actuellement sur la soudabilité des alliages d'aluminiums. Cette soudabilité a été étudiée selon deux aspects : opératoire et métallurgique.

Pour l'aspect opératoire, nous relevons les difficultés pour souder de faibles épaisseurs sans métal d'apport tout en assurant une pénétration satisfaisante, condition primordiale d'une opération de soudage réussie. Nous avons réussi à assurer la continuité métallique, en choisissant les paramètres de soudage adéquats. Ceci, soit en favorisant l'effet de pénétration par la polarité de l'arc, soit en augmentant l'intensité de soudage en maintenant le courant alternatif à un facteur de 50% pour chaque demie période du courant.

Il faut aussi diminuer l'énergie de soudage en fin de parcours pour éviter le risque de perçage dû à l'augmentation de température qui engendre une grande mouillabilité du bain de fusion et par conséquent un risque d'effondrement du bain de fusion et l'obtention d'une fissuration à chaud. Pour éliminer les défauts de type porosité obtenus malgré les précautions de préparation avant soudage, nous pensons que le facteur qualité du gaz est un paramètre prépondérant.

En soudage laser, malgré l'utilisation d'un laser Nd-YAG, le plus adapté pour le soudage des faibles épaisseurs, nous avons constaté que le cordon de soudure est irrégulier et présente des discontinuités sur le côté envers du joint.

Concernant à la soudabilité métallurgique, on peut dire à partir de ce travail, que pour des températures supérieures à 450°C on peut apprécier les transformations structurales telles que l'affinage de grain juste à la limite de la zone de liaison à gros grains. Ces transformations sont apparentes lors de l'analyse métallographique par microscopie optique. Quant aux phénomènes de durcissement structural par précipitation de composés intermétalliques, leur nature et leur distribution suite aux cycles thermiques que subit le métal de base (à des températures qui peuvent être considérées comme températures de vieillissements artificiels) ne peuvent être appréciés avec les moyens expérimentaux d'observations à notre disposition. L'utilisation de la microscopie électronique à transmission (MET), la DSC, la DRX seraient alors appropriées pour obtenir des informations à plus fine échelle et particulièrement la taille et la forme des précipités.

En revanche, nous estimons que les résultats des analyses de microduretés expriment bien l'existence de ces effets de vieillissements dans le cas du soudage TIG où l'apport de chaleur de l'arc est dissipé par conduction. A contrario, l'effet keyhole et la grande vitesse du soudage par laser produisent une plus faible ZAT et par conséquent un gradient de microstructure moins marqué.

V.1.Recommandations et perspectives

Il est évident qu'un tel travail sur les alliages d'aluminium ne fait que commencer. Les résultats obtenus sont très appréciables. De nombreuses questions restent encore posées que se soit par rapport aux divers paramètres de maîtrise des technologies des procédés de

soudage (LASER et TIG) ou rapport aux divers défauts que nous avons obtenus tels que les porosités et les fissurations à chaud.

C'est pourquoi, d'un point de vu opératoire, nous recommandons dans un premier temps :

- d'utilisation un gaz de protection dont le degré de pureté est garanti,
- de revoir la méthode de préparation des surfaces avant soudage,
- d'éviter de souder dans des endroits poussiéreux, en s'assurant de la propreté des lieux et des équipements à utiliser,
- d'automatiser le procédé TIG ce qui nous permettra d'assurer une stabilité de déplacement de l'arc, ainsi, évaluer l'énergie réelle dissipée en plus de l'utilisation de grande vitesse de soudage.

D'un point de vu métallurgique, nous avons constitué une base de données que nous pourrons suivre en allant plus loin dans l'expérimentation.

Références Bibliographiques

- [1] J. R. Kissell, Aluminum and Its Alloys, Handbook of Materials for Product Design, TGB Partnership, Hillsborough, North Carolina, Third Edition McGraw-Hill, Inc 2001 b, P 104
- [2] M. Kutz, Materials and Mechanical Design, Mechanical Engineers' Handbook Third Edition, John Wiley & Sons Inc. Ed. (2006) P 59
- [3] R. Develay, Données numériques sur les alliages d'aluminium de transformation, Technique de l'ingénieur, PE1004
- [4] R. E. Smallman, R. J. Bishop, Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering, 6th edition Butterworth-Heinemann (1999)
- [5] J. Idrac, Comportement électrochimique d'alliages modèles binaires Aluminium-Cuivre, Thèse INP Toulouse 2005
- [6] R. Blondeau, Métallurgie et mécanique du soudage, Hermès Science Publication, Paris (2001) PP 50-67.
- [7] D. Albert, B. Fougeras, A. Michel, Soudage à l'arc des alliages d'aluminium, Soudage et techniques connexes (1992) PP 23-35
- [8] A. Chehaïbou, Soudage laser : les bénéfices des procédés hybrides, Soudage et techniques connexes (2004) P33-38
- [9] Jefferson's Welding Encyclopaedia, CD Rom, American Welding Society Publisher, 18ème Edition (1997) PP 217-235
- [10] 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) P23
- [11] G.H. Lancaster, Metallurgy of welding, London, Ed Chapman & Hall, 4ème Ed., 1993
- [12] 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
- [13] 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
- [14] G. B. Brook, Precipitation in Metals, Spec. Rep. No. 3, Fulmer Res. Inst., UK (1963)
- [15] 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.
- [16] 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
- [17] R.W. Messler Jr, Principles of Welding, John Willey & Sons Edi., New York (1999) PP 50-55.

- [18] 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).
- [19] 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, Ecole Centrale de Nantes, 2002, PP 21-31
- [20] 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
- [21] W.F. Savage, A.H. Aronson, Preferred Orientation in the Weld Fusion Zone, Welding Journal Research Supplement, February (1966) PP 85s-89s.
- [22] P. Mauchien, T. Berthoud, Spectrométries des rayonnements électromagnétiques; Techniques laser en analyse et caractérisation. Technique de l'Ingénieur PE2685-3
- [23] M. Alezier, Les sources laser, Document technique, Sce 66845, Mars 2004
- [24] C. Mayer, F. Fouquet, M. Robin, Laser welding of Aluminum-Magnesium alloys sheets. Process optimization and welds characterization, Materials Science Forum, Vol. 217-222 (1996) PP 1679-1684
- [25] Y.M. Zhang, C. Pan, A.T. Male, Improved microstructure and properties of 6061 aluminum alloy weldments using a double-sided arc welding, Metallurgical and Materials Transactions A , Volume 31 (2000) PP 2537-2543
- [26] C. Schinzel, B. Hohenberger, F. Dausinger, H. Hügel, Laser welding of aluminum – Extended processing potential by different wire positions, High Power Laser in Manufacturing, Proceedings of SPIE, Ed. X. Chen, T. Fujioka, A. Matsunawa, Vol. 3888 (2000)
- [27] A. Haboudou, P. Peyre, A.B. Vannes, G. Peix, Reduction of porosity content generated during Nd:YAG laser welding of A356 and AA5083 aluminum alloys, Materials Science and Engineering A, A363 (2003) PP 40-52.
- [28] X. Tiang, Q. Shi, Preventing welding hot cracking by welding with an intensive trailing cooler, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 97 (2000) PP 30-34.
- [29] R. Fabbro, Basic processes in deep penetration laser welding, Section A-ICALEO 2002
- [30] 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 INPG, Grenoble, 2004
- [31] 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
- [32] P. Berger, F. Dausinger, H. Hügel, Laser beam welding of aluminium alloys – Scaling laws and identification of parameters determining the quality of the weld, Proceedings of WLT, Lasers in manufacturing (2003) PP 241-246

- [33] F. Dausinger, P. Berger, H. Hügel, Laser welding of aluminum alloys: problems, approaches for improvement and applications, Section A-ICALEO 2002
- [34] H. Hügel, Innovative high power lasers for welding applications, Proceedings of SPIE, Vol. 4831 (2003) PP 82-89
- [35] M. Hamadou, R. Fabbro, G. Caillibotte, K. Chouf, F. Briand, Study of assist gas flow behavior during laser welding, Section C-ICALEO 2002, Proceeding 21st International Congress on Applications of Lasers & Electro-optics, 2002
- [36] A. Matsunawa, J.D. Kim, T. Takemoto, S. Katayama, Spectroscopic studies on laser induced plume of aluminum alloys, ICALEO 1995
- [37] D. Lacroix, G. Jeandel, C. Boudot, Solution of the radiative transfer equation in an absorbing and scattering Nd:YAG laser-induced plume, J. Appl. Phys. Vol. 84 (1998) P 2443
- [38] J. Greses, C.Y. Barlow, P.A. Hilton, W.M. Steen, Effects of different gas environments on CO₂ and Nd:YAG laser welding process efficiencies, Proceedings of SPIE, Vol. 4831 (2003) PP 257-262
- [39] J. Greses, P. A. Hilton, C. Y. Barlow, W. M. Steen, Spectroscopic studies of plume/plasma in different gas environment, ICALEO 2001
- [40] Y. Akiyama, M. Sasaki, H. Yuasa, N. Nishida, Efficient 7.2-kW diode-pumped Nd:YAG rod laser, Proceedings of WLT, Lasers in manufacturing (2001) PP 30-37
- [41] W.W. Duley, Laser Welding, Wiley-InterScience, Toronto (1999) PP 2-13
- [42] A. Haboudou, Caractérisation, modélisation et maîtrise des porosités créées lors du soudage laser Nd:YAG d'alliages d'aluminium, Thèse de doctorat, 2003
- [43] M. Schwartz, Encyclopedia of materials, parts and finishes, Second edition, CRC Publisher, 2002
- [44] 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 A259 (1999) PP 53-64
- [45] 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
- [46] 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 49 (2007) PP 2436-2449
- [47] E.A. Brandes, G.B. Brook, Smithells Light Metals Handbook, Butterworth-Heinemann (1998) PP 8-28
- [48] R. Develay, Traitements thermiques des alliages d'aluminium, Technique de l'ingénieur M1290, P 17
- [49] B. Dubost, P. Sainfort, Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium Technique de l'ingénieur M240

- [50] M.F. Ashby, D.R.H. Jones, An introduction to microstructures, processing and design, Engineering Materials, 2 Second Edition (1998) PP 103-110
- [51] 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 44(2000): PP.101–131
- [52] L.F. Mondolfo, Aluminum Alloys-Structure and properties, Butterworth, London, 1976
- [53] Y.A Bagaryatskii, Doklady Akademii Nauk S.S.S.R., Vol. 87 (1952) P397
- [54] 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
- [55] H.C. Shih, N.J. Ho, J.C. Huang. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 27A (1996) P 2479
- [56] A.M. Zahra et C.Y. Zahra. Philosophical Magazine Letters, Vol. 82 (2002) P 9
- [57] A. Charai, T. Walther, C. Alfonso, A.M. Zahra, C.Y. Zahra, Coexistence of clusters, GPB zones, S''-, S'- and S-phases in an Al-0.9% Cu-1.4% Mg alloy, Acta Mat Vol. 48, Issue 10 (2000) PP 2751-276
- [58] G. Mathers, The welding of aluminium and its alloys. CRS Press, Edition 2002
- [59] D. Albert, B. Fougeras, A. Michel « Soudage à l'arc des alliages d'Aluminium », Soudage et Techniques Connexes, Mars-Avril 1992, PP 23-35.
- [60] K. Weman, TIG welding, Welding processes handbook , CRC 2003, Woodhead Publishing Ltd, PP 30-36
- [61] R. W. Messler Jr., Joining of Materials and Structures: From Pragmatic Process to Enabling Technology, 2004 Elsevier Butterworth–Heinemann, PP 332
- [62] F. J. Grist, W. Farrell , G. S. Lawrence, F. Sciaky, Power Sources for Welding Miller Electric Manufacturing Company, Inc.; Welding, Brazing, And Soldering, ASM Handbook, Vol 6 1993
- [63] R.Vennekens, Procédés de soudage, Notice d'information sur l'aluminium Partie 3 Metallerie51 juin 2003, EWE-I.B.S (Institut Belge de Soudage).
- [64] ANSI/AWS A5.12 Specification of tungsten and tungsten alloy Electrodes for arc welding and cutting.
- [65] G.K. Hicken et al. ,Gas tungsten arc Welding, Edition AWS, 1977, PP 74 -106
- [66] C. Bonnet, Le soudage - Métallurgie et produits Air liquide/CTAS 2001
- [67] Manuel d'utilisation du poste SQUARE WAVES TIG 355 Edit. Lincoln Electric 2003

- [68] M. Grupp, T. Seefeld, G. Sepold, Laser Beam Welding of Aluminum Alloys with Diode Pumped Nd:YAG lasers, BIAS-Bremen Institute of Applied Beam Technology Bremen, Germany.
- [69] A. Haboudou et al . Reduction of porosity content generated during Nd:YAG laser welding of A356 and AA5083 aluminum alloys, Materials Science and Engineering A363 (2003) 40–52
- [70] C. L. Tsai, D. S. Kim, Understanding residual stress and distortion in welds: an overview; Processes and mechanisms of welding residual stress and distortion, Edited by Z. Feng, 2005 Woodhead Publishing Limited, PP 3-7
- [71] J.R. Kissel , S.G. Pantelakis ,G. N. Haidemnopoulos, Aluminum and Aluminum alloys, Handbook of Advanced Materials Edited by J.K. Wessel 2004, John Wiley & Sons, P 407
- [72] J.R. Kissel, Aluminum and its alloys, Handbook of materials and product design / Charles A. Harper, Editor, 2001, McGraw-Hill, PP 2-138
- [73] W.H.Kielhorn et al., Aluminum and aluminum alloys welding, AWS handbook, vol. 3, Materials and Applications, Edition 97, P 29
- [74] Y.J. Chao, Measuring welding-induced distortion, Processes and mechanisms of welding residual stress and distortion, Edited by Z. Feng, 2005, Woodhead Publishing Limited, P 209
- [75] R.Varisellaz, Soudage, éléments de conception et de réalisation. Edition Dunod 1982.
- [76] G. Lathus, MEB, document technique JEOL Europe SA
- [77] E.A. Brandes G.B. Brook, Metallography of light alloys, Smithells Light Metals Handbook, Edit. Butterworth-Heinemann, First edit. 1998, PP 163-168
- [78] AWS D1.2 Structure welding code-aluminum 2003
- [79] D.S.Mackenzie,G.E.Totten;Analytical characterization of aluminium, steel, and superalloys; CRC Taylor & Francis2006;PP87-89
- [80] S.D. Kore, P.P. Date, S.V. Kulkarni. Heat transfer and fluid flow in a partially or fully penetrated weld pool in gas tungsten arc welding. International Journal of Impact Engineering 34 (2007) 1327–1341
- [81] R. Develay, Propriétés technologiques de l'aluminium et ses alliages corroyés, TI M439
- [82]J. Randolph Kissell Robert L. Ferry, Aluminium Structures- A Guide to Their Specifications and Design Sd Edt 2002 by John Wiley & Sons, Inc PP304-310
- [83] J. E. Brumbaugh , R. Miller . Welding Pocket Reference edition Wiley 2007.PP 40-42
- [84] M. Grupp, T. Seefeld, G. Sepold. Laser Beam Welding of Aluminum Alloys with Diode Pumped Nd:YAG Lasers, BIAS-Bremen Institute of Applied Beam Technology

- [85] R. Akhter, L. Ivanchev H.P. Burger Effect of pre/post T6 heat treatment on the mechanical properties of laser welded SSM cast A356 aluminium alloy; *Materials Science and Engineering A* 447 (2007) 192–196
- [86] T. Sibillano, A. Ancona, V. Berardi , P.M. Lugara` Correlation analysis in laser welding plasma, *Optics Communications* 251 (2005 Elsevier) PP 139–148
- [87] G. Govender, L. Ivanchev, D. Hope, H. Burger and G. Kunene .A Comparative Study on Laser Welding and TIG Welding Of Semi-Solid High Pressure Die Cast A356 Aluminium Alloy - CSIR, Afrique du sud
- [87] S. P. Ringer, K. Hono. Microstructural Evolution and Age Hardening in Aluminium Alloys: Characterization 44(2000): PP.101–131
- [88] I. J. Polmear. *Light Alloys From Traditional Alloys to Nanocrystals*. Fourth edition 2006 Butterworth-Heinemann: PP 29-32
- [89] B.M. Gable, G.J. Shiflet, E.A. Starke Jr.. Alloy development for the enhanced stability of Ω precipitates in Al-Cu-Mg-Ag alloys. *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 37A, 2006: PP. 1091-1105
- [91] T. Luijendik. Welding of dissimilar aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 103, 2000: PP.29-35
- [92] O. Grong. *Metallurgical Modelling of Welding*, 2nd Edition, London, Institute of Materials, 1997: PP 221-230.
- [93] S. Kou, *Weld Metal Solidification I: Grain Structure*; in *Welding Metallurgy*, 2nd Edition, New York, John Wiley & Sons, 2003: PP.184-188
- [94] Robert W. Messler Jr. *Joining of materials and structures: From Pragmatic Process to Enabling Technology*, Elsevier Butterworth–Heinemann Amsterdam, 2004: PP.457
- [95] F. Lefebvre et al micromechanical aspects of fatigue in MIG weld aluminium airfram alloy part 1. *Mather .scien&eng* fev 2005.
- [96] 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.
- [97] D. Allehaux, *Essais de fatigue sur panneaux raidis soudés par laser YAG*, Rapport Interne EADS, 2000
- [98] 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
- [99] S. Kou, *Precipitation-Hardening Materials I: Aluminum Alloys*, in *Welding Metallurgy*, 2nd Edition, New York, John Wiley & Sons, 2003: PP. 359-365

- [100] S. Kou, Weld Metal Chemical, in *Welding Metallurgy*, 2nd Edition, New York, John Wiley & Sons, 2003: PP. 250-252
- [101] S. Kou, Difficulties Associated with the Partially Melted Zone, in *Welding Metallurgy*, 2nd Edition, New York, John Wiley & Sons, 2003: PP 325-328
- [102] C. Mayer. Optimisation du soudage bord-à-bord par faisceau laser CO₂ de tôles d'alliages Al-Mg: Etude de la microstructure et du comportement mécanique des soudures, Mémoire de thèse I.N.S.A. Lyon, Décembre 1996.
- [103] M.J. Cieslak and P.W. Fuerschbach, On the weldability, composition and hardness of pulsed and continuous Nd:YAG laser welds in aluminum alloys 6061, 5456 and 5086. *Metallurgical Transactions B*, 19B(4), 1988: PP. 319-329.
- [104] M. Pastor et al., Porosity, underfill and magnesium loss during continuous wave Nd:YAG laser welding of thin plates of aluminum alloys 5182 and 5754. *Welding Journal*, 78, 1999: PP. 207-216.
- [105] J. Weston, J.W. Yoon, E.R. Wallach. Laser welding of aluminum alloys using different laser sources, Department of Materials Science and Metallurgy, University of Cambridge, 2003
- [106] J. Rapp, C. Glumann, F. Dausinger, H. Hugel. The effect of magnesium evaporation in laser welding of aluminium alloys, 5th International Conference on Welding and Melting by Electron and Laser Beams, 1993.
- [107] J.A. Odegard, K. Pedersen. Fatigue properties of an A356 aluminium alloy for automotive applications-fatigue life prediction. SAE technical paper, Society of Automotive Engineers, Warrendale PA, vol. report SAE-940811, 1994: PP. 25-32.
- [108] 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.
- [109] 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.