
Aspect pratique du Wire Arc Manufacturing de l'aluminium

Auteur : Ballock Ambroise, Alain Simier

Promoteur(s) : Mertens, Anne

Faculté : Faculté des Sciences appliquées

Diplôme : Master en ingénieur civil mécanicien, à finalité spécialisée en génie mécanique

Année académique : 2018-2019

URI/URL : <http://hdl.handle.net/2268.2/6772>

Avertissement à l'attention des usagers :

Tous les documents placés en accès restreint sur le site MatheO sont protégés par le droit d'auteur. Par conséquent, seule une utilisation à des fins strictement privées, d'enseignement ou de recherche scientifique est autorisée conformément aux exceptions légales définies aux articles XI. 189 et XI. 190. du Code de droit économique. Toute autre forme d'exploitation (utilisation commerciale, diffusion sur le réseau Internet, reproduction à des fins publicitaires, ...) sans l'autorisation préalable de l'auteur est strictement interdite et constitutive de contrefaçon.

Elaboration et caractérisation des dépôts mis en œuvre par fabrication additive arc-fil (WAAM) à partir d'alliages d'aluminium (*AlMg5* et *AlMgSc*)

Travail de fin d'études réalisé en vue de l'obtention du grade de master
Ingénieur Civil en Mécanique

PAR : **Alain Simier Ballock Ambroise**

Sous la direction de : ANNE MERTENS, Professeur à l'Université de
Liège

Membres du jury:

Olivier BRÛLS: Professeur à l'Université de Liège

Anne MERTENS: Professeur à l'Université de Liège

Frederik HENDRICKX: Ingénieur de recherche et de projet au Groupe CRM

Hakan PAYDAS: Ingénieur de Recherche à l'Université de Liège

Année Académique : 2018-2019

PREMIÈRE PARTIE

**Etat de l'art sur la fabrication
additive arc-fil et les alliages
d'aluminium**

Remerciements

Je tiens à remercier toutes les personnes qui ont contribué au succès des recherches effectuées et qui m'ont aidé à parfaire ce travail de fin d'études.

Je voudrais dans un premier temps, remercier ma promotrice académique Madame Anne Mertens, responsable du laboratoire de Métallurgie et Science des Matériaux, pour avoir accepté de m'encadrer, et d'avoir mis à ma disposition des équipements pour le bon déroulement de ce travail de fin d'études.

Je tiens sincèrement à remercier Monsieur Frederik Hendrickx mon promoteur industriel pour son suivi tout au long de mon stage, ainsi que ses grandes orientations pour mon travail de fin d'études. Je le remercie pour sa confiance à mon égard de m'avoir attribué un travail important de l'entreprise.

Mes sincères remerciements vont à l'endroit de Monsieur Hakan Paydas, pour sa disponibilité, ses précieux conseils et ses orientations et hypothèses pertinentes qui m'ont été d'un grand apport dans le cadre de mes recherches. Je remercie également Monsieur Jérôme Tchoufang Tchuindjang pour ses idées constructives pleines d'expériences pour la réalisation de ce travail de fin d'études.

Je tiens à remercier tout le service de Métallurgie et Science des Matériaux (MMS) de l'Université de Liège en général, et en particulier Monsieur Tommaso Maurizi Enrici pour les conseils qu'il m'a procurés, Madame Sylvie Salieri pour avoir effectué la préparation métallographique des échantillons, Messieurs Olivier Dedry, et Hassan Bouzahzah pour leurs disponibilités lors des analyses au MEB et EBSD, et enfin, Madame Rosine Pirson pour la dernière relecture du TFE.

Je remercie également l'équipe de travail du Centre de Recherches Métallurgiques (CRM) et plus précisément Madame Petra Svarova, Monsieur Sébastien Dupont, Monsieur Francesco Bruno, Madame Elsa Slangen et Monsieur Thibault Goldoni pour le temps qu'ils m'ont tous consacré ainsi que le partage d'expérience, sans oublier la chaleur familiale au sein de cette équipe qui m'a été d'un grand soutien.

En dernier lieu, j'aimerais adresser mes remerciements les plus chaleureux à mes parents, à ma fiancée, à mes petits frères, à ma grande sœur, à toute ma famille pour leur soutien moral et financier durant mes études en Belgique.

Résumé

Ce travail de fin d'études présente la fabrication et la caractérisation d'alliages d'aluminium magnésium mis en œuvre par fabrication additive arc-fil (WAAM). Des dépôts de type murs (paroi fine), avec un cordon unique ou formé de plusieurs couches, ont été réalisés à partir de deux procédés distincts, à savoir le CMT pulsé et le MIG. Deux métaux d'apport sous forme de fils composés d'alliages AA5356 et AA5025 ont été utilisés sur deux substrats distincts, composés respectivement par un alliage AA5083 et un alliage AA5024. Différents apports calorifiques ont été utilisés pour la fabrication des dépôts, afin de déterminer leur influence à la fois sur la macrostructure et sur la microstructure. Après fabrication, nous avons aussi réalisé un traitement thermique dans le but d'étudier son influence sur la microstructure et les propriétés locales, notamment la dureté. La caractérisation des dépôts se fait à différentes échelles, et suivant différentes méthodes qui sont fonction du paramètre recherché. Ainsi la distorsion résultant de la fabrication est mesurée au niveau du substrat, tandis qu'un thermocouple positionné dans une partie du dépôt donne une idée sur les gradients thermiques en cours de fabrication. La macrostructure dans le dépôt et dans la liaison est déterminée respectivement par analyse MEB-EBSD pour la taille de grains, et par observation optique pour la dilution ou la re-fusion. La microstructure dans les dépôts est caractérisée au moyen d'analyses au microscope optique, et au MEB couplé à l'EDX pour l'identification des précipités ou intermétalliques. La santé interne dans les dépôts est étudiée en microscopie optique, pour la mise en évidence des défauts (inclusions et porosités). Des filiations de duretés réalisées dans l'état brut de fabrication et après traitement thermique permettent de mettre en évidence la sensibilité des dépôts en fonction du procédé de fabrication, du type d'alliage, de la hauteur du dépôt. A partir de la caractérisation globale des dépôts, on établit des corrélations généralisées entre procédés, microstructure et propriétés à l'état brut de fabrication, et après traitements thermiques. En partant des résultats principaux de l'étude, on dégage des pistes pertinentes pour approfondir l'étude, et pour parvenir à des produits aux propriétés améliorées.

Mots clefs : Alliages d'aluminium, WAAM, CMT, distorsions, monocouches, multicouches, microstructure

Table des matières

I	Etat de l’art sur la fabrication additive arc-fil et les alliages d’aluminium	3
	Introduction	1
1	Revue Bibliographique	3
1.1	La fabrication additive	3
1.1.1	Méthodologie générale de fabrication additive	4
1.2	Classification des techniques de fabrication additive des pièces métalliques	5
1.2.1	Technologies à base d’un laser	6
1.2.1.1	Fusion sélective par Laser (SLM, Selective Laser Melting)	6
1.2.1.2	Dépôt d’énergie directe (DED, Direct Energy Deposition)	6
1.2.2	Technologies basées sur la fusion par faisceau d’électrons (EBM, Electron Beam Melting)	7
1.2.3	Technologies basées sur la fusion par arc électrique	8
1.3	La technologie WAAM (Wire and Arc Additive Manufacturing)	8
1.3.1	L’arc électrique	9
1.3.2	Le procédé de soudage TIG (Tungsten Inert Gas)	10
1.3.3	Le procédé de soudage plasma	11
1.3.4	Le procédé de soudage MIG ou MAG	11
1.3.5	Les différents modes de transfert en soudage MIG	13
1.3.5.1	Transfert par court-circuit	14
1.3.5.2	Transfert par pulvérisation axiale	14
1.3.5.3	Transfert globulaire	14
1.3.5.4	Régime pulsé	14
1.3.6	La technologie Cold Metal Transfer (CMT)	15
1.3.7	Développements de la fabrication additive arc-fil (WAAM)	16
1.4	Les alliages d’aluminium	19
1.4.1	Propriétés de l’aluminium	19
1.4.2	Les alliages à durcissement structural	21
1.4.3	Les alliages à durcissement par écrouissage	23
1.4.4	Soudabilité de l’aluminium	23
1.4.4.1	Couche d’alumine	23
1.4.4.2	Fissuration à chaud	24
1.4.4.3	Porosité	26

1.4.4.4	Résistance de la zone fondue	27
1.4.4.5	Résistance de la zone affectée thermiquement (ZAT) des alliages durcis par écrouissage	28
1.4.5	Contraintes résiduelles en soudage	28
1.4.6	Matériaux d'apports (alliages AA5356 et AA5025)	29
1.5	Physique du procédé de soudage	31
1.6	Conclusion	32
 II Fabrication et caractérisation des dépôts WAAM		33
 2 Matériels et méthodes expérimentales		35
2.1	Matériaux utilisés	35
2.1.1	Matériaux de base	35
2.1.2	Matériaux d'apport (fils de soudage)	36
2.2	Dispositif expérimental	36
2.2.1	Relation entre les paramètres de dépôt (WFS, TS) et l'apport de chaleur (HI)	38
2.2.2	Essais de faisabilité	39
2.3	Fabrication des dépôts monocouches et multicouches	42
2.3.1	Mode opératoire	42
2.3.2	Fabrication des dépôts monocouches	43
2.3.3	Fabrication des dépôts multicouches	44
2.3.4	Traitement thermique post-WAAM des dépôts	47
2.3.5	Mesures des températures à l'aide de thermocouples	47
2.3.6	Mesures des caractéristiques géométriques des dépôts WAAM	49
2.3.7	Mesures des distorsions	50
2.4	Méthodes de caractérisation des dépôts	51
2.4.1	Préparation des échantillons monocouches et multicouches	52
2.4.2	Analyse macrographique et micrographique des échantillons WAAM	53
2.4.3	Analyse par microscopie électronique à balayage (MEB)	54
2.4.4	Analyse de la micro-dureté Vickers (HV 0.5)	55
2.4.5	Observation radiographique des dépôts	57
2.4.6	Analyses EBSD (Diffraction des électrons rétrodiffusés)	58
2.5	Conclusion	60
 3 Résultats et discussions		61
3.1	Résultats des mesures des distorsions	61
3.2	Résultats des mesures des températures	63
3.3	Observations à l'échelle du microscope optique des échantillons WAAM	65

3.3.1	Défauts observés sur les dépôts en alliage AA5356	69
3.3.2	Défauts observés sur les dépôts en alliage AA5025	72
3.3.3	Observations à l'échelle du microscope électronique à balayage . . .	74
3.3.3.1	Microstructures des métaux de base d'alliages AA5083 et AA5024	74
3.3.3.2	Particules intermétalliques observées dans les dépôts WAAM en alliage AA5356	74
3.3.3.3	Particules intermétalliques observées dans les dépôts WAAM en alliage AA5025	77
3.3.4	Matrice	79
3.3.5	Phases des alliages obtenues avec Thermocalc	80
3.4	Résultats des analyses EBSD	81
3.4.1	Résultats des analyses EBSD des échantillons WAAM en alliage AA5356	82
3.4.2	Résultats des analyses EBSD des échantillons WAAM en alliage AA5025	83
3.4.2.1	Analyse optique du dépôt de 30 cordons en alliage AA5356	84
3.5	Résultats des micro-duretés Vickers HV0.5	86
3.5.1	Micro-duretés Vickers des dépôts WAAM en alliage AA5356	86
3.5.2	Micro-duretés Vickers des dépôts WAAM en alliage AA5025	88
3.6	Conclusion	91
4	Conclusion générale	93
5	Perspectives	97
	Bibliographie	99
	Annexes	103

Table des figures

1.1	Principales étapes de la fabrication additive [Vo, 2016]	5
1.2	Classification des procédés de fabrication additive de pièces métalliques selon la forme de la matière utilisée [Ortega, 2018]	5
1.3	Illustration du procédé de fusion sur lit de poudre [Laverne, 2016]	7
1.4	Principe du procédé de dépôt d'énergie directe [Margueray, 2015]	7
1.5	Principe du procédé de la fusion par faisceau d'électrons	8
1.6	Structure de l'arc électrique [Chapuis, 2011]	9
1.7	Principe du soudage TIG [Chapuis, 2011]	10
1.8	Comparaison de l'arc TIG en courant continu et alternatif [Vennekens, 2003]	10
1.9	Principe du soudage au plasma [Planckaert, 2008]	11
1.10	Illustration du procédé de soudage MIG-MAG [Akçay, 2015]	12
1.11	Récapitulatif des différents modes de transfert en soudage MIG [Planckaert, 2008]	13
1.12	Cycle de transfert CMT [Fronius, 2017], [Magowan, 2017]	15
1.13	Signal du procédé CMT [Cong, 2014]	16
1.14	Représentation schématique du processus de fabrication additive arc-fil (WAAM) [Tiago, 2019]	16
1.15	Phénomène de humping [Bodocco, 2018]	17
1.16	Pièces en aluminium a) cône, b) aile de bombardier [Martina, 2012]	17
1.17	Exemples de pièces fabriquées avec le procédé WAAM [Hascoet et al., 2017]	18
1.18	Comparaison des porosités des murs réalisés avec 4 variantes du procédé CMT : (a) CMT, (b) CMT-P, (c) CMT-ADV, (d) CMT-PADV [Cong et al., 2014]	19
1.19	Microstructures à la température ambiante dans l'alliage Al + 4% en poids de Cu. (b) Produit par refroidissement lent à partir de 550 °C. (c) Produit par refroidissement modérément rapide à partir de 550 °C. Les précipités dans (b) sont larges et bien espacés. Les précipités en (c) sont petits et rapprochés [Ashby, 2006]	22
1.20	Enlèvement d'oxyde d'aluminium par impact ionique (à gauche) et pénétration d'électrons à travers la couche d'oxyde (à droite) [European Aluminium, 2015]	24

1.21	Courbe de sensibilité à la fissuration à chaud de quelques alliages d'aluminium comme métal d'apport en fonction de leur teneur d'alliage [European Aluminium, 2015]	25
1.22	Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium [Bhadha, 2007]	26
1.23	Métaux d'apport recommandés pour le soudage de l'aluminium [Bhadha, 2007]	27
1.24	Distribution des contraintes résiduelles en soudage : a) longitudinales (σ_x), b) transversales (σ_y) [Tarak, 2013]	29
1.25	Augmentation de la résistance en ajoutant des alliages Scandium à Aluminium [Borhani, 2012]	31
1.26	Couplage des phénomènes physiques en soudage [Trinh, 2008], [Ding,2012]	31
2.1	Outillage de dégraissage du substrat d'aluminium	36
2.2	Installation WAAM du CRM	37
2.3	Module EPSON EZ	37
2.4	Dispositif de clamage du substrat	38
2.5	Monocouches réalisées avec le procédé CMT pulsé	39
2.6	Murs usinés pour observations radiographiques	40
2.7	Evolution des caractéristiques géométriques : a) Pénétration des monocordons, b) Hauteur des mono-cordons	41
2.8	Signal du procédé CMT pulsé [Cong, 2014]	41
2.9	Courbes synergiques des procédés de soudage MIG et CMT pulsé	42
2.10	Dépôts monocouches fabriqués : a)WFS=9m/min, TS=0.9 m/min, CMT-P, b) WFS=9 m/min, TS=0.9 m/min, MIG, c) WFS=9 m/min, TS=0.9 m/min, CMT-P, d) WFS=9 m/min, TS=1.8 m/min, CMT-P	43
2.11	Trajectoire de dépôt en sens alterné de chaque couche	44
2.12	Illustration de la fabrication des dépôts avec et sans brossage	45
2.13	Dépôts multicouches (10 couches) : a) Couches non brossées, b) Couches brossées	45
2.14	Profils et coupes transversales des dépôts multicouches (10 couches) : a)WFS=9m/min, TS=0.9 m/min, CMT-P, 15 mm de hauteur, b) WFS=9 m/min, TS=0.9 m/min, MIG, 12 mm de hauteur, c) WFS=9 m/min, TS=0.9 m/min, CMT-P, 15 mm de hauteur, d) WFS=9 m/min, TS=1.8 m/min, CMT-P, 10 mm de hauteur	46
2.15	Schéma de principe du recouvrement	46
2.16	Echantillons WAAM de 30 cordons (10 couches)	46
2.17	Four utilisé : a) Vue générale du four, b) Echantillons WAAM placés dans le four	47
2.18	Cartes utilisées : a) Carte NI 9211, b) Support USB 9162	48

2.19	Dépôts monocouches réalisés sur des tôles d'alliage AA5356 de 4 et 10 mm d'épaisseurs	48
2.20	Représentation schématique en vue de profil du dispositif d'isolation thermique	49
2.21	Dispositif d'isolation thermique réalisé	49
2.22	Caractéristiques géométriques mesurées : a) Caractéristiques géométriques d'une couche, b) Caractéristiques géométriques de deux couches	50
2.23	Forme du bain de fusion des procédés MIG (a) et CMTP (b)	50
2.24	Dispositif de mesures des distorsions dues à l'apport de chaleur	51
2.25	Schéma de principe de mesures des distorsions	51
2.26	Echantillons monocouches et multicouches : a) Echantillons découpés, b) Echantillons enrobés	52
2.27	a) Enrobeuse, b) Polisseuse mécanique	53
2.28	Microscopes utilisés : a) Microscope binoculaire, b) Microscope optique	54
2.29	Microscope électronique à balayage	55
2.30	a) Machine de micro-dureté Vickers, b) Principe de l'essai de micro-dureté	56
2.31	Intervalle de distance entre deux points de micro-dureté Vickers	56
2.32	Mesures de micro-dureté : a) Intervalles des points de micro-dureté, b) Filiations de micro-duretés d'un dépôt de 10 couches, c) Filiations de micro-duretés d'un dépôt d'une couche	57
2.33	Négatoscope utilisé lors des radiographies	57
2.34	Principe de la formation d'un diagramme de Kikuchi [Barbier, 2016]	58
2.35	Récapitulatif des analyses effectuées sur chaque échantillon WAAM	59
3.1	Distorsions du substrat en minimisant les pertes de chaleur	61
3.2	Comparaison des distorsions des dépôts obtenues en minimisant ou non, les pertes de chaleur	62
3.3	Comparaison des distorsions avec et sans traitement thermique du substrat	62
3.4	Position des thermocouples sur le substrat AA5356	63
3.5	Historique de températures d'une couche sur des tôles d'épaisseurs de 4 mm (droite) et 10 mm (gauche)	64
3.6	Historique de températures de deux couches sur une tôle d'épaisseur de 4mm	65
3.7	Microstructure d'un dépôt monocouche en alliage AA5356	65
3.8	Microstructure d'un dépôt multicouches (2 couches) en alliage AA5356	66
3.9	Observation de la différence de particules intermétalliques entre deux couches successives : a) couche (6, 7 et 8), b) Particules intermétalliques observés entre les couches 6 et 7	67
3.10	Différence de tailles de grains sur l'échantillon de 10 couches en alliage AA5025	67

3.11	Vue générale des échantillons de dix couches en alliages AA5356 et AA5025 (après attaque) : a) 10C-AA5356-chaud, b) 10C-AA5356-froid, c) 10C-AA5025-chaud, d) 10C-AA5025-froid	68
3.12	Section longitudinale (a) et transversale (b) de l'échantillon monocouche en alliage AA5025 à faible apport calorifique (1C-AA5025-froid)	68
3.13	Section longitudinale (a) et transversale (b) de l'échantillon de 10 couches en alliage AA5356 à fort apport calorifique (10C-AA5356-chaud)	69
3.14	Défauts de l'échantillon 10C-AA5356-chaud observés au microscope optique à l'état poli miroir	69
3.15	Observation d'une porosité au sein de l'échantillon 10C-AA5356-chaud	71
3.16	Inclusions observées : a) Image prise au MEB, b) Spectre observé et composition chimique pour le pic 15	72
3.17	Défauts de l'échantillon 10C-AA5025-chaud observés au microscope optique	73
3.18	Microstructures des métaux de base : a) Alliage AA5083, b) Alliage AA5024	74
3.19	Observations au MEB des échantillons : a-b-c) 10C-AA5356-froid, d-e-f) 10C-AA5356-chaud	75
3.20	Analyse au MEB couplé à l'EDX d'une zone de l'échantillon WAAM en alliage AA5356 à fort apport calorifique	76
3.21	a) Image au MEB, c-f) Cartographie EDX des éléments chimiques présents de la zone analysée	76
3.22	Observations au MEB des échantillons : a-b-c) Echantillon à fort apport calorifique (10C-AA5025-chaud), d-e-f) Echantillon à faible apport calorifique (10C-AA5025-froid)	77
3.23	a) Observations au MEB des particules et inclusions au sommet de l'échantillon de 10 couches d'alliage AA5025 (10C-AA5025-froid), b) spectre du point 4, c) spectre de la matrice et valeurs de l'analyse EDX	78
3.24	Observations au MEB de l'échantillon de 10 couches en alliage AA5025 (10C-AA5025-chaud) : a) Avant traitement thermique, b) Après traitement thermique	78
3.25	a) Image au MEB, b-k) Cartographie EDX des éléments chimiques présents dans la zone analysée de l'échantillon 10C-AA5025-froid	79
3.26	a) Image au MEB, b) Spectre et composition de la matrice au point 1, c) Spectre et composition de la matrice au point 2	80
3.27	Diagramme de propriétés de l'alliage AA5356 sur Thermocalc	81
3.28	Effet du gradient de température (G) et la vitesse de solidification (R) sur la morphologie et la taille de la microstructure de solidification [DebRoy, 2017]	82
3.29	Cartographie EBSD de l'échantillon de 10 couches à forte énergie en alliage AA5356 (10C-AA5356-chaud)	83

3.30	Cartographie EBSD de l'échantillon de 10 couches à fort apport calorifique en alliage AA5025 (10C-AA5025-chaud)	84
3.31	Echantillon 3D état attaqué (gauche), état poli miroir (droite)	85
3.32	Analyse optique de la zone 1 de l'échantillon 3D	85
3.33	Filiations de micro-duretés des échantillons d'une couche en alliage AA5356 : à faible apport calorifique (gauche), à fort apport calorifique (droite)	86
3.34	Filiations de micro-duretés d'une et 10 couches en alliage AA5356 à fort apport calorifique (10C-AA5356-chaud)	87
3.35	Filiations de micro-duretés des échantillons d'une couche en alliage AA5025 : à fort apport calorifique (gauche), à faible apport calorifique (droite)	89
3.36	Comparaison des filiations de micro-duretés des échantillons de 10 couches à faible et fort apport calorifique	90

Liste des tableaux

1.1	Propriétés physiques de l'aluminium à température ambiante [Ortega, 2018]	19
1.2	Désignation des alliages d'aluminium corroyés [Vennekens, 2003]	20
1.3	Désignation de l'état de livraison [Vennekens, 2003]	20
1.4	Composition chimique massique du fil de soudage AA5356 [Elrefaey, 2015]	29
1.5	Composition chimique massique du fil de soudage AA5025 [Røyset, 2015]	30
2.1	Composition chimique massique des alliages d'aluminium AA5083 et AA5024 [AtlasSteels, 2013], [Aleris, 2013]	36
2.2	Rendement de quelques procédés de soudage [Gaiani, 2011]	39
2.3	Paramètres de soudage pour essais de faisabilité	40
2.4	Paramètres de réglages avant le début des dépôts	43
2.5	Paramètres de fabrication des dépôts monocouches	44
2.6	Paramètres de fabrications des dépôts multicouches (10 couches)	44
2.7	Mesures des caractéristiques géométriques d'une couche	50
3.1	Taux de défauts des différents dépôts en alliage AA5356	71
3.2	Taux de défauts des différents dépôts en alliage AA5025	73
3.3	Valeurs moyennes de micro-duretés des échantillons d'une couche en alliage AA5356	86
3.4	Valeurs moyennes des micro-duretés des échantillons de 10 couches en alliage AA5356	88
3.5	Valeurs moyennes des micro-duretés des échantillons d'une couche en alliage AA5025	88
3.6	Valeurs moyennes des micro-duretés des échantillons de 10 couches en alliage AA5025	89

Liste des Abréviations

CRM : Centre de Recherches Métallurgiques
CEWAC : Centre d'Etudes Wallon d'Assemblage et du Contrôle des matériaux
WAAM : Wire Arc Additive Manufacturing
TIG : Tunsten Inert Gaz
MIG : Metal Inert Gas
MAG : Metal Actif Gaz
CMT : Cold Metal Transfer
CMT-P : Cold Metal Transfer Pulse
CMT-ADV : Cold Metal Transfer Advanced
CMT-PADV : Cold Metal Transfert Pulse Advanced
ZAT : Zone Affectée Thermiquement
EBM : Electron Beam Melting
DED : Direct Energy Deposition
SLM : Selective Laser Melting
ASTM : American Society for Testing Materials
WFS : Wire Feed Speed
TS : Travel Speed
FAAF : Fabrication additive arc-fil
MEB : Microscopie Electronique à Balayage
EDX : Energie Dispersive de rayons X
EBSD : Electron Backscatter Diffraction
TEM : Transmission Electron Microscopy
HI : Heat Input
MB : Métal de Base
MA : Métal d'Apport
SLS : Selective Laser Melting
GTAW : Gas Tungsten Arc Welding
GMAW : Gas Metal Arc welding
BSE : Backscattered Electrons
SE : Secondary Electron
ATD : Analyse Thermique Différentielle
SEM : Scanning Electron Microscopy
MO : Microscope Optique

Introduction

Les nouvelles technologies utilisées en fabrication additive constituent aujourd'hui des solutions rapides et efficaces dans de nombreux secteurs industriels. Ces technologies permettent la fabrication de pièces de formes complexes avec des temps de développements réduits par rapport aux procédés de fabrication conventionnels.

Les alliages d'aluminium magnésium sont des matériaux légers présentant des propriétés mécaniques intéressantes combinées à une bonne tenue à la corrosion, ce qui favorise leur utilisation dans les secteurs de l'automobile, de l'aéronautique et de l'aérospatial. La production de composants aluminium par des techniques de fabrication additive connaît actuellement une forte demande, en particulier pour les pièces de petites dimensions et/ou pour les réparations.

D'une manière générale, les procédés de fabrication additive sont basés sur des métaux d'apport sous forme de poudres ou de fils, les poudres étant utilisées pour les pièces de petite taille avec un rendement moindre que le fil, qui permet aussi de fabriquer des pièces plus massives avec taux de dépôts élevés, des faibles coûts d'équipements. Dans les procédés basés sur le fil, on peut citer la fusion par arc électrique (Wire Arc Additive Manufacturing ou WAAM) d'un fil métallique, qui est ensuite déposé à l'état liquide sur la surface d'un substrat formant ainsi un cordon de soudure après solidification.

La technique WAAM dérive des procédés de soudage à l'arc électrique (MIG, TIG, et plasma) qui utilisent un fil comme métal d'apport se dévidant automatiquement. Cependant, ces procédés de soudage classiques ne sont pas adaptés à la fabrication additive, à cause des instabilités qui induisent un mauvais état de surface des dépôts. C'est pour cette raison que le procédé CMT (Cold Metal Transfer), une variante du procédé MIG mieux adaptée à la fabrication additive arc-fil, a été choisi dans notre étude.

Le présent travail s'inscrit dans le cadre d'un projet de recherche plus étendu, dont la coordination est assurée par la société Open Engineering avec le CRM comme partenaire de recherche. L'objectif principal du projet de recherche est la modélisation numérique de la fabrication additive arc-fil des alliages d'aluminium. Cette modélisation aura pour but de faciliter et optimiser la préparation à la fabrication, réduire le coût de développement et optimiser les caractéristiques de la matière déposée et donc la performance de la pièce finale.

Toutefois, le présent travail a été défini comme une étude préliminaire nécessaire à la compréhension des procédés de fabrication additive, appliquée à des alliages d'aluminium choisis de manière à mettre en évidence l'influence de différents paramètres en lien avec les procédés, mais aussi les matériaux. Cette approche davantage focalisée sur la métallurgie et la mécanique est nécessaire comme outil de compréhension. Le volet numérique ne sera donc pas abordé dans ce travail dont l'objectif principal peut être décrit comme suit : Elaboration et caractérisation des dépôts mis en œuvre par fabrication additive arc-fil (WAAM) à partir d'alliages d'aluminium (*AlMg5* et *AlMgSc*).

Les métaux d'apport sont constitués par les fils en alliages AA5356 et AA5025 déposés sur des plaques (substrat) en aluminium de type AA5083 et AA5024 respectivement. Des échantillons obtenus avec un cordon ou couche unique, et à partir de plusieurs couches superposées formant un mur, sont réalisés en considérant différents apports calorifiques à la source. La microstructure des différents dépôts est étudiée par analyse optique, et en microscopie électronique à balayage (MEB) couplée soit à la micro sonde EDX soit à l'EBSD pour l'étude de la granulométrie. Des profils de micro-duretés Vickers sont réalisés dans les dépôts. L'étude de la macrostructure et de la microstructure permet de mettre en évidence les défauts (inclusions et porosités), la morphologie et la taille des grains, ainsi que la nature des précipités ou intermétalliques au sein des dépôts.

Le présent travail est organisé comme suit :

Le premier chapitre présente une revue bibliographique des différentes techniques de fabrication additive, en insistant sur celles basées sur la fusion d'un fil métallique. Les alliages d'aluminium et leur soudabilité sont aussi présentés.

Le second chapitre intitulé matériels et méthodes expérimentales, présente les deux métaux d'apport (substrats) utilisés pour la fabrication des échantillons composés eux-mêmes de deux alliages distincts représentés par des fils. Les méthodes de caractérisation ou d'analyses des dits échantillons, les différents dispositifs expérimentaux développés et utilisés dans ce travail sont aussi présentés dans cette partie.

Le troisième chapitre donne les différents résultats des caractérisations et analyses. Un large volet consacré à la discussion des résultats permet d'établir les corrélations entre les différents paramètres de procédés, les alliages, et les propriétés observées. Un chapitre est consacré à la conclusion générale, puis un autre est dédié aux nombreuses perspectives identifiées pour pousser plus loin la recherche sur ce sujet d'intérêt majeur.

Revue Bibliographique

Ce premier chapitre présente un état de l'art sur les différentes techniques de manière générale, et en particulier celles basées sur la fusion du fil par un arc électrique (WAAM). Ensuite les récents développements de ces technologies ainsi que les différents alliages d'aluminium et leur soudabilité sont présentés et de même que les phénomènes physiques qui interviennent lors du soudage.

1.1 La fabrication additive

La fabrication additive peut être définie comme un ensemble de procédés de fabrication basé sur l'ajout de la matière généralement par empilement successif des couches à partir d'un modèle numérique. L'approche utilisée pour produire des pièces, avec cette technique, est très différente de celle utilisée avec les méthodes de fabrication classiques telles que l'usinage, le forgeage ou le moulage [Ponche, 2013].

Contrairement à la fabrication soustractive, la fabrication additive présente des avantages parmi lesquels :

- La liberté de conception : La fabrication additive permet de réaliser des pièces creuses et de formes complexes généralement impossibles à réaliser par des procédés conventionnels.
- La flexibilité : Contrairement à l'usinage, la fabrication additive ne nécessite pas d'outillage ; ce qui permet ainsi, la flexibilité de cette technologie.
- La personnalisation : En plus de la flexibilité, la fabrication additive permet une grande liberté de conception à partir d'un modèle CAO. Ce qui implique de la fabrication de pièces complexes et personnalisées [Ponche, 2013].
- La conception optimisée en termes de poids

Cependant, la fabrication additive présente des points faibles en comparaison avec des techniques de fabrication conventionnelles. Les propriétés mécaniques de ces pièces possèdent une anisotropie ainsi que des contraintes résiduelles. Aussi, les dimensions des pièces sont limitées à cause du volume de travail de la machine. Enfin, la précision géométrique, l'état de surface et les tolérances dimensionnelles sont généralement moins bons que ceux obtenus par les techniques d'usinage. Des post-traitements tels que les traitements thermiques, Hot Isostatic Pressing, le polissage mécanique, permettent de réduire ou de supprimer certains de ces inconvénients après la fabrication. La fabrication additive

n'est généralement adaptée que pour des petites séries et n'est donc pas adaptée pour les séries moyennes et les grandes séries [Ortega, 2018]. Le choix de meilleurs paramètres (puissance de la source d'énergie, vitesse d'avance, etc.) ainsi que leurs réglages, sont des facteurs importants pour la fabrication additive des pièces qui permettent d'obtenir des pièces denses ayant de bonnes propriétés mécaniques.

1.1.1 Méthodologie générale de fabrication additive

Les techniques de fabrication additive utilisent divers matériaux sous forme liquide, de poudre ou de fil solide pour former des pièces massives. On distingue aujourd'hui la fabrication additive des matériaux métalliques, céramiques, polymères et composites.

Il existe diverses technologies de fabrication additive qui se distinguent entre elles par la nature, l'état et la forme de la matière première utilisée. Une énergie est utilisée pour assurer la consolidation de l'ensemble. La source utilisée peut être de nature thermique, mécanique, chimique, ou provenant d'un faisceau laser ou d'un faisceau d'électrons. Le choix de la technologie à employer s'effectue en fonction des caractéristiques recherchées (mécanique, physique), des dimensions, de la précision dimensionnelle, et de l'état de surface [Ortega, 2018]. Certains procédés de fabrication additive nécessitent des supports lors de la construction afin de limiter les déformations ainsi que les retraits.

La plupart des procédés de fabrication additive suivent le même mode opératoire de la conception à la réalisation. La réalisation des pièces se fait généralement en plusieurs étapes notamment (figure 1.1) [Vo, 2016] :

- La création des données numériques : Cette étape consiste à créer un modèle CAO 3D et à le convertir en un format STL (Stéréo lithographie) qui est le format standard pour la fabrication additive ;
- La préparation des fichiers : Cette étape se caractérise par la correction du fichier STL, le découpage du modèle STL en tranches ou en strates à l'aide d'un logiciel spécifique à la fabrication additive ;
- La fabrication de la pièce : qui débute généralement à partir d'un support ;
- La finition : Après la fabrication de la pièce, l'enlèvement des supports, le nettoyage et des post-traitements mécaniques ou thermiques sont nécessaires pour améliorer l'état de surface ainsi que les propriétés mécaniques de la pièce.

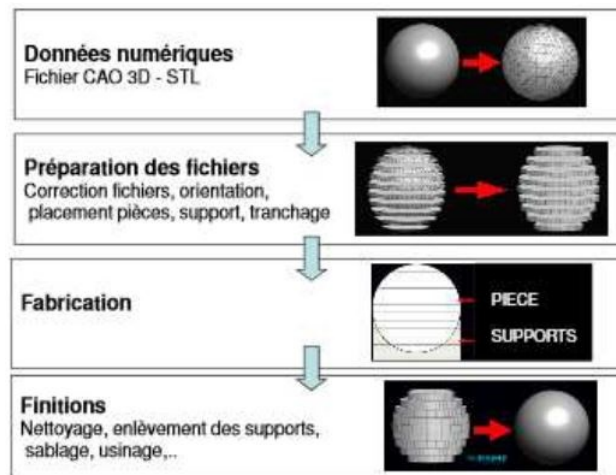


FIGURE 1.1 – Principales étapes de la fabrication additive [Vo, 2016]

1.2 Classification des techniques de fabrication additive des pièces métalliques

La fabrication additive métallique peut être divisée en deux parties : La technologie basée sur des poudres et la technologie basée sur du fil. L'ASTM classe les technologies de fabrication additive des pièces métalliques en quatre catégories selon le procédé employé pour assurer la liaison des couches déposées.

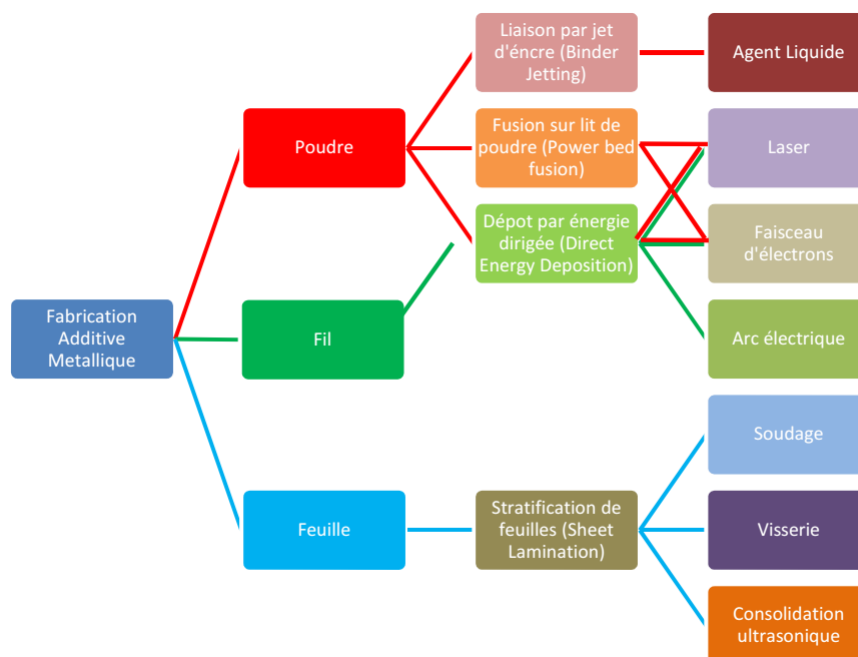


FIGURE 1.2 – Classification des procédés de fabrication additive de pièces métalliques selon la forme de la matière utilisée [Ortega, 2018]

La figure 1.2 présente une classification des procédés de fabrication additive des pièces métalliques, en fonction de la forme de la matière utilisée. Il existe de nombreuses technologies de fabrication additive métallique, que nous présentons dans les paragraphes suivants.

1.2.1 Technologies à base d'un laser

Le principe des technologies à base d'un laser consiste à focaliser un faisceau laser permettant le frittage ou la fusion de la poudre métallique. Les machines à source laser utilisent une atmosphère protectrice (Argon ou Hélium) afin d'éviter l'oxydation du matériau, qui pourrait avoir une influence négative sur les propriétés mécaniques des pièces. Il existe aujourd'hui plusieurs technologies de fabrication additive utilisant une source laser.

1.2.1.1 Fusion sélective par Laser (SLM, Selective Laser Melting)

La fusion sélective au laser permet la fabrication des pièces métalliques à partir d'un modèle 3D . C'est une technique capable de fabriquer des pièces à l'aide d'un laser à haute puissance qui fusionne de manière sélective les poudres métalliques avec une épaisseur de couche comprise entre 15 et 100 μm dans une atmosphère contrôlée (Argon, Hélium, Azote) afin d'éviter l'oxydation.

Le principe de cette technique consiste à déposer à l'aide d'un rouleau, une fine couche de poudre provenant d'un réservoir, sur le plateau de construction et à parcourir avec le faisceau laser de haute puissance (de 100 W à 1 KW) la couche de poudre étalée. La première couche correspond à la première tranche de la pièce qui doit être fabriquée. Une fois cette dernière fondue, le plateau descend d'une hauteur égale à l'épaisseur des tranches de fabrication, et une nouvelle couche de poudre est déposée et fondue sur la couche précédente. La fabrication de la pièce se fait donc couche par couche jusqu'à sa construction totale [Ortega, 2018]. Contrairement au frittage sélectif laser (SLS) où la poudre est partiellement fondue, la poudre est complètement fondue avec le procédé SLM (figure 1.3).

1.2.1.2 Dépôt d'énergie directe (DED, Direct Energy Deposition)

Le principe de la technologie DED consiste à projeter une poudre ou fil métallique dans l'axe d'un faisceau laser de grande puissance qui produit la fusion de la poudre. Cette poudre fondue est simultanément déposée sur le substrat puis est solidifiée. Le processus s'effectue dans une chambre fermée et dans une atmosphère protectrice contenant un gaz inerte protégeant le métal de l'oxydation [Ortega, 2018]. La figure 1.4 illustre le procédé de dépôt d'énergie directe.

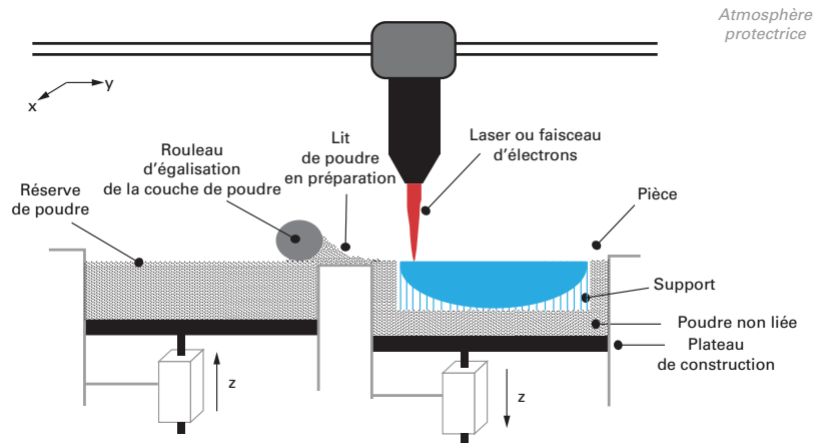


FIGURE 1.3 – Illustration du procédé de fusion sur lit de poudre [Laverne, 2016]

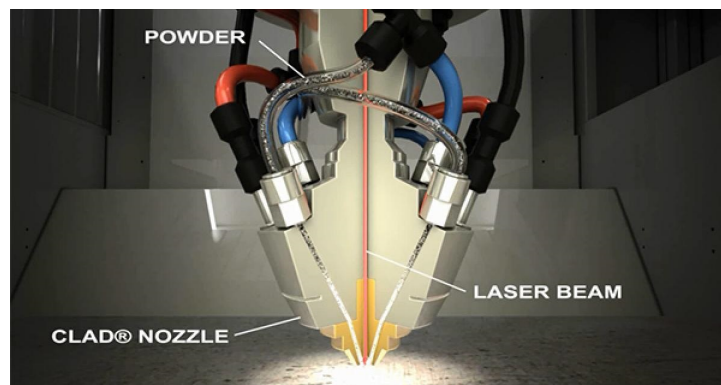


FIGURE 1.4 – Principe du procédé de dépôt d'énergie directe [Margueray, 2015]

1.2.2 Technologies basées sur la fusion par faisceau d'électrons (EBM, Electron Beam Melting)

Le principe de cette technologie est basé sur la fusion du métal par un faisceau d'électrons émis à partir d'un filament en tungstène. Les électrons sont émis à partir d'une électrode négative et sont accélérés à grande vitesse sous l'effet d'une tension d'accélération (figure 1.5). Le travail s'effectue dans une chambre sous vide afin d'éviter la déviation du faisceau d'électrons. Cette technologie permet d'obtenir des pièces avec un état de surface plus rugueux par rapport au procédé de fusion sélective par laser [Ortega, 2018].

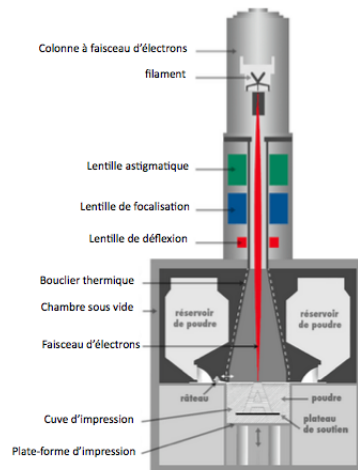


FIGURE 1.5 – Principe du procédé de la fusion par faisceau d'électrons

1.2.3 Technologies basées sur la fusion par arc électrique

Généralement, les techniques de fabrication additives sont réputées pour la fabrication des pièces de petites séries et de dimensions limitées à cause de leur faible taux de dépôts. Il existe aujourd'hui plusieurs techniques de fabrication additive dérivées des procédés de soudage à partir d'un arc électrique. Cependant, ces techniques basées sur la fusion par un arc électrique constituent une avancée pour la fabrication des pièces métalliques de grandes dimensions. Un arc électrique est amorcé et permet la fusion du métal d'apport en forme de fil. Les systèmes basés sur un arc électrique pour la fabrication additive, sont constitués d'un procédé de soudage classique (MIG, Plasma, TIG) et permettent grâce à leur taux de dépôts élevé la fabrication des pièces de plus grandes dimensions [Ortega, 2018].

1.3 La technologie WAAM (Wire and Arc Additive Manufacturing)

Le WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing), est une technologie de fabrication additive utilisant un arc électrique et un fil métallique dévidé automatiquement. À l'origine, les technologies de soudage à l'arc électrique permettaient principalement l'assemblage des pièces par fusion afin d'assurer après refroidissement, la continuité physique entre deux pièces. Par la suite, les robots de soudage ont été développés pour le soudage 3D permettant ainsi de souder des pièces de formes complexes en toutes positions. Aujourd'hui, les procédés de soudage font l'objet de nombreuses recherches en fabrication additive dans une perspective de réaliser des grandes pièces métalliques. Le WAAM est donc une technologie en devenir au regard des avantages et des opportunités qu'il présente. Un dispositif

de la technologie WAAM comporte généralement : un robot permettant le déplacement de la torche de soudage, et un générateur de soudage (MIG, plasma, TIG) pouvant fournir un courant continu, alternatif ou pulsé.

1.3.1 L'arc électrique

En soudage, l'arc électrique s'établit entre deux électrodes (positive et négative) sous l'effet de leur différence de potentiel. Les électrons sont émis à partir d'une cathode chargée négativement vers une anode qui est chargée positivement. Sous l'action de la répartition des charges, un potentiel électrique s'établit entre la cathode et l'anode. L'évolution de ce potentiel peut être séparée en trois grandes zones : la zone cathodique, la colonne du plasma et la zone anodique (figure 1.6) [Mougenot, 2013]. L'arc électrique doit être amorcée et maintenu stable durant l'opération de soudage. Pour ce faire, il existe deux méthodes d'amorçage de l'arc électrique en soudage notamment : l'amorçage par contact et l'amorçage par haute fréquence.

1. Amorçage par contact : Cet amorçage est caractérisé par le contact entre l'électrode et la pièce pendant un court instant permettant une ionisation gazeuse des atomes métalliques. Bien que cette méthode soit utilisable avec tous les générateurs de soudage, elle présente néanmoins un risque de collage ou de contamination. En soudage TIG, ce type d'amorçage peut produire des inclusions de tungstène dans le bain de fusion qui est un défaut pour la soudure réalisée.

2. Amorçage à haute fréquence :

Une tension à haute fréquence ionise le gaz de protection entre l'électrode et les pièces à assembler permettant ainsi le passage du courant au travers du flux gazeux et l'amorçage de l'arc électrique.

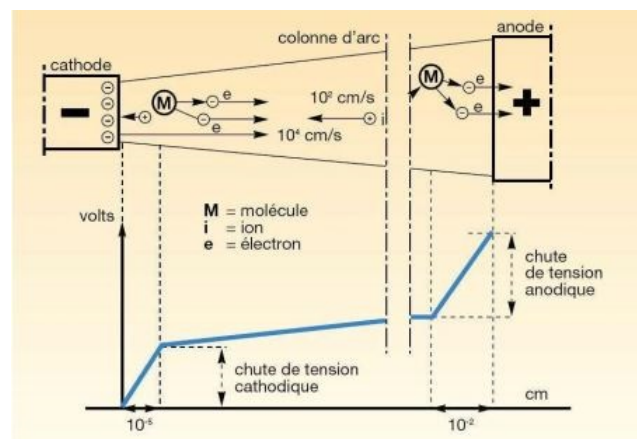


FIGURE 1.6 – Structure de l'arc électrique [Chapuis, 2011]

1.3.2 Le procédé de soudage TIG (Tungsten Inert Gas)

Encore appelé Gas Tungsten Arc Welding (GTAW), le soudage TIG est un procédé très utilisé lorsque la qualité optimale des soudures est requise. L'arc électrique est créé et maintenu à l'extrémité d'une électrode de tungstène non fusible sous atmosphère gazeuse pour assurer une meilleure protection du métal contre l'oxydation (figure 1.7). L'argon est généralement le gaz de protection le plus utilisé par rapport à l'hélium qui produit un arc plus concentré et plus énergétique. La torche de soudage est conçue pour alimenter un jet de gaz inerte qui vient envelopper l'arc électrique à la pointe de l'électrode tout en créant un bouclier gazeux empêchant l'air ambiant de venir en contact avec le bain de fusion.

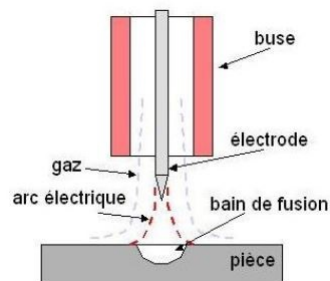


FIGURE 1.7 – Principe du soudage TIG [Chapuis, 2011]

Pour le soudage de l'aluminium avec ce procédé, l'on utilise généralement soit un courant alternatif, ou un courant continu à polarité inversée (polarité négative à la pièce) afin de détruire la couche d'alumine qui recouvre la surface du matériau pouvant nuire à la qualité des soudures. La figure 1.8 présente une comparaison de l'arc TIG en courant continu et alternatif.

	Courant continu Polarité normale	Courant alternatif	Courant continu Polarité inversée
Caractéristiques de pénétration			
Action nettoyante des oxydes	Nulle	Une fois tous les demi-cycles	oui
Répartition de la chaleur dans l'arc	70% à la pièce 30% à l'électrode	50% à la pièce 50% à l'électrode	30% à la pièce 70% à l'électrode
Pénétration	Etroite et profonde	Moyenne	Large et peu profonde

FIGURE 1.8 – Comparaison de l'arc TIG en courant continu et alternatif [Vennekens, 2003]

1.3.3 Le procédé de soudage plasma

La caractéristique principale du soudage au plasma est la transformation à l'état de plasma d'un gaz plasmagène par un arc électrique établi entre une électrode réfractaire et la pièce à souder (figure 1.9) [Planckaert, 2008]. C'est un procédé de soudage fort similaire au soudage TIG. Cependant, comparé au soudage TIG, l'arc électrique est plus concentré lors du soudage au plasma ce qui permet une meilleure pénétration. C'est pourquoi ce procédé est approprié pour le soudage de plus fortes épaisseurs (entre 5 et 50 mm).

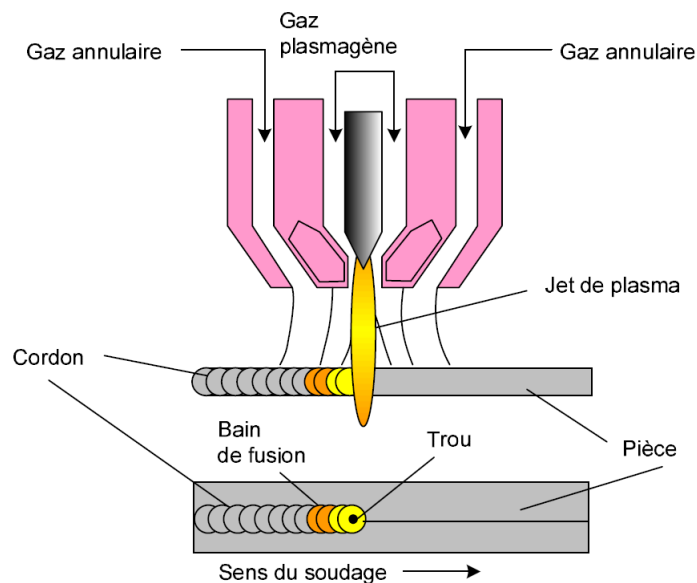


FIGURE 1.9 – Principe du soudage au plasma [Planckaert, 2008]

1.3.4 Le procédé de soudage MIG ou MAG

Encore appelé GMAW (Gas Metal Arc Welding), le procédé MIG/MAG est un procédé de soudage qui utilise une électrode fusible comme métal d'apport. Aujourd'hui grâce à son taux de dépôt élevé, ce procédé de soudage est l'un des plus utilisés dans l'industrie de production en série de composants. Le principe de ce procédé est basé sur la création d'un arc électrique entre une électrode fusible (fil) et le métal de base. L'électrode utilisée est un fil sous forme de bobine. Grâce à un mécanisme de dévidage, le fil électrode est amené de façon continue dans le bain de fusion. Le matériel de soudage nécessaire pour un poste de soudage MIG-MAG comporte :

1. Un générateur à courant continu en mode lisse ou pulsé. Celui-ci fournit un courant généralement continu en polarité inverse (polarité négative à la pièce), favorisant la fusion rapide du fil électrode qui est bombardé par un flux d'électrons.
2. La torche de soudage, qui est composée d'un tube contact, et d'une buse permettant

de canaliser le flux gazeux afin d'éviter l'oxydation des pièces, ainsi que d'un circuit de refroidissement [Chapuis, 2011].

3. Le gaz de protection permettant d'éviter l'oxydation du bain de fusion et de l'arc électrique. Le procédé MAG utilise un mélange de gaz actif tel que le dioxyde de carbone (CO_2) ou le dioxygène (O_2). Les mélanges de gaz à base d'argon ($Ar-CO_2-O_2$; $Ar-O_2$; $Ar-CO_2$) sont couramment utilisés. Le procédé MIG quant à lui utilise un gaz inerte tel que l'argon, l'hélium ou un mélange des deux gaz qui sont très utilisés pour le soudage des alliages d'aluminium et de cuivre [Ortega, 2018].

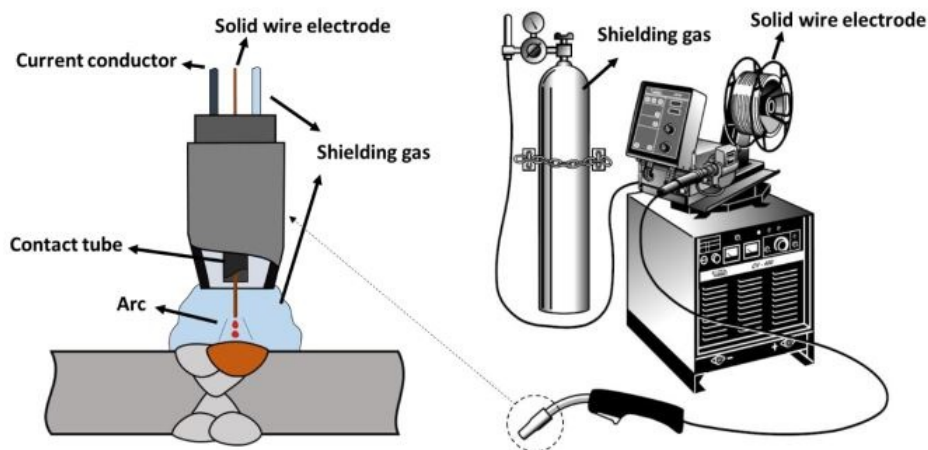


FIGURE 1.10 – Illustration du procédé de soudage MIG-MAG [Akçay ,2015]

Le procédé de soudage MIG/MAG dépend d'un certain nombre de paramètres :

- Le voltage : En soudage MIG/MAG, le courant de soudage est déterminé par la vitesse de dévidage du fil. Il existe des valeurs optimales de voltage pour des valeurs de courant données. En fonction du type de voltage, faible ou élevé, il en résulte une bonne ou mauvaise pénétration. L'une des fonctions du voltage est le contrôle de la longueur de l'arc électrique. La forme du cordon dépend du voltage utilisé. L'augmentation du voltage produit l'aplatissement du cordon de soudure.
- Le débit de gaz : le débit de gaz de protection doit être suffisant pour empêcher l'oxydation de l'arc et du bain de fusion. Si le débit est inférieur ou supérieur à un certain seuil, des défauts seront présents dans le cordon de soudure.
- La vitesse de dévidage du fil (WFS) : C'est un paramètre qui permet de définir la régularité des soudures et qui se détermine en réglant le courant de soudage. Une vitesse de dévidage du fil plus élevée permet un taux de dépôt élevé de fil. La soudure est donc plus épaisse.
- La vitesse d'avance de la torche (TS) : la vitesse d'avance de la torche est l'un des paramètres influençant la pénétration. Si cette vitesse est très faible un grand volume de métal est déposé. Par contre, si elle est très élevée, la chaleur générée par l'arc n'a pas le temps de faire fondre correctement le métal. Généralement, en

soudage MIG-MAG le choix d'une bonne vitesse d'avance de la torche est fonction de la vitesse de dévidage du fil électrode. Il existe donc de meilleures plages de rapport de vitesse de dévidage du fil sur la vitesse d'avance de la torche permettant d'obtenir de meilleures soudures.

- La partie terminale ou stick-out : est la distance entre l'extrémité de l'arc et le tube contact. La longueur de fil libre doit être suffisante (pas trop courte) afin d'éviter un échauffement excessif du tube contact par l'arc électrique [Mezrag, 2015]. Aussi, afin d'éviter l'échauffement du fil par effet joule, et l'instabilité de l'arc, la longueur de fil libre ne doit pas être très grande. En pratique, cette longueur est comprise entre 10 mm et 15 mm. En éloignant la torche de la tôle, il se produit une diminution de l'intensité, et donc de la pénétration. L'augmentation de la partie terminale génère une température d'arc insuffisante, caractérisée par des soudures bombées, moins pénétrantes ainsi qu'un taux de dépôt élevé.

1.3.5 Les différents modes de transfert en soudage MIG

Après la fusion du fil électrode grâce à la chaleur générée par le bombardement des électrons, le métal fondu doit être déposé sur la pièce à souder. Il existe plusieurs modes de transfert en soudage MIG-MAG. La figure 1.11 présente un récapitulatif de ces différents modes de transfert.

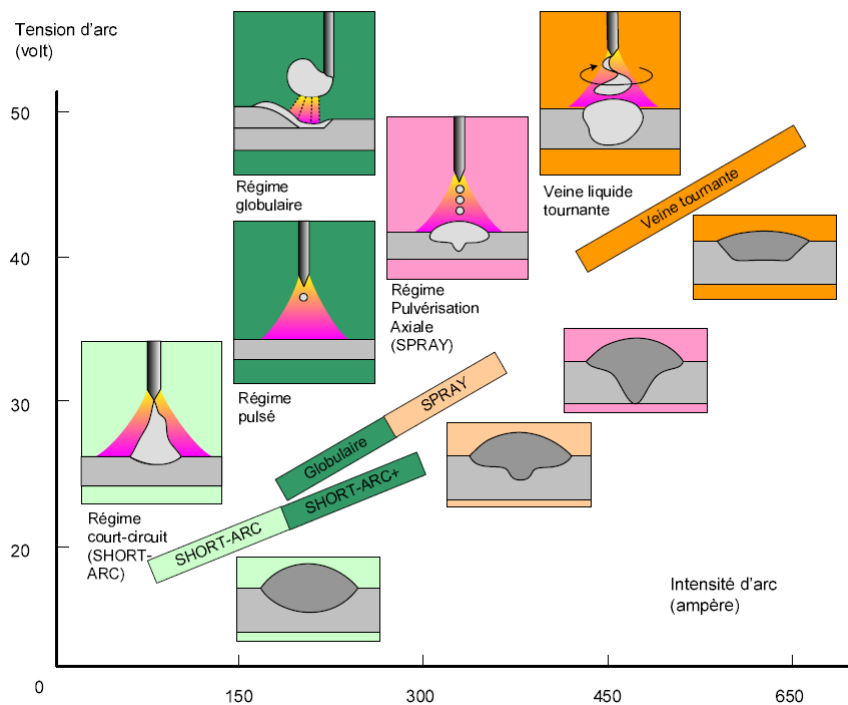


FIGURE 1.11 – Récapitulatif des différents modes de transfert en soudage MIG [Planckaert, 2008]

1.3.5.1 Transfert par court-circuit

Généralement appelé transfert à froid, dû aux faibles énergies (intensité variant entre 50A et 200A et des tensions de 15 à 20V), le régime de transfert par court-circuit permet un dépôt de métal de manière discontinue en alternance de temps d'arc et de temps de court-circuit [Planckaert, 2008]. Durant la phase de création de l'arc électrique, la formation d'une goutte au bout du fil par effet joule se produit dans la partie terminale par l'influence de l'arc électrique et grossit jusqu'à venir en contact avec le bain, créant ainsi un court-circuit [Ortega, 2018], [Kechaou, 2013].

Au cours de cette période de court-circuit, le courant augmente rapidement et engendre des forces électromagnétiques faisant apparaître un pincement (pinch effect) entre la partie solide et la partie liquide du fil de soudage, ce qui facilite alors le détachement de la goutte, qui se mélange donc au cordon précédemment formé. Ensuite, l'arc se réamorce entre le fil-électrode et la tôle. Un nouveau cycle de formation d'une goutte peut alors recommencer et ce phénomène se répète à des fréquences de 50 à 200 Hz.

1.3.5.2 Transfert par pulvérisation axiale

Ce mode est caractérisé par des projections à grandes vitesses dans l'axe du fil, de fines gouttelettes dont le diamètre est inférieur au diamètre du fil. Le régime de transfert par pulvérisation axiale concerne des hautes énergies (forte dilution), soit une densité de courant supérieure à $150A/mm^2$. Ce régime de transfert de métal assure la stabilité de l'arc et peu de projections. Le domaine d'emploi de ce mode concerne les épaisseurs supérieures à 5mm [Kechaou, 2013].

1.3.5.3 Transfert globulaire

Ce mode de soudage correspond à des énergies de soudage se situant entre les niveaux d'énergie du régime de court-circuit et du régime par pulvérisation axiale. Le transfert se fait par court-circuit, quand la goutte touche le bain, ou par détachement de la goutte sous l'effet de la pesanteur. La goutte suit donc une trajectoire aléatoire qui n'est pas toujours dans l'axe de l'arc. Ce mode de transfert est instable et provoque de nombreuses projections. Il doit donc être évité si possible [Planckaert, 2008], [Kechaou, 2013].

1.3.5.4 Régime pulsé

Ce mode de transfert est comparable à la pulvérisation axiale et se substitue au mode globulaire par ses valeurs de courant et de tension. Le régime pulsé est réalisé grâce à la superposition de pics d'intensité à un courant de base.

1.3.6 La technologie Cold Metal Transfer (CMT)

La technologie Cold Metal Transfer (CMT) est l'une des technologies de soudage les plus récentes pour l'assemblage des matériaux. C'est une technologie qui se caractérise principalement par un faible apport de chaleur [Balamurugan, 2018]. Le procédé de soudage CMT est une variante du procédé de soudage MIG-MAG basée sur un mode de transfert par court-circuit contrôlé. Ce procédé consiste en une régulation précise du fil-électrode tout en permettant un contrôle précis des formes d'ondes du courant de soudage et un dévidage alterné du fil d'apport facilitant le détachement des gouttes en court-circuit [Mezrag, 2015].

Le procédé CMT est très utilisé pour la fabrication additive arc-fil des métaux ainsi que leurs alliages. Les particularités de ce nouveau procédé de soudage pour la fabrication additive arc-fil sont [Ortega, 2018], [Fronius, 2017] :

- La stabilité de l'arc électrique caractérisé par de faibles projections,
- Un faible apport énergétique, raison pour laquelle ce procédé est appelé procédé froid,
- C'est un procédé adapté à tout type d'alliage soudable grâce aux paramètres optimisés,
- Les soudures avec ce procédé permettent une zone thermiquement affectée réduite,
- Le CMT est un procédé automatisable permettant ainsi un taux de dépôt élevé.

Le cycle CMT est généralement décrit en quatre étapes, illustrées sur la figure 1.12 [Fronius, 2017], [Ortega, 2018].

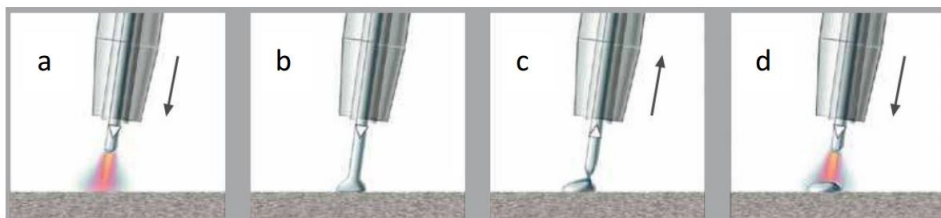


FIGURE 1.12 – Cycle de transfert CMT [Fronius, 2017], [Magowan, 2017]

Étape a : Durant la première étape du cycle, la phase de fusion de l'arc électrique se produit, le matériau d'apport (fil-électrode) est guidé vers le bain de fusion.

Étape b : Cette étape est caractérisée par l'extinction de l'arc électrique lorsque le matériau d'apport est plongé dans le bain de fusion.

Étape c : Le détachement de la goutte se produit grâce au mouvement de recul du fil pendant le court-circuit. La goutte de métal liquide déposée sur le substrat se solidifie par la suite. L'intensité du courant de court-circuit est maintenue à une faible puissance pendant l'interruption du court-circuit.

Étape d : Durant cette étape, l'intensité du courant augmente, le mouvement du fil est inversé et le cycle recommence.

La figure 1.13 présente le signal électrique du procédé CMT.

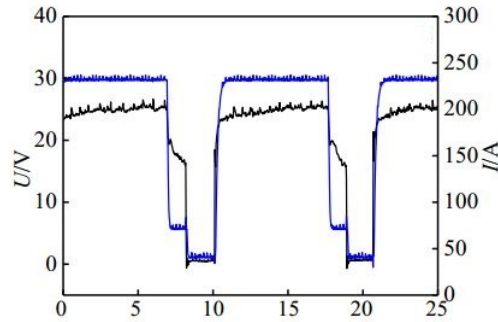


FIGURE 1.13 – Signal du procédé CMT [Cong, 2014]

1.3.7 Développements de la fabrication additive arc-fil (WAAM)

Selon la norme ASTM F2792-12a, le WAAM est une technologie de fabrication additive classée dans la catégorie des dépôts directs d'énergie. C'est une technologie basée sur la combinaison d'un fil métallique utilisé comme matière première fondue puis déposée par un arc électrique utilisé comme source de chaleur. La figure 1.14 illustre le processus de la technologie WAAM de type TIG ou plasma [Tiago, 2019].

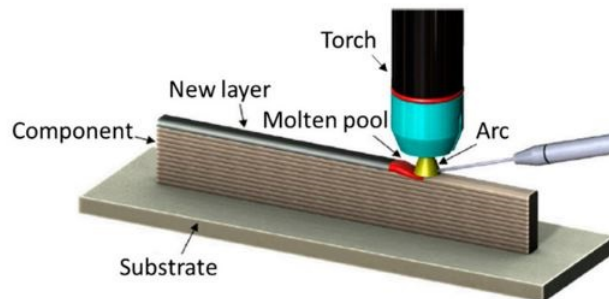


FIGURE 1.14 – Représentation schématique du processus de fabrication additive arc-fil (WAAM) [Tiago, 2019]

La plupart des recherches et développements basés sur la technologie WAAM ont été menés en utilisant le procédé de soudage MIG ou l'une de ses variantes à court-circuit contrôlé (CMT). L'utilisation du soudage MIG en WAAM présente quelques difficultés notamment l'instabilité du transfert de matière qui se manifeste par une géométrie irrégulière des dépôts tel que le phénomène de humping (figure 1.15). Les paramètres du procédé (WFS et TS) devront être optimisés afin d'obtenir de meilleurs résultats [Kazanas et al., 2012].



FIGURE 1.15 – Phénomène de humping [Bodocco, 2018]

Plusieurs développements ont été menés sur le WAAM des aciers, et du titane. Des chercheurs ont démontré la faisabilité de la fabrication de grands composants structuraux de l'industrie aérospatiale à partir d'un alliage de titane (Ti-6Al-4V) en utilisant un procédé de dépôt par plasma [Martina et al., 2012]. La fabrication additive arc fil avec un procédé de dépôt plasma présentait deux avantages, notamment une grande largeur de paroi et un taux de dépôt plus élevé (10 kg/h) [Liuping, 2013].

Ces dernières années la technologie WAAM basée sur les alliages d'aluminium, est un véritable centre d'intérêt pour la fabrication des pièces de l'industrie aéronautique et aérospatiale. Cependant, le développement du WAAM pour les alliages d'aluminium est actuellement limité à cause des défauts tels que les porosités et la fissuration à chaud. La porosité étant le problème majeur des alliages d'aluminium.

L'équipe de fabrication additive de l'université de Cranfield a effectué plusieurs travaux sur la fabrication des grands composants à base d'aluminium, notamment l'aile d'un bombardier (figure 1.16) pour l'industrie aéronautique. Cette équipe continue de réaliser des études sur le WAAM aluminium dans le but de limiter les porosités.

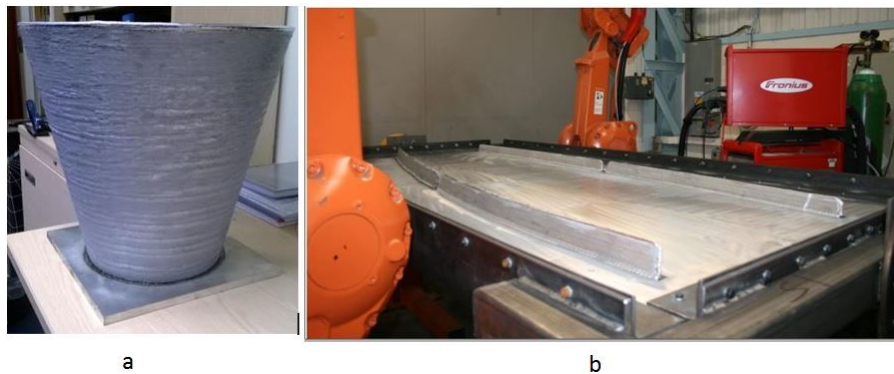


FIGURE 1.16 – Pièces en aluminium a) cône, b) aile de bombardier [Martina, 2012]

Hascoet et al., [Hascoet et al., 2017], ont proposé une méthodologie pour fabriquer des

pièces WAAM avec un fil d'alliage d'aluminium AA5356 de diamètre 1.2mm. Les procédés de soudage CMT pulsé (CMT-P) et CMT avancé (CMT-ADV) ont été utilisés pour la réalisation de pièces avec des vitesses d'avancement du fil 6 m/min et 7 m/min. Le robot KUKA Kr 500 leur a permis de définir les trajectoires de la torche de soudage. La figure 1.17 présente trois pièces réalisées dans le cadre de cette étude.

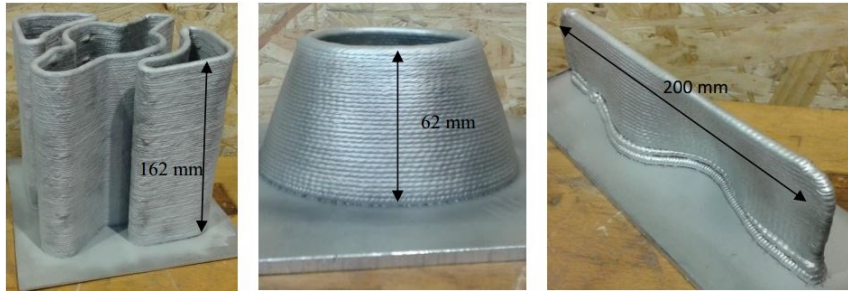


FIGURE 1.17 – Exemples de pièces fabriquées avec le procédé WAAM [Hascoet et al., 2017]

D'autres chercheurs ont fabriqué des murs à partir d'un fil d'alliage d'aluminium ER2319 à l'aide du système de fabrication WAAM. Pour cette étude, des plaques d'aluminium 2219-T851 ont été utilisées comme substrats. Un robot ABB IRB2400 a été utilisé pour programmer les déplacements. La source d'alimentation Fronius CMT avancé 4000 R permettant un faible apport de chaleur a été utilisée. L'argon pur (100%) a été utilisé comme gaz de protection avec un débit constant de 25 L/min [Jianglong et al., 2012].

Les chercheurs de l'université de Cranfield ont fait une étude portant sur l'effet du mode arc au sein du procédé CMT de l'alliage d'aluminium Al-6.3%Cu. Quatre variantes du procédé CMT notamment : le CMT conventionnel, CMT Pulsé (CMT-P), CMT avancé (CMT-ADV) et le CMT pulsé avancé (CMT-PADV) ont été utilisés dans cette étude. Les auteurs ont démontré que le procédé CMT conventionnel ne convenait surtout pas pour la fabrication additive de l'aluminium à cause de la grande présence de porosités. Parmi ces quatre procédés de transfert, le CMT-PADV permettait d'obtenir le moins de porosités dans un mur d'aluminium. Ce procédé permettait par l'inversion de la polarité, le décapage de l'extrémité du fil [Cong et al., 2014]. La figure 1.18 fait une comparaison en termes de porosités sur l'alliage d'aluminium Al-6.3%Cu entre ces quatre variantes du procédé CMT.

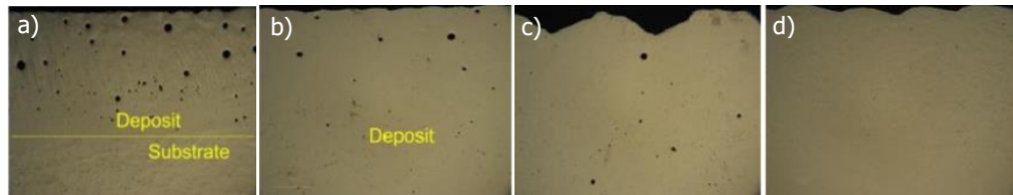


FIGURE 1.18 – Comparaison des porosités des murs réalisés avec 4 variantes du procédé CMT : (a) CMT, (b) CMT-P, (c) CMT-ADV, (d) CMT-PADV [Cong et al.,2014]

1.4 Les alliages d'aluminium

1.4.1 Propriétés de l'aluminium

L'aluminium et ses alliages sont très utilisés en industrie aéronautique, du transport, et aérospatiale, pour leurs bonnes propriétés notamment leur grande légèreté, leur bonne résistance à la corrosion conférée par leur couche d'alumine, ainsi que leur conductivité électrique élevée. Les propriétés physiques de l'aluminium à température ambiante sont illustrées par le tableau 1.1.

TABLE 1.1 – Propriétés physiques de l'aluminium à température ambiante [Ortega, 2018]

Propriétés	Valeurs
Masse volumique	2.7 g.cm^{-3}
Point de fusion	$660.45 \text{ }^\circ\text{C}$
Conductivité thermique	$237 \text{ W.m}^{-1}.K^{-1}$
Capacité thermique massique	$897 \text{ J.Kg}^{-1}.K^{-1}$
Coefficient de dilatation linéique	23.1 K^{-1}
Module d'Young	69 000 MPa

Les propriétés mécaniques de l'aluminium pur sont médiocres avec une résistance relativement faible. Pour améliorer ces propriétés, des éléments d'addition sont ajoutés et se retrouvent en solution ou sous forme de précipités dans le matériau. Le choix des éléments d'addition est déterminant pour l'obtention des propriétés recherchées. Les alliages comportent une addition principale déterminante pour les propriétés de résistance et des additions secondaires, en quantité plus faible, qui ont une action plus spécifique [Maisonnette, 2010].

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

1. Les alliages de fonderie

Ces alliages d'aluminium sont destinés à être mis en forme par moulage. Différents types de moulage existent notamment le moulage en coquille, la coulée sous pression, le moulage en sable, le moulage à la cire perdue etc. Une microstructure est

obtenue en fonction du type de moulage choisi. Le choix du type de moulage a donc une influence sur les propriétés du matériau. Une microstructure plus fine est obtenue par le moulage en coquille dû au refroidissement plus rapide. Une structure métallurgique plus fine, permet ainsi d'obtenir des bonnes propriétés mécaniques [Maisonnette, 2010].

2. Les alliages de corroyage

Les alliages d'aluminium de corroyage sont mis en forme par des techniques de fabrication comme le laminage, le filage, le matricage, le forgeage [Maisonnette, 2010]. Il existe huit familles d'alliages d'aluminium corroyés classés en grandes séries en fonction de leurs éléments d'addition principaux (Tableau 1.2). La désignation des alliages corroyés comporte 4 chiffres. Le premier chiffre indique l'élément le plus important de (Xxxx) [Vennekens, 2003].

TABLE 1.2 – Désignation des alliages d'aluminium corroyés [Vennekens, 2003]

Séries d'alliages	Éléments d'alliages principaux
1xxx	99% d'aluminium minimum
2xxx	Cuivre
3xxx	Manganèse
4xxx	Silicium
5xxx	Magnésium
6xxx	Magnésium et Silicium
7xxx	Zinc
8xxx	Autres éléments

Une lettre représentant le traitement thermique subi par l'alliage (ou l'état fondamental de l'alliage) est ajoutée à la suite de sa désignation pour compléter la désignation des alliages d'aluminium de corroyage [Maisonnette, 2010]. Le tableau 1.3 présente la désignation de l'état de livraison des alliages d'aluminium de corroyage.

TABLE 1.3 – Désignation de l'état de livraison [Vennekens, 2003]

Lettres	Signification
F	état brut de fabrication (pas de traitement thermique)
O	état recuit
H	état durci par écrouissage
W	état trempé après mise en solution
T	état durci par traitement thermique

En fonction de la composition chimique des différents éléments et des traitements thermiques qui leurs sont appliqués, les alliages d'aluminium peuvent développer différentes propriétés mécaniques très intéressantes [Maisonnette, 2010]. Cette différence

entre alliages est due à l'élément d'addition principal, quelle que soit sa teneur. Généralement, plusieurs éléments d'addition sont ajoutés mais un élément est le principal. L'addition d'autres éléments secondaires aura une influence sur les caractéristiques de l'alliage [Hamdi, 2004]. On distingue donc deux catégories d'alliages d'aluminium :

- Les alliages à durcissement structural,
- Les alliages durcis par écrouissage.

1.4.2 Les alliages à durcissement structural

Les propriétés mécaniques de ces alliages sont contrôlées par l'état de précipitation dans la matrice qui est généralement décrit par la taille moyenne, la fraction volumique et la répartition des précipités dans la matrice d'aluminium. L'état de précipitation est étroitement lié à l'historique thermique du matériau [Maisonnette, 2010]. Un durcissement maximum est obtenu lorsque les précipités sont finement dispersés dans la matrice. Le glissement des dislocations est donc empêché et la résistance à la déformation plastique est ainsi augmentée. Le mécanisme de durcissement structural est donc un moyen efficace permettant d'obtenir des précipités fins et dispersés de manière optimale.

L'alliage d'aluminium contenant 4% de cuivre est l'exemple le plus courant de durcissement structural. A 550°C, la structure d'équilibre est composée de la phase cubique à face centrées α de l'aluminium contenant du cuivre en solution solide. Au-dessous de 500 °C, l'alliage entre dans le champ diphasique de $\alpha + CuAl_2$. Lors d'un refroidissement plus rapide, la force motrice est importante. La structure obtenue est donc beaucoup plus fine vu le taux de germination élevé. Les précipités obtenus, bien que petits, sont très proches les uns des autres ce qui empêche le déplacement des dislocations et rend l'alliage plus dur (figure 1.19 c). Tandis que lors d'un refroidissement lent la force motrice pour la précipitation de $CuAl_2$ est faible et le taux de germination aussi. Néanmoins, quelques gros précipités de $CuAl_2$ se développent et ceux-ci sont bien espacés. Ceux-ci ne pourront pas empêcher la propagation des dislocations. L'alliage obtenu ne présente donc pas un état de durcissement optimal (figure 1.19 b) [Ashby, 2006].

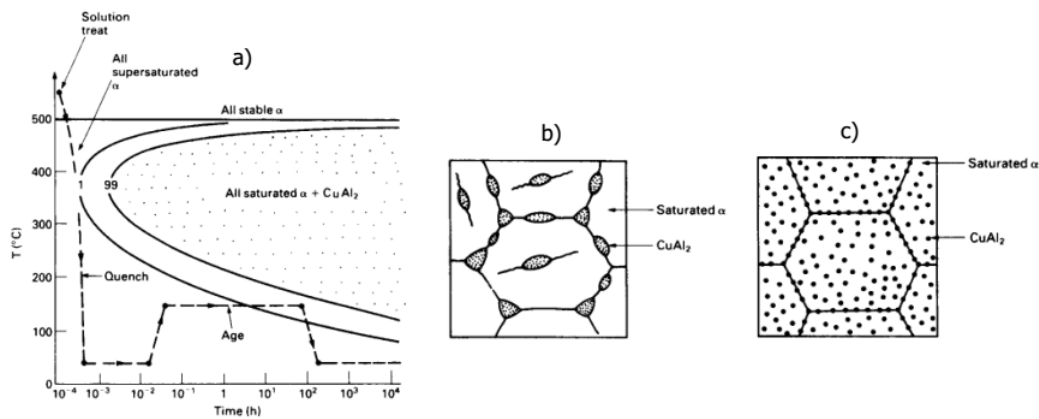


FIGURE 1.19 – Microstructures à la température ambiante dans l’alliage Al + 4% en poids de Cu. (b) Produit par refroidissement lent à partir de 550 °C. (c) Produit par refroidissement modérément rapide à partir de 550 °C. Les précipités dans (b) sont larges et bien espacés. Les précipités en (c) sont petits et rapprochés [Ashby, 2006]

Parmi les alliages à durcissement structural on distingue les séries 2xxx, 6xxx et 7xxx.

— La série 2xxx (alliage d’aluminium-Cuivre)

Les alliages d’aluminium de la série 2000 sont des alliages à résistance élevée. Généralement très utilisés dans l’industrie aéronautique et spatiale, ces alliages peuvent être traités thermiquement. La résistance à la traction de ces alliages varie entre 186 et 427 MPa [Vennekens, 2003]. Certains de ces alliages sont considérés comme non soudables à cause de la fissuration à chaud. Le soudage des alliages d’aluminium à résistance élevée (séries 2000 et 7000) est généralement une opération délicate en raison de la présence de porosités dans le métal fondu accompagné de la dégradation des propriétés mécaniques dans la zone affectée thermiquement (ZAT) [Haver, 2006].

— La série 6xxx (Alliages d’aluminium-Magnésium-Silicium)

Les alliages de la série 6xxx contiennent principalement le magnésium et le silicium comme éléments d’addition. Ils peuvent aussi contenir du cuivre, du manganèse et d’autres éléments en plus petite quantité. L’addition de manganèse (ou de chrome) dans la plupart des alliages de cette série (6xxx) permet de contrôler la taille des grains mais aussi d’augmenter leur limite élastique [Fabrègue, 2004]. Tout comme la série 2xxx et 7xxx, la série 6xxx fait partie des alliages d’aluminium à durcissement structural

— La série 7xxx (alliage d’aluminium-Zinc)

Ce sont des alliages d'aluminium zinc qui appartiennent à la catégorie d'alliage à durcissement structural. Ces alliages sont susceptibles de durcissement par traitement thermique permettant d'obtenir une résistance variant de 220 à 605 MPa. Comme certains alliages de la série 2xxx, certains de ces alliages, sont considérés comme non soudables [Vennekens, 2003].

1.4.3 Les alliages à durcissement par écrouissage

Cette catégorie comprend les alliages 1xxx, 3xxx, 5xxx et sont durcissables uniquement par écrouissage à froid. Les différents degrés d'écrouissage sont désignés de façon normalisée par la lettre H. Les caractéristiques mécaniques de ces alliages dépendent de la composition, des limites de solubilité dans l'aluminium des différents éléments d'alliages, et du taux d'écrouissage [Haboudou, 2003]. Sous l'effet de l'augmentation de la température, tout métal écroui est susceptible de subir des modifications structurales (restauration, recristallisation)[Mertens, 2019], [De Meester, 2008].

1.4.4 Soudabilité de l'aluminium

Le soudage des alliages d'aluminium pose généralement des problèmes à cause de [Haver, 2006] :

- la couche d'alumine,
- la sensibilité à la fissuration à chaud qui dépend de la composition chimique du métal fondu dans la soudure,
- la grande solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium liquide qui par la suite favorise l'apparition des porosités.

La concentration des différents éléments d'alliages influence la soudabilité de l'aluminium.

1.4.4.1 Couche d'alumine

En raison de sa température de fusion élevée environ 2050°C, le film d'oxyde d'aluminium (alumine) qui recouvre les surfaces des alliages d'aluminium pose généralement des problèmes pour le soudage de ces derniers [Kah et al., 2013]. En raison de son point de fusion élevé, ce film d'oxyde ne se dissout pas dans le bain de fusion, et doit donc être détruit afin d'obtenir une soudure appropriée [European Aluminium, 2015]. L'élimination de la couche d'oxyde peut se faire mécaniquement ou par l'action d'un traitement de surface. Lors du soudage des alliages d'aluminium, le décapage de cette couche d'oxyde peut se faire en utilisant soit un courant alternatif soit un courant continu à polarité inversé. L'efficacité dépend de la polarité de l'électrode et est donc influencée par le type de courant (figure 1.20) :

- Electrode positive : fissuration du film d'oxyde par impact ionique,

— Electrode négative : pas de retrait de film d'oxyde par impact ionique.

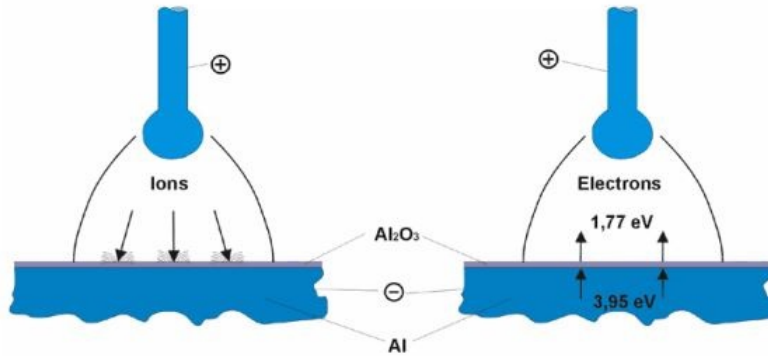


FIGURE 1.20 – Enlèvement d'oxyde d'aluminium par impact ionique (à gauche) et pénétration d'électrons à travers la couche d'oxyde (à droite) [European Aluminium, 2015]

Le soudage à l'arc de l'aluminium doit se faire sous une atmosphère protectrice par un gaz inerte (argon, hélium) pour éviter la réapparition d'une mince couche d'oxyde après la destruction de la couche d'oxyde d'origine.

1.4.4.2 Fissuration à chaud

De manière générale, lors d'une opération de soudage, différents types de défauts peuvent apparaître comme la fissuration à chaud. On en distingue trois types [Wisniewski, 2009] :

- la fissuration à chaud de solidification,
- la fissuration à chaud de liquation,
- la fissuration à chaud par perte de ductilité.

1. La fissuration à chaud de solidification,

Comme énoncé précédemment, certains alliages utilisés dans le domaine de l'aérospatiale et d'autres applications hautes performances (série 2xxx et 7xxx) sont considérés comme non soudables car sensibles à la fissuration à chaud lors de la solidification et à la fissuration par corrosion sous contraintes [European Aluminium, 2015]. Les principaux facteurs qu'il convient de contrôler et de maîtriser afin d'éviter la fissuration à chaud par solidification sont [De Meester, 2008] :

- Le contrôle de la composition chimique et de la dilution

La facilité avec laquelle le métal liquide arrive à combler les interstices créés par le retrait, dépend de la distance que le liquide doit parcourir depuis les zones riches en liquide jusqu'aux zones très appauvries en liquide où la solidification se termine. Elle dépend donc de l'intervalle de solidification entre le liquide et le solide. L'intervalle de solidification est donc un facteur important pour la fissuration à chaud et dépend de la composition de l'alliage. L'aluminium pur

n'a pas de plage de solidification et peut ainsi résister à la fissuration à chaud. De manière générale, les alliages d'aluminium ont des compositions chimiques défavorables avec des intervalles de solidification très étendus. Les alliages à durcissement par écrouissage (séries 1xxx, 3xxx et 5xxx) ont des plages de solidification inférieures à 50°C et peuvent donc être facilement soudés par fusion. Pour les alliages à durcissement structural, notamment pour les alliages de la série 6xxx les plages de solidification sont d'environ 50°C. Ces alliages sont donc plus sensibles à la fissuration à chaud [European Aluminium, 2015]. Les alliages à haute résistance contenant du cuivre et du magnésium, ainsi que le zinc (certains alliages des séries 2xxx et 7xxx) ont des plages de solidification supérieures à 100°C et présentent donc une plus grande sensibilité à la fissuration. Le soudage par fusion de ces alliages est très difficile, voire impossible [European Aluminium, 2015]. Les problèmes de fissuration à chaud des alliages d'aluminium sont donc principalement causés par les éléments d'alliages ajoutés, en vue d'exploiter au maximum les possibilités de durcissement. La figure 1.21 illustre la sensibilité à la fissuration de certains alliages d'aluminium en fonction de leur teneur en éléments d'alliage.

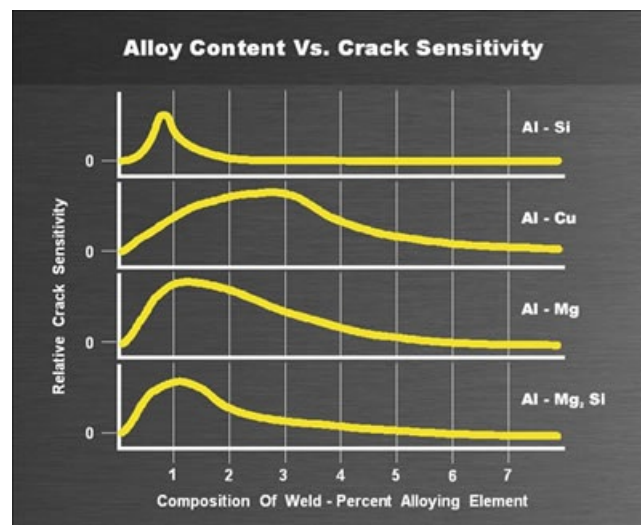


FIGURE 1.21 – Courbe de sensibilité à la fissuration à chaud de quelques alliages d'aluminium comme métal d'apport en fonction de leur teneur d'alliage [European Aluminium, 2015]

Le choix d'un métal d'apport approprié est la meilleure façon d'éviter la fissuration à chaud par solidification. Les compositions chimiques des métaux d'apport recommandés pour éviter ce problème ont tendance à s'approcher des compositions eutectiques. Parmi les métaux d'apport, on recommande souvent des alliages avec des intervalles de solidification réduits tels que : Al-12Si (4145), Al-5Si (4043), Al-5Mg (5356 ou 5536) [De Meester, 2008].

— La vitesse d'avance du front de solidification et rapport de pénétration. Ce

facteur dépend de la vitesse d'avance de la source de chaleur le long du joint soudé. Le risque de microfissuration à chaud interdendritique diminue avec l'augmentation de ces vitesses.

2. La fissuration à chaud de liquation La fissuration à chaud de liquation se produit lors du réchauffage d'un matériau déjà solidifié, dans les zones affectées thermiquement ou réaffectées thermiquement par fusion des phases à bas point de fusion [Wisniewski, 2009]. C'est une fissuration qui se produit généralement lors du soudage multi-passes. Ces fissures sont dues à la fusion des phases à bas point de fusion à une température inférieure à celle du solidus macroscopique de l'alliage considéré. Le liquide pourra ainsi pénétrer les joints de grains entraînant leur liquation et leur fissuration sous l'effet du retrait au cours du refroidissement [Bouffier, 2013].

3. La fissuration à chaud par perte de ductilité

Ce type de fissuration se produit à l'état solide et se caractérise par la chute de ductilité après soudage d'un alliage à l'état solide, pour un intervalle de température généralement étroit, compris entre la moitié de sa température de fusion et le solidus [Bouffier, 2013]. C'est une fissuration qui est causée par la perte de la ductilité du métal.

1.4.4.3 Porosité

La présence des porosités est l'un des problèmes majeurs qui se pose lors du soudage par fusion des alliages d'aluminium, et qui est principalement causé par le rejet de l'hydrogène, qui a une grande solubilité dans l'aluminium liquide (environ 0.7 ml/100 gr) (figure 1.22). C'est la raison pour laquelle, à l'état liquide, l'aluminium absorbe une grande quantité d'hydrogène. Lors de la solidification, l'hydrogène dissout dans le bain de fusion sera rejeté à l'interface solide-liquide sous forme de bulles gazeuses. La vitesse de refroidissement étant très rapide en soudage, ces bulles restent piégées dans le métal sous forme de pores [Bhadha, 2007], [Kah et al., 2013].

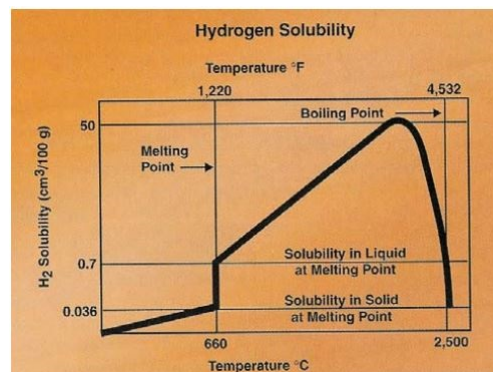


FIGURE 1.22 – Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium [Bhadha, 2007]

Il existe plusieurs sources de contamination de l'aluminium par l'hydrogène. C'est pourquoi des mesures de précaution élémentaires sont à prendre en compte afin de limiter ces contaminations. On peut citer parmi celles-ci :

- Le nettoyage des surfaces du métal de base. Ces surfaces doivent être nettoyées afin de supprimer les graisses qui sont une source principale des porosités.
- Le métal d'apport (fil) doit être exempt de toutes impuretés ou graisses.
- Le métal de base lui-même doit être exempt de toutes porosités.

1.4.4.4 Résistance de la zone fondue

Généralement, une soudure effectuée sans métal d'apport, possède une faible résistance dans la zone fondue par rapport à celle du métal de base. L'utilisation d'un métal d'apport est donc fortement recommandé pour le soudage des alliages d'aluminium afin d'éviter la fissuration à chaud [De Meester, 2008]. La résistance de la zone fondue dépend du métal d'apport choisi. Le tableau 1.23 présente les différents métaux d'apport recommandés pour le soudage des alliages d'aluminium.

Base Metal	1060, 1100, (1050), 3003	3004	5005, 5050	5052	5083	5086	5154, 5254	5454	5456	6005, 6061, 6063, 6351	7005	356,0 443,0
1060, 1100, (1050), 3003	1100 (1050) b, e	4043 d, e	4043 d, e	4043 d, e	5356 b, d	5356 b, d	4043 d, e	4043 d, e	5356 b, d	4043 e	5356 b, d	4043 e
3004		4043 d, e	4043 d, e	4043 d, e	5356 d	5356 d	5356 a	5356 a	5356 d	4043 d, e	5356 b, e	4043 e
5005, 5050			4043 d, e	4043 d, e	5356 d	5356 d	5356 a	5356 a	5356 d	4043 d, e	5356 b, d	4043 e
5052				5356 a, b	5356 d	5356 d	5356 a	5356 a	5356 d	5356 a, b	5356 a	4043 a, e
5083					5183 d	5356 d	5356 d	5356 d	5183 d	5356 d	5183 d	5356 b, d
5086						5356 d	5356 d	5356 d	5356 d	5356 d	5356 d	5356 b, d
5154, 5254							5356 a	5356 a	5356 a	5356 a	5356 d	4043 a
5454								5554 b, d	5356 d	5356 a, b	5356 a	4043 a, e
5456									5556 d	5356 d	5556 d	5356 b, d
6005, 6061, 6063, 6351										4043 a, e	5356 a, b	4043 a, e
7005											5356 d	4043 a, e
356,0 443,0												4043 c, e

FIGURE 1.23 – Métaux d'apport recommandés pour le soudage de l'aluminium [Bhadha, 2007]

Les lettres a, b, c, d et e proposent d'autres métaux d'apport compatibles lors du

soudage.¹

1.4.4.5 Résistance de la zone affectée thermiquement (ZAT) des alliages durcis par écrouissage

De manière générale, la zone affectée par la chaleur des alliages d'aluminium soudés est caractérisée par une réduction de la résistance qui dépend du type d'alliage. Pour le cas des alliages d'aluminium durcis par écrouissage, l'on observe une recristallisation de la ZAT sous l'effet des températures élevées. Les caractéristiques mécaniques de cette zone sont réduites, ce qui favorise la déformation plastique par rapport au métal de base. La structure macrographique du métal de base est composée de grains allongés et écrasés dûs à la déformation plastique. Dans la ZAT, on observe des petits grains équiaxes résultant de la recristallisation à haute température [De Meester, 2008].

1.4.5 Contraintes résiduelles en soudage

Par définition, les contraintes résiduelles sont des contraintes internes restantes dans une pièce si toutes les charges externes sont supprimées. Elles sont principalement produites par la répartition non uniforme de l'apport de chaleur dans le métal soudé. De manière générale, elles sont inévitables en soudage, et peuvent entraîner de sérieux inconvénients lors de la mise en service des pièces après soudage. On distingue en soudage deux principaux types de contraintes résiduelles : les contraintes résiduelles de compression et les contraintes résiduelles de traction. De nombreux chercheurs se sont accordés sur le fait que la contrainte résiduelle de traction peut être trouvée dans la zone du métal soudé, par contre, la distribution de la contrainte résiduelle de compression est complexe [Nasir et al., 2016]. En soudage par fusion, la température élevée du bain de fusion crée une tension dans la zone chaude, mais une contraction au niveau des parties de la tôle restées froides. Lors du refroidissement de la soudure, la dilatation et la contraction ne sont pas uniformes le long du joint soudé, ce qui favorise l'apparition des contraintes résiduelles [Abdo, 2018]. En WAAM, le niveau des contraintes dépend de la température maximale atteinte et du degré de bridage [Kechaou, 2013]. Les contraintes résiduelles dans la structure peuvent être longitudinales (parallèle à l'axe des x) ou transversales (parallèle à l'axe des y). La figure 1.24 illustre la distribution de ces contraintes résiduelles en soudage.

1. a) 5813, 5356, 5554, 5556 et 5654 peuvent être utilisés.
b) 4043 peut être utilisé pour certaines applications.
c) Un métal d'apport ayant la même analyse que le métal de base est parfois utilisé.
d) 5183, 5356 ou 5556 peuvent être utilisés.
e) 4047 peut être utilisé pour certaines applications.

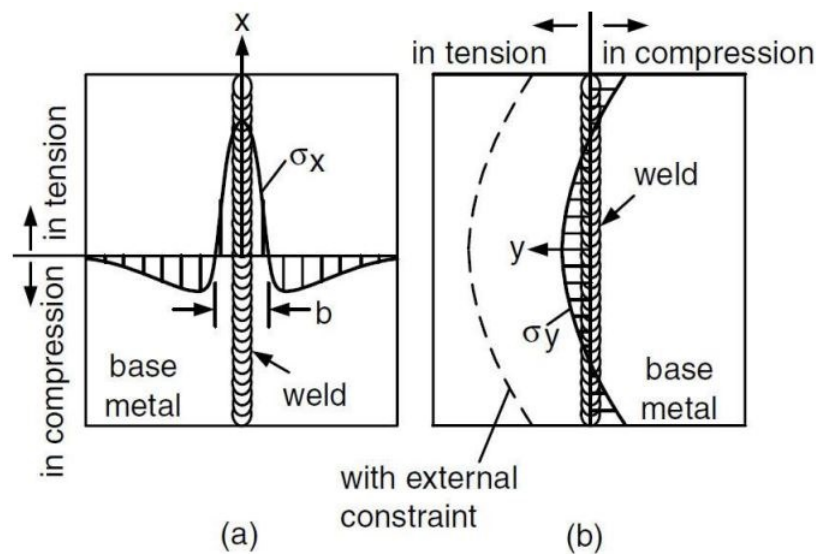


FIGURE 1.24 – Distribution des contraintes résiduelles en soudage : a) longitudinales (σ_x), b) transversales (σ_y) [Tarak, 2013]

1.4.6 Matériaux d'apports (alliages AA5356 et AA5025)

Lorsque les critères de résistance mécanique sont importants, les métaux d'apports de la série 5xxx sont prioritairement choisis. La résistance mécanique faisant partie des principaux critères des échantillons fabriqués, c'est ainsi que les alliages d'aluminium AA5356 et AA5025 ont été utilisés comme métaux d'apport dans cette étude.

1. Alliage d'aluminium AA5356 (AlMg5)

Le fil AA5356 fait partie de la liste des métaux d'apport recommandés pour le soudage des alliages d'aluminium en raison de sa diminution du risque de fissuration à chaud. La composition chimique de cet alliage d'aluminium est présentée dans le tableau 1.4. Les caractéristiques thermo physiques de cet aluminium sont les suivantes :

- Température du solidus T_s : 574 °C
- Température du liquidus T_l : 638 °C
- Masse volumique : 2.64 g/cm³
- Chaleur spécifique : 904 J.Kg⁻¹.K⁻¹
- Conductivité thermique : 116 W/m.°K

TABLE 1.4 – Composition chimique massique du fil de soudage AA5356 [Elrefaey, 2015]

Element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Autres	Al
AA5356	0.25	0.4	0.1	0.05-0.2	4.5-5.5	0.05-0.2	0.1	0.06-0.1	0.06	Reste

2. Alliage d'aluminium AA5025 (AlMgSc)

Les alliages d'aluminium renforcés de scandium (Al-Sc) sont très utilisés en raison de leurs excellentes propriétés mécaniques à température ambiante, du fait de la présence de très fins précipités Al_3Sc de taille nanométrique (figure 1.25). Ces précipités bloquent le mouvement des dislocations et des joints de grains, permettant ainsi d'obtenir de meilleures propriétés mécaniques. Les précipités contenus dans les alliages d'aluminium classiques grossissent rapidement autour de 250°C, tandis que les précipités d' Al_3Sc des alliages d'aluminium scandium sont plus stables contre le grossissement à plus haute température, ce qui permet aux alliages d'aluminium contenant du scandium d'être utilisés à des températures nettement supérieures à celles des alliages d'aluminium classiques [Seidman, 2002], [Dev et al., 2007]. Cependant, l'utilisation industrielle des alliages Al-Sc est encore limitée à quelques applications, notamment dans l'industrie aérospatiale, à cause de leur prix très élevé [Borhani, 2012].

De récents développements à base d'alliage en poudres d'aluminium-scandium et magnésium (Scalmalloy) ont été effectués pour la fabrication additive de structures aérospatiales à haute résistance par le groupe Airbus APWorks GmbH, en coopération avec Airbus Group R D². Scalmalloy est une poudre d'aluminium à haute résistance de deuxième génération développée et brevetée par APWORKS³.

L'addition de scandium aux alliages d'aluminium produit des effets bénéfiques notamment : le raffinage du grain pendant le soudage, le durcissement par précipitation à partir de particules d' Al_3Sc et la maîtrise de la structure du grain à partir de dispersoïdes Al_3Sc [Røyset, 2015]. En outre, en fonction de la quantité d'ajout de scandium, la limite d'élasticité de la série d'alliage 5xxx peut augmenter entre 300 et 450 MPa en maintenant un allongement (ductilité) de 12-15 [Scandium, 2018].

L'alliage AA5025 qui a été utilisé comme matériau d'apport dans ce travail, est un alliage destiné à être utilisé comme fil de soudure, car il permet de réduire la fissuration à chaud et d'augmenter la résistance des soudures [Røyset, 2015], [Borhani, 2012]. La composition chimique des éléments d'alliage est présentée dans le tableau 1.5, le reste est attribué à l'aluminium.

TABLE 1.5 – Composition chimique massique du fil de soudage AA5025 [Røyset, 2015]

Elément	Si	Fe	Cu	Mg	Ti	Zn	Zr	Sc	Mn	cr
AA5025	0.25	0.25	0.1	4.5-6	0.05-0.55	0.25	0.1-0.25	0.05-0.55	<0.20	<0.20

2. <https://aluminiuminsider.com/category/partners/>

3. <https://apworks.de/en/scalmalloy/>

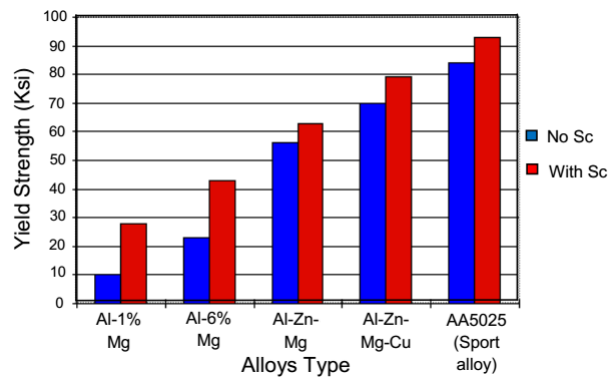


FIGURE 1.25 – Augmentation de la résistance en ajoutant des alliages Scandium à Aluminium [Borhani, 2012]

1.5 Physique du procédé de soudage

Pendant l'opération de soudage, il existe des interactions complexes entre trois phénomènes physiques [Trinh, 2008] :

- Thermique : fusion, solidification, conduction, convection, rayonnement
- Mécanique : contraintes et déformations
- Métallurgique : transformation allotropique, évolutions microstructurales

La figure 1.26 illustre les relations de couplage entre les différents phénomènes physiques lors du soudage. Les lignes fléchées en gras (noir) indiquent les couplages dominants en soudage, tandis que les lignes fléchées en tiret (bleu) indiquent les couplages secondaires qui sont insignifiants et souvent négligés. La plupart des analyses thermomécaniques en soudage prend en compte les couplages dominants.

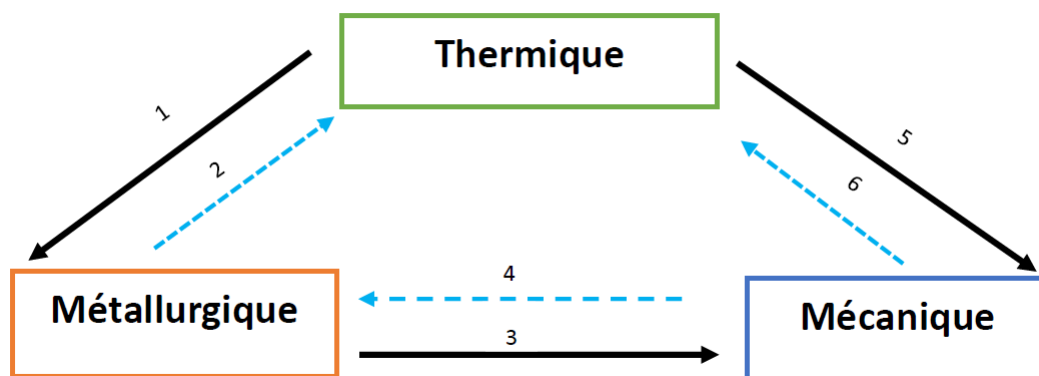


FIGURE 1.26 – Couplage des phénomènes physiques en soudage [Trinh, 2008], [Ding,2012]

Les six catégories d'interactions entre les différents phénomènes physiques présentés ci-dessous sont tirées des travaux de Trinh [Trinh, 2008].

1. L'interaction (thermique-métallurgique) représente l'influence de la température

- sur la microstructure du matériau.
2. L'interaction (métallurgique-thermique) montre l'influence de l'état métallurgique sur l'état thermique. Cette interaction est caractérisée par des chaleurs latentes. Chaque transformation de phase peut avoir une chaleur latente associée.
 3. L'interaction (métallurgique-mécanique) représente l'influence de la métallurgie sur l'état mécanique du matériau. Cette interaction décrit la dépendance du comportement mécanique du matériau par rapport à l'évolution de sa microstructure.
 4. L'interaction (mécanique-métallurgique) montre l'influence de l'état mécanique sur les cinétiques de transformation métallurgique.
 5. L'interaction (thermique-mécanique) montre l'influence de l'évolution de la température sur l'état mécanique du matériau. Le matériau subit une dilatation thermique qui est une déformation mécanique dépendante de la température.
 6. L'interaction (mécanique-thermique) décrit l'influence de l'état mécanique sur l'état thermique. Cette interaction se caractérise par des dissipations thermiques du matériau.

1.6 Conclusion

Ce premier chapitre nous montre que la fabrication additive est une solution pour la fabrication des pièces complexes. Certaines technologies permettent de fabriquer des pièces plus précises. C'est le cas des procédés par fusion sur lit de poudres qui permettent d'obtenir une précision dimensionnelle de ± 0.05 mm et une rugosité de surface comprise entre 9 et 16 μm . Malheureusement il se trouve que ces procédés ne sont pas capables de réaliser des pièces de grandes dimensions au regard de leur faible taux de dépôt, de l'ordre de 10 g/min. Par contre, les technologies de fabrication additive basées sur la fusion de fil métallique, permettent de réaliser des pièces de plus grandes dimensions. Le taux de dépôt est de l'ordre de 330 g/min avec cependant, un état de surface et une précision dimensionnelle moins bonne comparé aux procédés de fusion sur lit de poudre. De grandes distorsions dues à l'apport de chaleur et aux taux de dépôts élevés sont observées avec ces procédés. Dans un souci de limiter les déformations, il est donc important de contrôler les différents paramètres du procédé, notamment la stratégie de dépôt (trajectoires), l'apport de chaleur, la vitesse de dévidage du fil, et la vitesse d'avance. Dans ce travail de recherche nous utiliserons les procédés de soudage CMT et MIG pour la réalisation des échantillons à partir des alliages d'aluminium AA5356 et AA5025. Le chapitre suivant présente les dispositifs expérimentaux ainsi que les méthodes de caractérisations utilisées.

DEUXIÈME PARTIE

Fabrication et caractérisation des dépôts WAAM

Matériels et méthodes expérimentales

L'objectif de ce chapitre est de décrire les procédures expérimentales, de développement et de caractérisation des échantillons WAAM fabriqués. Les matériaux de base et d'apport utilisés sont d'abord présentés, ensuite, la fabrication WAAM des échantillons est présentée. Enfin, les étapes de préparation des échantillons WAAM pour les différents essais et analyses, ainsi que le matériel de caractérisation sont présentés.

2.1 Matériaux utilisés

2.1.1 Matériaux de base

Les tôles d'alliages d'aluminium AA5024-H116 et AA5083-H111 provenant respectivement de chez Aleris et de MCB (re-seller) ont été utilisées comme substrat pour la fabrication des échantillons. Des tôles d'épaisseurs de 4 et 10 mm de l'alliage AA53083, de dimensions 500 mm x 100 mm et 200 mm x 100 mm ont été respectivement utilisées pour l'étude des distorsions, ainsi que pour la fabrication des échantillons de caractérisations. Les tôles d'alliage AA5024 de dimensions 200mm x100 mm x 7 mm ont servi de substrat pour la fabrication des dépôts utilisant le fil AA5025 comme métal d'apport. Les fils de soudage d'alliages AA5356 et AA5025 ont été fournis par les fabricants OERLIKON et ESAB respectivement. Les différents substrats d'alliages d'aluminium ont été préparés dans le but d'enlever à la surface, la couche d'alumine ainsi que d'autres contaminants. Cette couche a été enlevée par usinage (fraisage), puis par polissage à l'aide d'une meule portative et une brosse en acier inoxydable. Après le polissage, les surfaces précédemment polies, ont été dégraissées par pulvérisation au solvant FLUXO S190 ou à l'acétone (figure 2.1).

Le tableau 2.1 présente la composition chimique en masse, des matériaux de base AA5083 et AA5024.

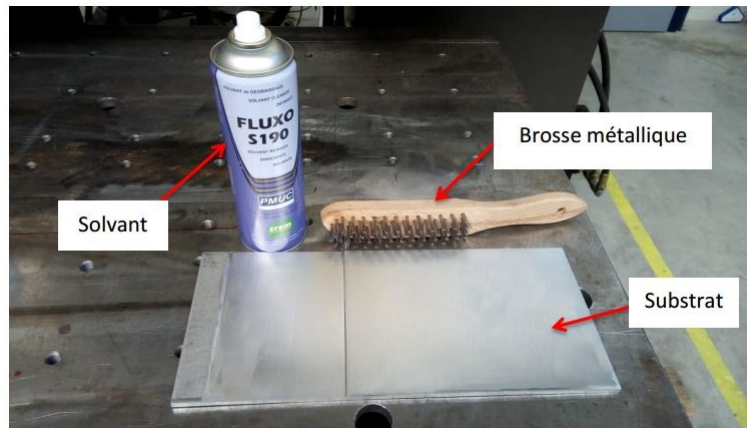


FIGURE 2.1 – Outillage de dégraissage du substrat d'aluminium

TABLE 2.1 – Composition chimique massique des alliages d'aluminium AA5083 et AA5024 [AtlasSteels, 2013], [Aleris, 2013]

Alliages	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Sc	Al
5083	0.4	0.4	0.1	0.4-1	4-4.9	0.05-0.25	0.25	0.15	0	0	Reste
5024	0.25	0.4	0.2	0.2	3.9-5.1	0.1	0.25	0.2	0.05-0.5	0.1-0.4	Reste

2.1.2 Matériaux d'apport (fils de soudage)

Dans le cadre de ce travail de recherche, deux nuances d'alliages d'aluminium (AA5356 et AA5025), ont été choisies comme matériaux d'apport en forme de fils. Le premier fil est un alliage d'aluminium AA5356 qui a été choisi pour sa bonne résistance mécanique et surtout pour sa résistance à la fissuration à chaud. Le second alliage AA5025 qui est un alliage d'aluminium, magnésium, scandium, a été choisi pour ses bonnes propriétés mécaniques, et aussi pour sa résistance à la fissuration à chaud. Nous avons voulu étudier le comportement de cet alliage lors de la fabrication WAAM.

2.2 Dispositif expérimental

La fabrication des différentes couches en alliage d'aluminium a été effectuée avec l'installation WAAM du CRM site CEWAC (figure 2.2). Cette installation est composée d'un système de soudage et d'un système de positionnement. Le système de soudage utilisé est une machine Fronius TPS 4000 CMT-R qui permet de souder à l'aide de la technologie Cold Metal Transfer, brevetée par Fronius.

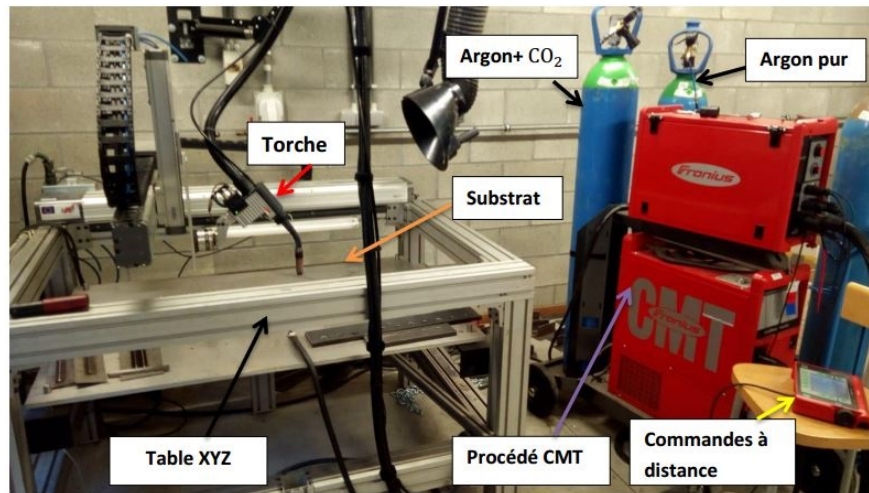


FIGURE 2.2 – Installation WAAM du CRM

Le système de positionnement utilisé ici est composé d'un module EPSON EZ permettant les déplacements en translation suivant trois axes X, Y, et Z sur lequel est fixée la torche de soudage (figure 2.3). Le déplacement du module EPSON EZ suivant les axes X et Y a permis le dépôt d'une couche de soudure. Pour le dépôt de la couche suivante, le module EPSON EZ soulevait la torche en fonction de la hauteur de la couche suivant l'axe Z. Le chargement maximal de ce module est de 15 kg avec une vitesse de déplacement maximale de 1500 mm/s pour les axes X et Y et 750 mm/s pour l'axe Z.



FIGURE 2.3 – Module EPSON EZ

Le système de contrôle EPSON RC420 est muni d'un ordinateur combiné à un système de commande de mouvement dans un boîtier compact. Le système standard RC420 contenait le contrôleur basé sur ordinateur s'exécutant sous windows, le logiciel EPSON RC + et les pilotes SPEL +. L'ordinateur a été utilisé comme contrôleur principal, avec le logiciel EPSON RC +. La programmation des trajectoires a été faite à partir de la version 4.1 du logiciel EPSON RC+ écrit en langage de programmation SPEL + [Epson

RC+ ver4.1, 2005], [Epson RC+ ver4.2, 2008].

L'argon (100% Ar) pur a été utilisé comme gaz de protection avec un débit de 26 l/min. Certains essais ont également été effectués avec de l'hélium comme gaz de protection. Malheureusement, les effets de l'utilisation de l'hélium sur les résultats n'ont pas été suffisamment performants pour que ce gaz soit utilisé durant la fabrication des échantillons. Un système de serrage a permis de clamer les différentes plaques d'aluminium qui ont servi de substrat (figure 2.4). Durant tous les essais de soudage, la torche faisait un angle de 90° par rapport aux différents substrats d'aluminium.

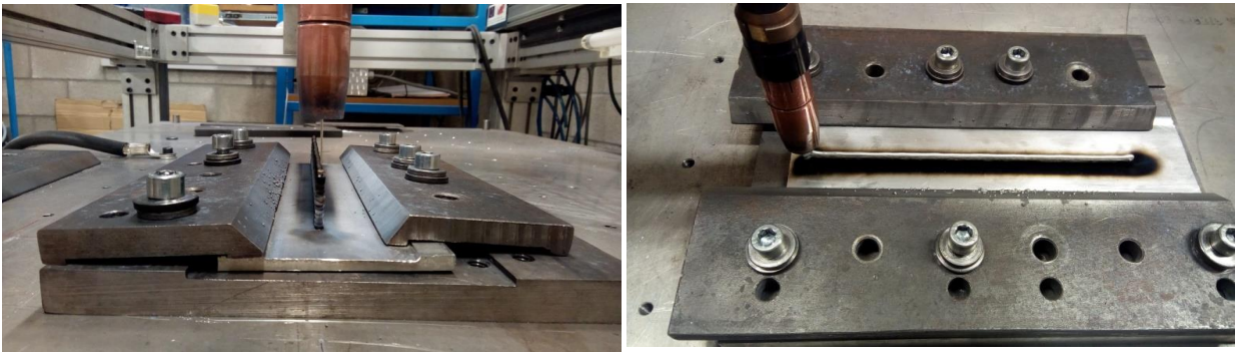


FIGURE 2.4 – Dispositif de clamage du substrat

2.2.1 Relation entre les paramètres de dépôt (WFS, TS) et l'apport de chaleur (HI)

L'apport de chaleur est le produit de l'énergie apportée par unité de longueur et du rendement thermique du procédé. C'est une caractéristique importante qui a une influence sur la vitesse de refroidissement et donc sur la microstructure. L'équation 2.1 permet de déterminer l'apport de chaleur en soudage :

$$HI = \eta \cdot \frac{U \cdot I}{TS} \quad (2.1)$$

où U est la tension de soudage moyenne en volts, I est l'intensité moyenne en ampères, TS est la vitesse de soudage en mm/min et η le rendement du procédé de soudage. Le tableau 2.2 présente le rendement de quelques procédés de soudage.

TABLE 2.2 – Rendement de quelques procédés de soudage [Gaiani, 2011]

Procédés	Rendement
TIG	0.67
MIG/MAG	0.78
MIG/MAG-P	0.82
CMT	0.85

2.2.2 Essais de faisabilité

Avant la fabrication des échantillons, des essais de faisabilité ont été effectués afin d'identifier des paramètres opératoires stables. Le but principal de ces dépôts est de déterminer le procédé qui permettra d'obtenir une bonne régularité, ainsi qu'une meilleure pénétration dans le substrat de base (dilution). Le fil d'apport d'alliage d'aluminium AA5356 de diamètre 1.2 mm a été déposé sur des plaques d'aluminium AA5083 avec quatre procédés de soudage proposés par le dispositif de soudage notamment : le procédé MIG, MIG pulsé, CMT et CMT pulsé. C'est ainsi que dans un premier temps, plusieurs dépôts ont été réalisés sur de grandes tôles en faisant varier les paramètres, notamment l'apport de chaleur en utilisant des synergies préenregistrées dans le générateur. Durant tous les essais, le réglage de la hauteur d'arc a été obtenu par la longueur de fil libre maintenue à 10 mm à partir du tube de contact. La distance entre la buse et la surface du substrat d'aluminium a été réglée à 14 mm.

Au regard de ces premiers dépôts, une meilleure plage de paramètres communs a été déterminée pour les différents procédés. Par la suite, trois cordons de soudures de chacun de ces procédés ont été déposés sur des plaques d'alliage AA5083 avec ces meilleurs paramètres. Les mêmes paramètres ont été utilisés pour la fabrication des dépôts type murs (paroi fine).

Le but de ces seconds dépôts était de déterminer les procédés permettant d'obtenir le moins de porosités. La figure 2.5 présente un exemple des 3 cordons réalisés avec le procédé CMT pulsé. Les paramètres utilisés pour ces dépôts sont présentés dans le tableau 2.3.



FIGURE 2.5 – Monocouches réalisées avec le procédé CMT pulsé

Les dépôts d'une couche unique fabriquées avec le procédé MIG présentent beaucoup de projections. Ceux obtenus par le procédé CMT conventionnel, ont une mauvaise dilution, car l'apport de chaleur est très faible avec ce procédé. Le CMT est un procédé intéressant pour la fabrication des murs en superposition grâce à son faible apport de chaleur. Malheureusement, il n'est pas efficace pour la pénétration dans le substrat (première couche). Le procédé CMT pulsé permet quant à lui d'avoir une bonne pénétration ou dilution du métal d'apport avec le métal de base. Après la fabrication des murs, ceux-ci ont été usinés à l'aide d'une fraiseuse afin d'être observés en radiographie (figure 2.6).

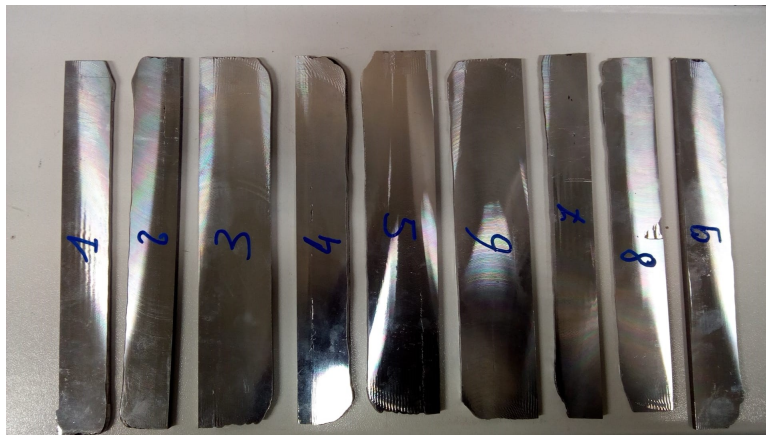


FIGURE 2.6 – Murs usinés pour observations radiographiques

Des radiographies ont été effectuées sur les dépôts réalisés (une et plusieurs couches) dans le but de détecter les porosités et inclusions. Les porosités étaient présentes au sein des échantillons réalisés avec tous les procédés. Cependant, les cordons obtenus avec le procédé CMT pulsé présentaient moins de porosités.

TABLE 2.3 – Paramètres de soudage pour essais de faisabilité

Procédés	I (A)	U (V)	WFS (m/min)	TS (m/min)	HI (J/mm)
MIG	152	16.9	9	0.5	247
MIG	152	16.9	9	0.9	137
MIG	152	16.9	9	1.3	95
MIG-P	147	20.6	9	0.5	291
MIG-P	147	20.6	9	0.9	162
MIG-P	147	20.6	9	1.3	112
CMT	93	13.3	6	0.3	197
CMT	93	13.3	6	0.6	99
CMT	93	13.3	6	1.2	49
CMT-P	156	17	9	0.5	255
CMT-P	156	17	9	0.9	141
CMT-P	156	17	9	1.3	98

Des examens macroscopiques ont été effectués à partir des coupes transversales des dépôts d'une couche afin de déterminer les différentes caractéristiques géométriques (largeur, hauteur, pénétration ou dilution). Les résultats de ces premières macrographies montrent que le procédé CMT ne permet pas d'obtenir une bonne dilution avec le substrat de base. Tandis que les cordons les plus pénétrants sont obtenus par les procédés MIG pulsé et CMT pulsé. La figure 2.7a montre en millimètres la pénétration du bain de fusion dans la tôle d'aluminium en fonction des différents procédés utilisés. La figure 2.7b quant à elle présente l'évolution de la hauteur de chaque échantillon d'une couche en fonction des quatre procédés de soudage. Les cordons les plus bombés et ayant une mauvaise dilution sont obtenus par le procédé CMT conventionnel.

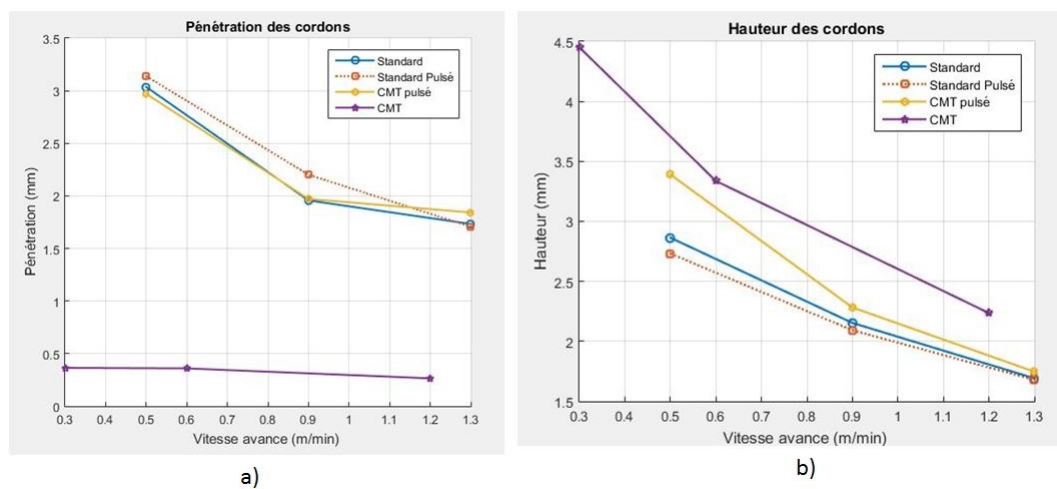


FIGURE 2.7 – Evolution des caractéristiques géométriques : a) Pénétration des mono-cordons, b) Hauteur des mono-cordons

Les résultats des radiographies de ces différents cordons ont montré que le procédé de soudage CMT pulsé permet d'obtenir des cordons moins poreux. Le signal électrique du procédé CMT pulsé est présenté en figure 2.8.

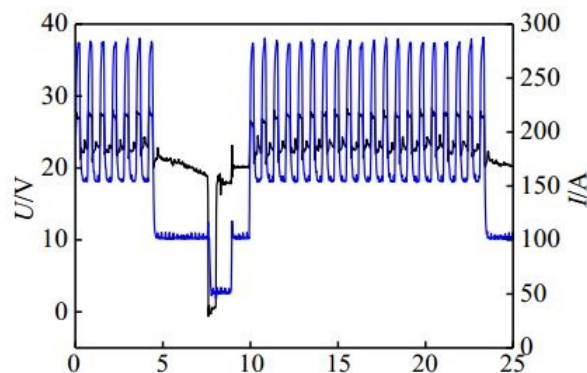


FIGURE 2.8 – Signal du procédé CMT pulsé [Cong, 2014]

Ces premiers essais nous ont permis de sélectionner des procédés de soudage en vue de réaliser des échantillons avec le moins de porosités possible, le moins de projections (inclusions), une bonne dilution, ainsi qu'une bonne régularité des dépôts. C'est ainsi que notre choix s'est porté sur les procédés CMT pulsé et MIG pour la fabrication des échantillons. Les meilleurs paramètres de vitesse de dévidage obtenus avec le procédé CMT pulsé ont été compris entre 7.25 et 9.5 m/min.

2.3 Fabrication des dépôts monocouches et multicouches

Ce paragraphe présente la fabrication des échantillons WAAM d'une et plusieurs couches ainsi que les différents paramètres utilisés. La fabrication des dits dépôts a été effectuée avec les procédés CMT pulsé et MIG comportant respectivement 12 et 10 points de fonctionnement. La courbe synergique du procédé CMT pulsé utilisée ayant pour référence CMT 879+P, était préenregistrée dans le générateur de soudage. La figure 2.9 présente les deux courbes synergiques des procédés de soudage MIG et CMT pulsé.

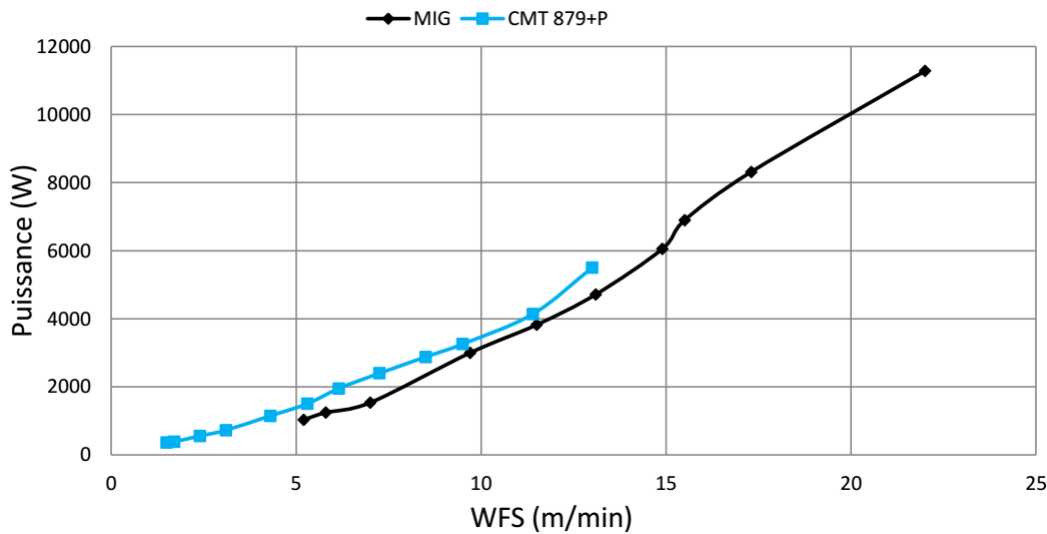


FIGURE 2.9 – Courbes synergiques des procédés de soudage MIG et CMT pulsé

2.3.1 Mode opératoire

Pour la fabrication des dépôts, les différents substrats d'aluminium ayant une température d'environ 30°C ont été fixés sur la table par l'intermédiaire des vis. Le poste de soudage CMT, ainsi que la protection gazeuse, ont été mis en marche par la suite. La température du local de soudage était d'environ 18°C. Les différents dépôts WAAM ont été fabriqués suivant les conditions expérimentales présentées dans le tableau 2.4.

TABLE 2.4 – Paramètres de réglages avant le début des dépôts

Gaz de protection	Débit	Distance tube de contact	Angle de la torche	Diamètre du fil
100% Argon	26 l/min	14 mm	90°	1.2 mm

2.3.2 Fabrication des dépôts monocouches

Des dépôts monocouches ont été fabriqués avec des fils de soudage AA5356 et AA5025 respectivement sur des tôles d'alliages AA5083-H111 et AA5024-H116. Afin de comparer l'influence de l'apport calorifique sur les dépôts, deux apports calorifiques ont été utilisés, l'un étant faible et l'autre fort. La figure 2.10 illustre des sections transversales des dépôts d'une couche. La fabrication des dépôts en alliage AA5025, n'a pas été possible avec le procédé MIG pour les paramètres WFS= 9m/min et TS=0.9 m/min. La première couche fabriquée en utilisant un apport calorifique élevé, présentait des irrégularités qui, lors du dépôt de la couche suivante, a provoqué le décalage et parfois le blocage du fil. C'est la raison pour laquelle, seul le procédé CMT pulsé a été utilisé pour la fabrication des dépôts avec cet alliage. Notons que ce problème n'a pas été observé lors de l'utilisation d'un faible apport calorifique avec le procédé MIG. Cette irrégularité observée est présentée en annexe.

Les paramètres de fabrication des dépôts monocouches sont présentés dans le tableau 2.5.

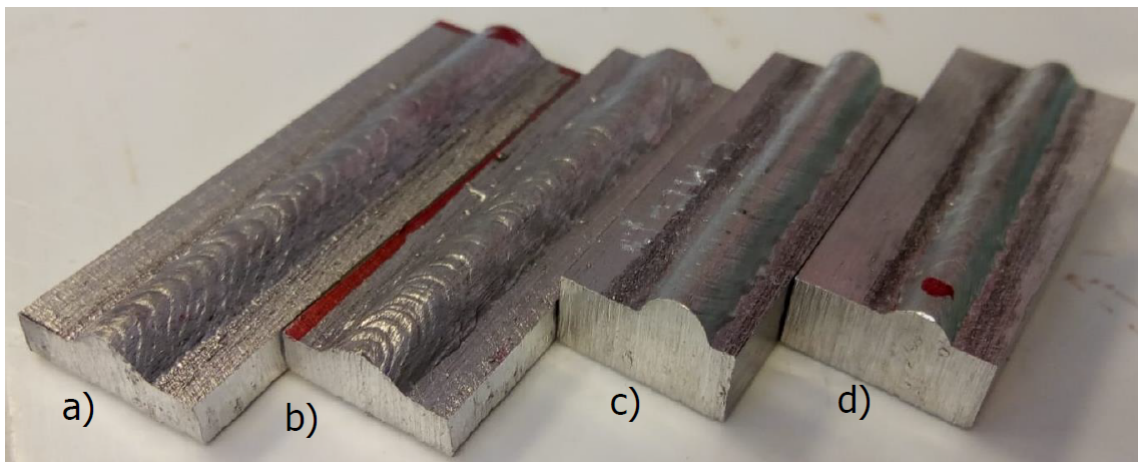


FIGURE 2.10 – Dépôts monocouches fabriqués : a) WFS=9m/min, TS=0.9 m/min, CMT-P, b) WFS=9 m/min, TS=0.9 m/min, MIG, c) WFS=9 m/min, TS=0.9 m/min, CMT-P, d) WFS=9 m/min, TS=1.8 m/min, CMT-P

TABLE 2.5 – Paramètres de fabrication des dépôts monocouches

Echantillons	I(A)	U(V)	WFS (m/min)	TS (m/min)	Procédé	HI (J/mm)
1C-AA5356-chaud	159	19.3	9	0.9	CMT-P	173.9
1C-AA5356-froid	152	16.9	9	0.9	MIG	133.6
1C-AA5025-chaud	159	19.3	9	0.9	CMT-P	173.9
1C-AA5025-froid	159	19.3	9	1.8	CMT-P	86.9

2.3.3 Fabrication des dépôts multicouches

Les dépôts de 10 couches ont été fabriqués suivant des stratégies qui consistent à choisir les positions de début et de fin de dépôt pour chaque couche. Les couches ont été superposées les unes sur les autres suivant un sens alterné entre chaque couche (figure 2.11). A chaque extrémité d'une couche, la torche se déplace d'un pas de translation vertical fixé pour le dépôt de la couche suivante. A cause du cycle thermique, des temps de pauses ont été effectués entre couches jusqu'à atteindre une température de 70°C mesurée à l'aide d'un thermomètre numérique. La fabrication a été faite par re-fusion entre couches, seul la dernière couche déposée n'a pas été re-fondue.

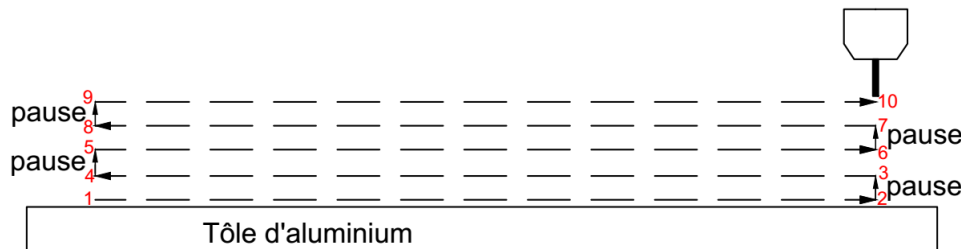


FIGURE 2.11 – Trajectoire de dépôt en sens alterné de chaque couche

Le tableau 2.6 présente les paramètres des dépôts multicouches fabriqués avec les procédés MIG et CMT pulsé.

TABLE 2.6 – Paramètres de fabrications des dépôts multicouches (10 couches)

Echantillons	I(A)	U(V)	WFS (m/min)	TS (m/min)	Procédé	HI (J/mm)
10C-AA5356-chaud	159	19.3	9	0.9	CMT-P	173.9
10C-AA5356-froid	152	16.9	9	0.9	MIG	133.6
10C-AA5025-chaud	159	19.3	9	0.9	CMT-P	173.9
10C-AA5025-froid	159	19.3	9	1.8	CMT-P	86.9

Pour la fabrication des dépôts multicouches, deux types d'échantillons ont été fabri-

qués : Des échantillons sans brossage et des échantillons avec brossage entre les différentes couches déposées. Le brossage pneumatique a été réalisé juste après le dépôt de chaque couche (de la première à la dixième), entre les temps de pauses. Le principal but du brossage était d'éliminer les dépôts d'oxydes de couleur noire laissés par les fumées de soudage. La brosse pneumatique ayant permis le brossage entre couches est présentée en figure 2.12. La figure 2.13 a et b illustre des dépôts multicouches (10 couches) réalisés, l'un sans brossage et l'autre avec brossage.

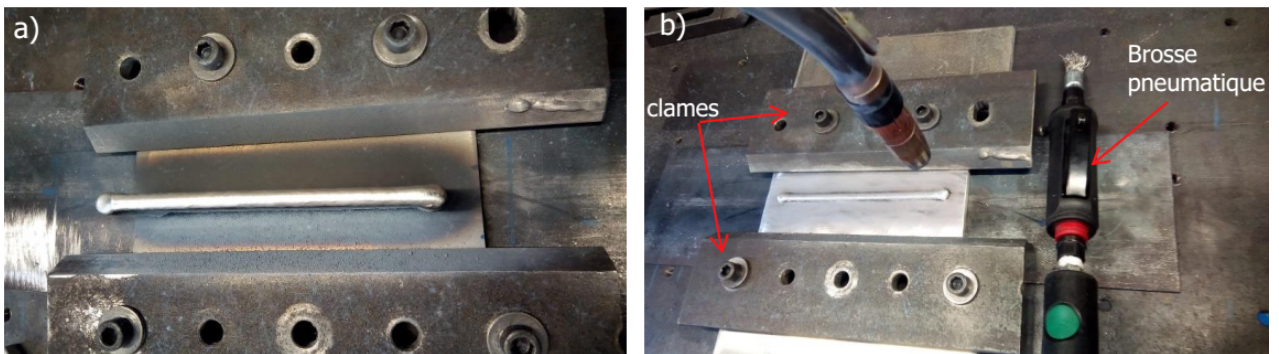


FIGURE 2.12 – Illustration de la fabrication des dépôts avec et sans brossage

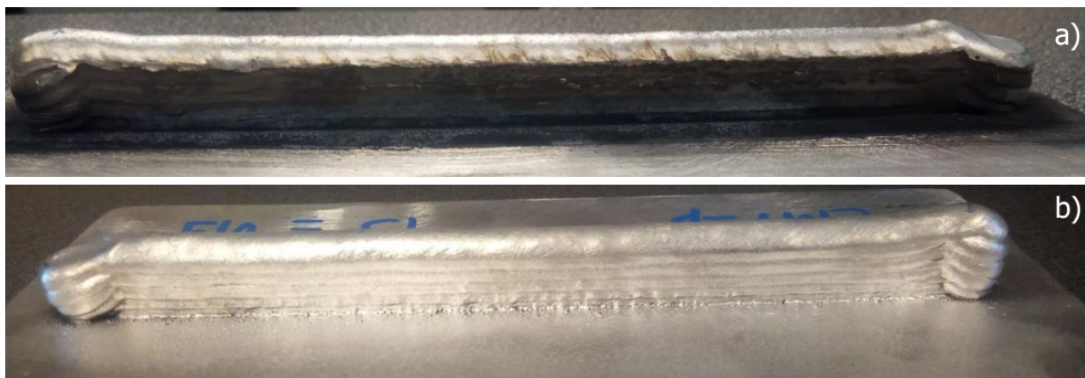


FIGURE 2.13 – Dépôts multicouches (10 couches) : a) Couches non brossées, b) Couches brossées

Des dépôts multicouches composés de 10 couches ont été fabriqués avec des combinaisons de fils et de métaux de base AA5356/AA5083 et AA5025/AA5024. La fabrication de ces dépôts a été faite en considérant à chaque fois, un faible et fort apport calorifique (figure 2.14).

Des dépôts multicouches avec recouvrement ont été fabriqués dans le but de réaliser des dépôts 3D. La largeur de base d'un cordon était de 5 mm et le recouvrement consistait à déposer 3 cordons de soudures à une distance de 70% de la largeur du premier cordon. La figure 2.15 illustre le principe utilisé pour le recouvrement.

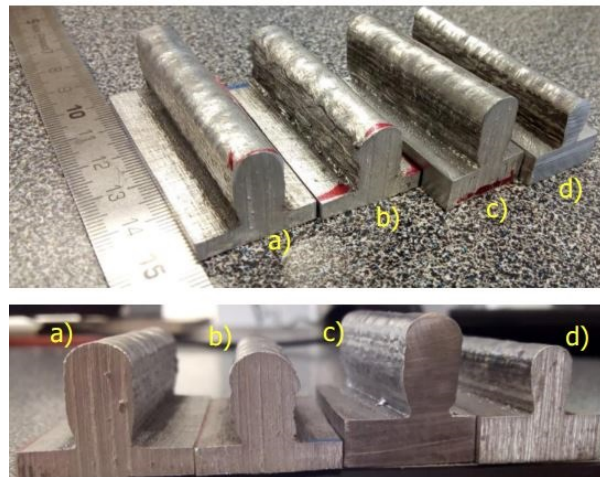


FIGURE 2.14 – Profils et coupes transversales des dépôts multicouches (10 couches) : a) WFS=9m/min, TS=0.9 m/min, CMT-P, 15 mm de hauteur, b) WFS=9 m/min, TS=0.9 m/min, MIG, 12 mm de hauteur, c) WFS=9 m/min, TS=0.9 m/min, CMT-P, 15 mm de hauteur, d) WFS=9 m/min, TS=1.8 m/min, CMT-P, 10 mm de hauteur

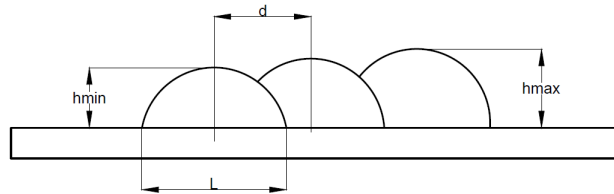


FIGURE 2.15 – Schéma de principe du recouvrement

Quinze (15) échantillons ont été réalisés avec des dimensions de longueur, largeur et hauteur respective, 150 mm, 20 mm et 25 mm. Un brossage pneumatique a été effectué lors de la fabrication de ces échantillons dans le but de nettoyer les crasses laissées par les fumées de soudage. Les murs 3D ont été constitués de 10 couches, soit 3 cordons par couches, soit au total 30 cordons réalisés avec des paramètres WFS=7 m/min, TS=0.8 m/min (figure 2.16).



FIGURE 2.16 – Echantillons WAAM de 30 cordons (10 couches)

2.3.4 Traitement thermique post-WAAM des dépôts

Les travaux antérieurs sur les alliages d'aluminium scandium coulés et fabriqués par WAAM, ont montré qu'un traitement thermique à une température comprise entre 300 et 350°C pendant 1 à 5 heures augmente considérablement les propriétés mécaniques de ces alliages notamment la limite d'élasticité, la résistance et la dureté [Kaiser, 2008], [Sales et al, 2019]. C'est ainsi qu'un traitement thermique à 325 °C pendant 2 heures a été effectué sur les dépôts WAAM d'alliage AlMgSc et AlMg5 dans un four à chauffage électrique avec circulation forcée de l'air chaud, suivi d'un refroidissement dans le four. La figure 2.17 présente le four utilisé lors du traitement thermique des dépôts WAAM.



FIGURE 2.17 – Four utilisé : a) Vue générale du four, b) Échantillons WAAM placés dans le four

2.3.5 Mesures des températures à l'aide de thermocouples

Afin d'alimenter le modèle numérique, des mesures de températures ont été effectuées à partir des thermocouples de type k fixés à différents endroits du substrat et directement dans le bain de fusion juste après le passage de l'arc électrique. Les données expérimentales ont été enregistrées par la suite à partir d'un dispositif d'acquisition des données. Pour l'acquisition proprement dite, les thermocouples ont été raccordés à une carte NI 9211 (figure 2.18a), l'interface vers l'ordinateur a été assuré par le support USB 9162 (figure 2.18b). L'ensemble a été programmé à partir du logiciel Labview.

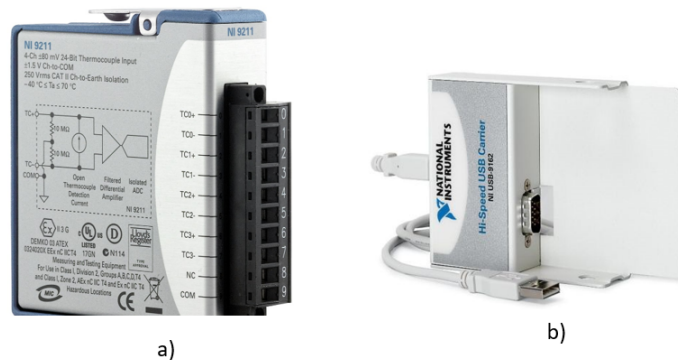


FIGURE 2.18 – Cartes utilisées : a) Carte NI 9211, b) Support USB 9162

Des plaques d’alliages d’aluminium AA5083 de dimensions 500 mm x 100 mm et d’épaisseurs de 4 et 10 mm ont été utilisées comme substrat pour ces essais et l’alliage AA5356 a servi de métal d’apport. Des cordons de 460 mm de longueur ont été déposés sur ces plaques à 20 mm de chaque bord et à mi-largeur de la tôle (figure 2.19).

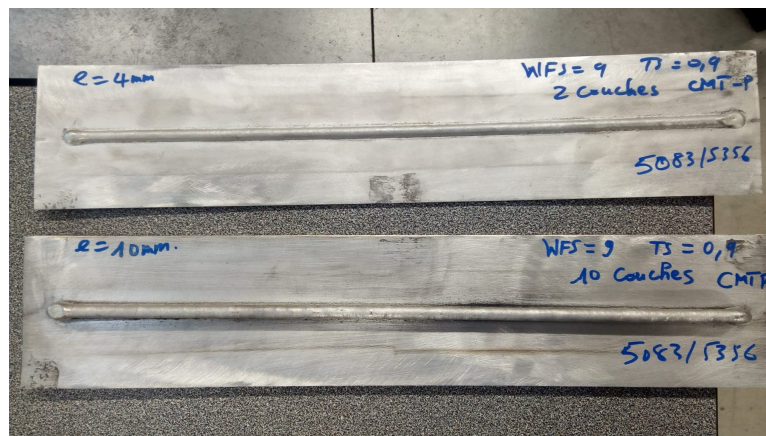


FIGURE 2.19 – Dépôts monocouches réalisés sur des tôles d’alliage AA5356 de 4 et 10 mm d’épaisseurs

Le but de ces essais était de contrôler le flux de chaleur afin d’obtenir des valeurs réelles de températures permettant ainsi de mesurer des distorsions dues au champ thermique réel. Les mesures de températures obtenues permettront à l’industriel d’alimenter le modèle numérique. Les essais ont été effectués dans des conditions optimales en minimisant les pertes de chaleur lors des dépôts. Pour ce faire, un dispositif permettant l’isolation thermique entre le substrat d’aluminium, et la table de soudage a été conçu et réalisé (figure 2.20). Les pertes de chaleur par conduction ont donc été minimisées voir empêchées. Néanmoins, des pertes de chaleur par convection entre l’air et le substrat étaient existantes sur les bords de la tôle ainsi que sur la surface de la tôle réservée pour le dépôt du fil. Quatre (4) thermocouples de type k, dont 3 placés sur la tôle et 1 dans le bain de

fusion ont été utilisés. La figure 2.21 présente le dispositif d'isolation thermique utilisé.

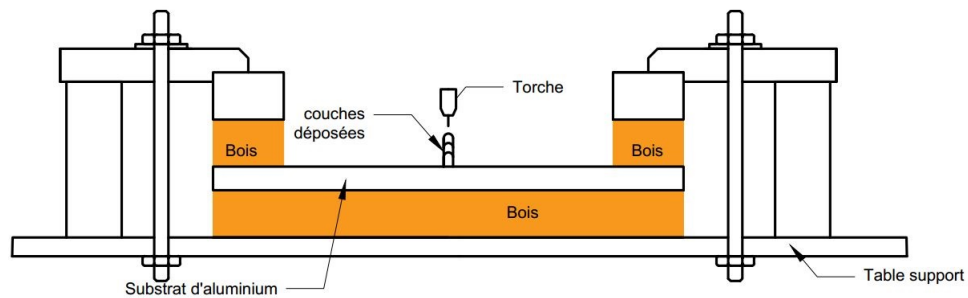


FIGURE 2.20 – Représentation schématique en vue de profil du dispositif d'isolation thermique

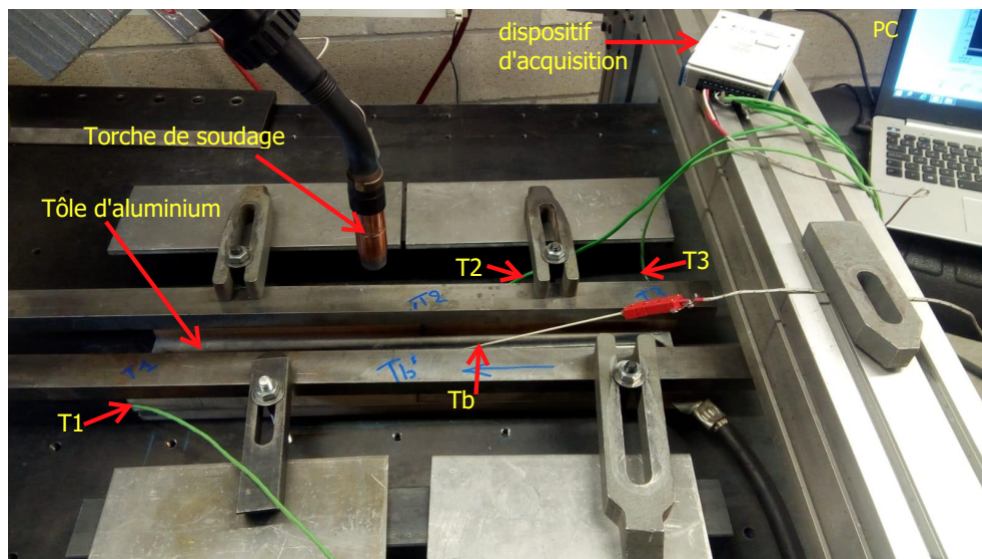


FIGURE 2.21 – Dispositif d'isolation thermique réalisé

2.3.6 Mesures des caractéristiques géométriques des dépôts WAAM

Nous avons réalisé des mesures géométriques sur des dépôts WAAM (une et deux couches) fabriqués avec le fil d'alliage AA5356, sur des tôles d'alliage AA5083 d'épaisseurs 4 et 10 mm. La figure 2.22 illustre les différents paramètres mesurés sur des dépôts monocouches. Pour une couche, (S_A) est la surface non diluée, et (S_B), la surface diluée.

Les taux de dilution (équation 2.2) d'une couche déposée avec les procédés CMT pulsé et MIG avec des apports de chaleurs respectifs de 173.9 et 133.6 J/mm ont été déterminés. On observe une grande différence de la forme de la pénétration (figure 2.23). Le taux de dilution d'une couche fabriquée avec le procédé CMT pulsé était de 50.8 %, tandis que celle fabriquée avec le procédé MIG était de 45.55 %.

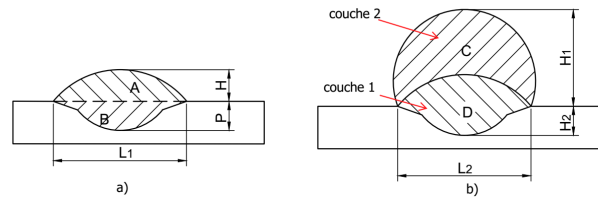


FIGURE 2.22 – Caractéristiques géométriques mesurées : a) Caractéristiques géométriques d'une couche, b) Caractéristiques géométriques de deux couches

TABLE 2.7 – Mesures des caractéristiques géométriques d'une couche

Echantillons	S_t (mm ²)	S_A (mm ²)	S_B (mm ²)	P (mm)	H (mm)	L (mm)
C1-4mm-CMTP	17.459	8.410	9.322	3.221	2.142	6.707
C1-4mm-MIG	18.901	9.491	9.363	2.358	1.998	7.162
C1-10mm-CMTP	13.317	8.808	4.818	1.699	2.018	5.932

$$\%Dilution = \frac{B}{A+B} 100 \quad (2.2)$$

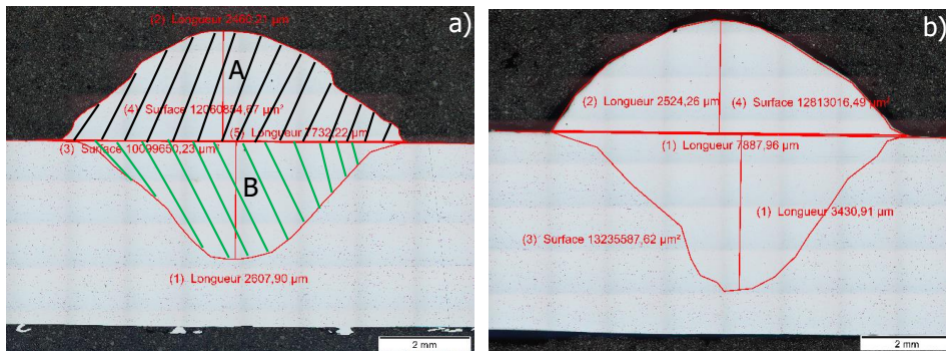


FIGURE 2.23 – Forme du bain de fusion des procédés MIG (a) et CMTP (b)

2.3.7 Mesures des distorsions

Sous l'effet de l'énergie thermique appliquée par la source de chaleur, des distorsions ainsi que des contraintes résiduelles se produisent dans le substrat. Les mesures des distorsions ont d'abord été effectuées sur des dépôts WAAM réalisés dans des conditions optimales en contrôlant le flux de chaleur dans le but de minimiser les pertes de chaleur, puis sur des dépôts réalisés en considérant des pertes de chaleurs par conduction lors du contact direct entre le substrat et la table de soudage. Un système de mesures composé d'un comparateur fixé sur une machine-outil CNC et de trois supports ont permis de mesurer les distorsions engendrées par le flux de chaleur des différents dépôts (figure

2.24).

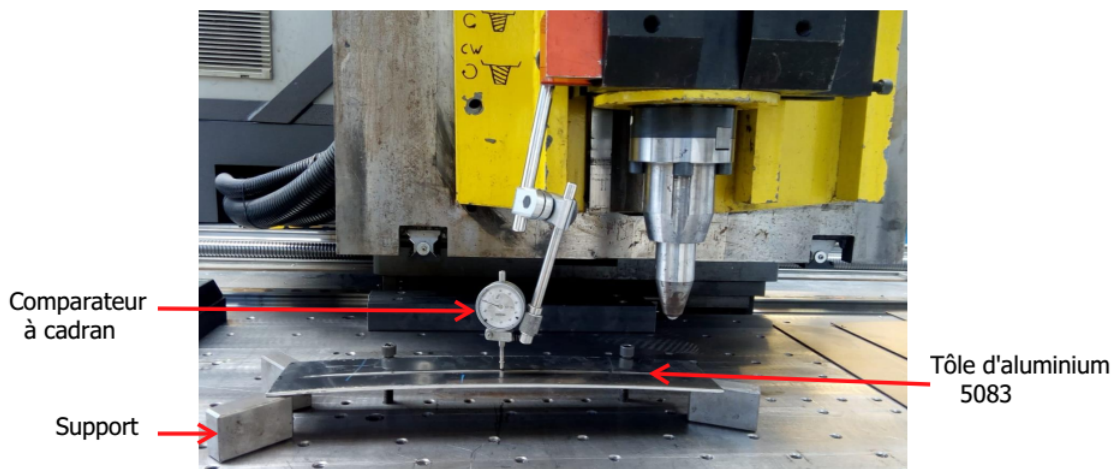


FIGURE 2.24 – Dispositif de mesures des distorsions dues à l'apport de chaleur

La figure 2.25 illustre plus clairement le principe des mesures. Les mesures ont été faites en cinq (5) points (a, b, c, d et e) espacés entre eux d'une distance de $L/4$.

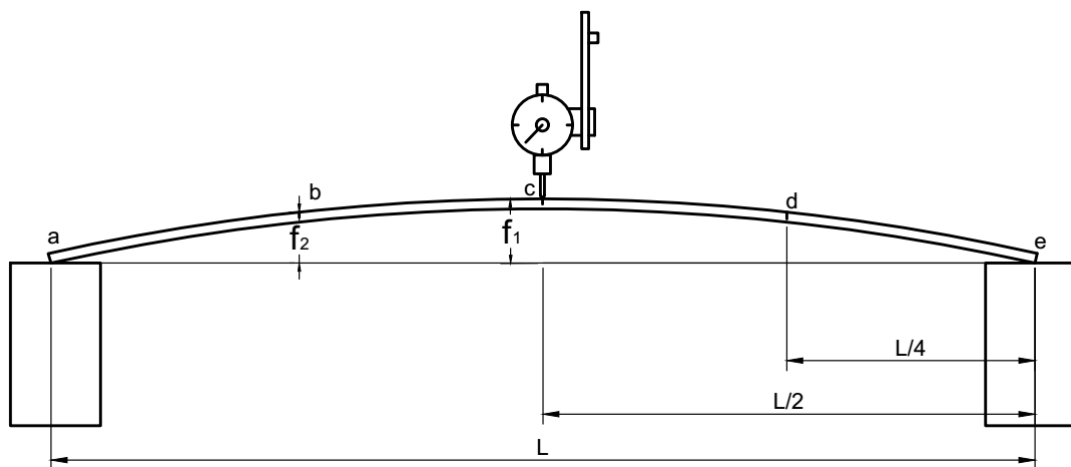


FIGURE 2.25 – Schéma de principe de mesures des distorsions

2.4 Méthodes de caractérisation des dépôts

Nous présentons, dans cette section, le matériel ainsi que les méthodes de caractérisation utilisés dans le but de révéler, de visualiser et de caractériser les dépôts WAAM fabriqués. Pour ce faire, les ceux-ci ont été soigneusement préparés en plusieurs étapes présentées ci-dessous.

2.4.1 Préparation des échantillons monocouches et multicouches

Les échantillons ont été prélevés perpendiculairement, parallèlement et au milieu de chaque dépôt à l'aide d'une scie à ruban sous lubrification afin d'éviter toute sollicitation thermomécanique. Dans le but d'obtenir une surface poli miroir, ceux-ci ont été par la suite enrobés à chaud dans une résine conductrice de 40 mm de diamètre pour les analyses optiques et MEB, et 30 mm de diamètre pour les analyses à l'EBSD (figure 2.26b).

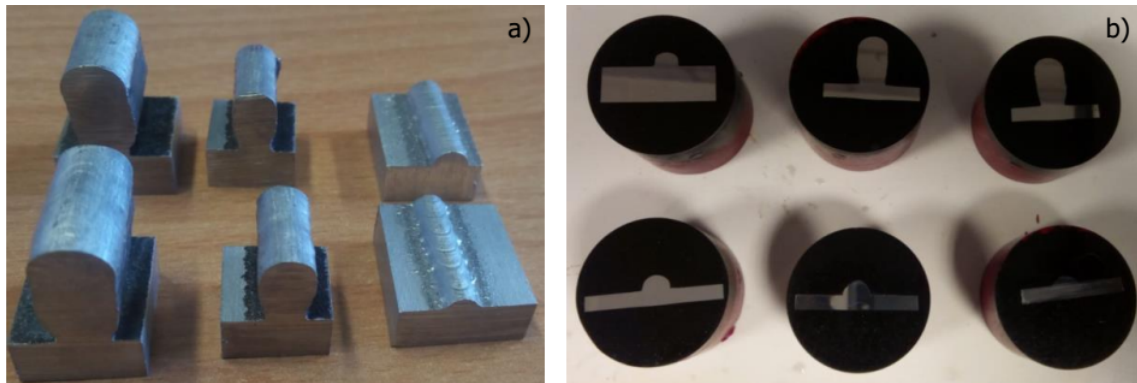


FIGURE 2.26 – Échantillons monocouches et multicouches : a) Échantillons découpés, b) Échantillons enrobés

Après enrobage, les échantillons ont été polis à l'aide d'une polisseuse mécanique de type L3SV (figure 2.27 b), avec des papiers abrasifs de différentes granulométries. Le but de ce polissage était d'obtenir un état de surface adapté pour les observations au microscope optique, électronique à balayage et EBSD. Six étapes de polissage ont permis une préparation correcte des échantillons. Deux étapes de pré polissage, et quatre étapes de polissage de finition ont été effectuées sur les échantillons par frottement sur des plateaux tournants à une vitesse de rotation de 150 ou 300 tours/minutes.

Le but des opérations de pré polissage était de supprimer les rayures laissées par le tronçonnage. Ce polissage a été effectué avec du papier abrasif en carbure de silicium 180 ($30 \mu\text{m}$). Ensuite, un second polissage a été réalisé avec du papier abrasif 1200 ($15 \mu\text{m}$). Pour ces opérations de pré polissage, l'eau a été utilisée comme lubrifiant. Les quatre autres étapes de polissage plus fin avaient pour but d'obtenir une surface poli miroir, en éliminant les dernières traces d'écrouissage sur les échantillons. Ce polissage a été effectué avec des tissus feutrés (draps) et lubrifié par une solution contenant des particules de diamants. Les draps portant des particules abrasives de $9 \mu\text{m}$, $3 \mu\text{m}$, $0.5 \mu\text{m}$ ont été utilisés suivant cet ordre pour obtenir des polissages de plus en plus fins. Entre chaque étape, les draps ont été changés et les échantillons ont été à chaque fois nettoyés avec de l'eau et de l'alcool. La pression exercée sur les échantillons variait avec les étapes ainsi que le temps également. Le dernier drap utilisé, dénommé OPS portait une solution de silice colloïdale de $0.04 \mu\text{m}$. Ce dernier drap a été utilisé uniquement pour la préparation des échantillons qui ont été analysés à l'EBSD.

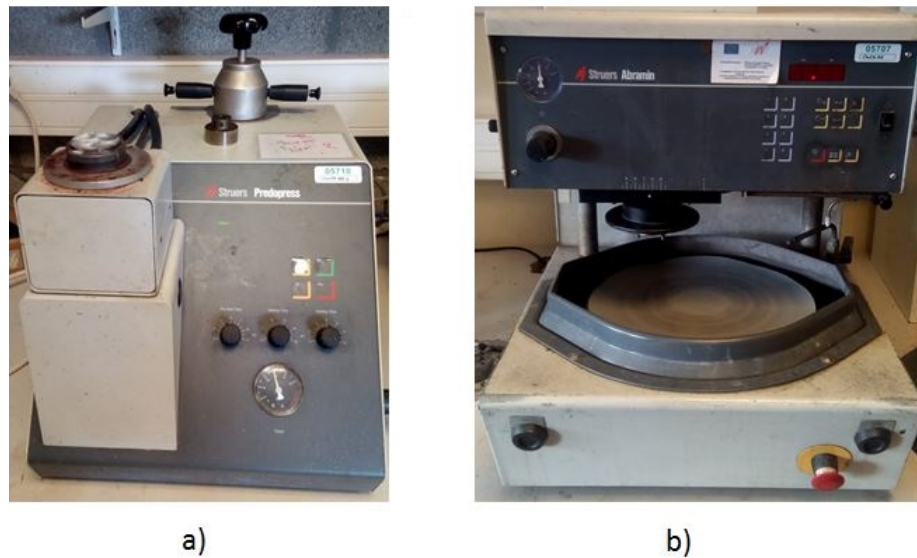


FIGURE 2.27 – a) Enrobeuse, b) Polisseuse mécanique

Après toutes les opérations de polissage, les surfaces polies ont été soumises à une attaque chimique pendant plus ou moins 10 s, avant d'être rincées et séchées respectivement à l'eau puis à l'air, afin de révéler la microstructure des dépôts. Les attaques chimiques ont été effectuées suivant la norme ISO/TR 16060 :2003 qui définit les différents réactifs pour examens macroscopique et microscopique sur des matériaux métalliques. La composition en volume du réactif de Keller comporte dans l'ordre :

- 50 ml d'eau (H_2O) ;
- 600 ml d'acide chlorhydrique (HCl) ;
- 300 ml d'acide nitrique (HNO_3) ;
- 50 ml d'acide fluorhydrique (HF).

2.4.2 Analyse macrographique et micrographique des échantillons WAAM

Les échantillons précédemment préparés ont été utilisés pour les analyses macrographiques et micrographiques. Les observations macrographiques ont été effectuées à partir d'un microscope de marque Zeiss Axiocam 105 color price (figure 2.28a). Presque toutes ces observations ont été faites sous un grossissement 3X.

Le microscope optique Olympus BX60M équipé d'une caméra Olympus UC30 (figure 2.28b) a permis d'examiner les microstructures des différentes zones d'intérêt, notamment : le métal de base, et le métal fondu (métal déposé). Les porosités ont été examinées avec ce même microscope. Des grossissements de 4 à 25 X ont été utilisés selon différentes exigences d'observation.

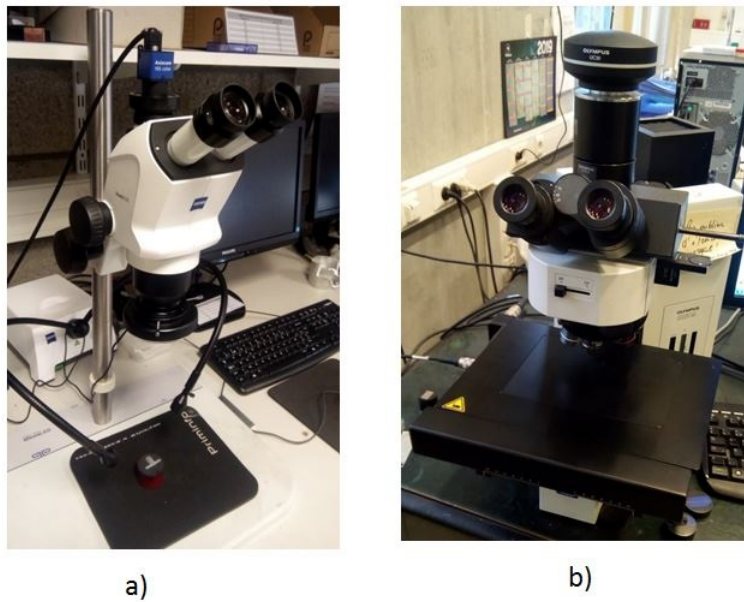


FIGURE 2.28 – Microscopes utilisés : a) Microscope binoculaire, b) Microscope optique

2.4.3 Analyse par microscopie électronique à balayage (MEB)

Le microscope électronique à balayage de marque ESEM de l'université de Liège (figure 2.29) fonctionnant à 15 KV, a permis de relever, le type, la morphologie ainsi que la composition chimique des précipités ou intermétalliques présents dans les dépôts WAAM réalisés. Le principe de la microscopie électronique à balayage est basé sur l'interaction entre la matière et les électrons. La surface de l'échantillon est bombardée par un faisceau d'électrons sous une tension d'accélération de 15 kV. Pour l'acquisition des images, deux types de signaux ont été utilisés lors des analyses MEB, notamment : les électrons rétro-diffusés (BSE) pour la mise en évidence des différentes phases, et les secondaires (SE) qui renseignent sur la topographie de la surface observée. Par la suite, des analyses basées sur l'énergie dispersive des rayons X (EDX) de ces échantillons ont aidé à déterminer la composition chimique des phases en présence.



FIGURE 2.29 – Microscope électronique à balayage

2.4.4 Analyse de la micro-dureté Vickers (HV 0.5)

Suivant la norme ISO 6507-1, des essais de micro-dureté Vickers ont été effectués sur des échantillons dans le but de comprendre l'évolution de la microstructure en fonction des cycles thermiques. Le principe de mesure de la micro-dureté Vickers consiste à déterminer sous l'action d'une charge appliquée, les dimensions d'empreintes produites dans le matériau par un pénétrateur ayant une forme pyramidale (figure 2.30 b). Les essais de micro-dureté Vickers HV 0.5 ont été effectués à partir de la machine INNOVATEST NEXUS4000 CWCA204 avec une charge de 500 grammes pendant 10 secondes (figure 2.30 a). Le micro-duromètre utilisé comportait un microscope permettant de viser la zone souhaitée de l'échantillon poli et enrobé. Le pénétrateur Vickers a ensuite été placé dans l'axe optique, afin d'effectuer l'essai. Par la suite, le microscope a permis de mesurer les diagonales de l'empreinte. Les objectifs de 40 x et 10 x ont été utilisés durant les essais.

Les formules utilisées pour le calcul de la micro-dureté Vickers sont présentées par les équations 2.3 et 2.4.

$$HV = \left(\frac{2F \cdot \sin(136^\circ)}{d} \right) / d^2 \quad (2.3)$$

$$HV = \frac{1.854 \cdot F}{d^2} \quad (2.4)$$

où,

F : Charge en kgf,

d : Moyenne arithmétique des deux diagonales, d1 et d2 en mm,

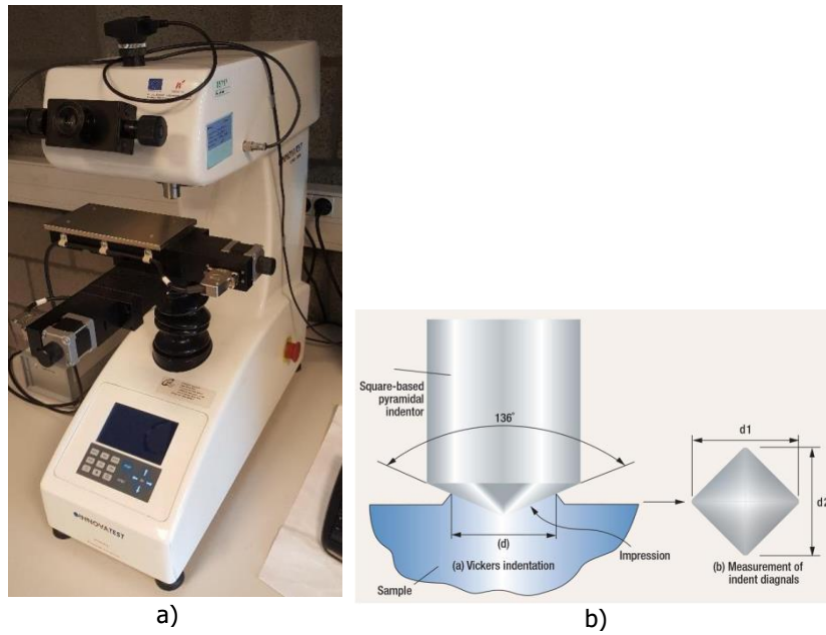


FIGURE 2.30 – a) Machine de micro-dureté Vickers, b) Principe de l’essai de micro-dureté

Des filiations de micro-duretés ont été effectuées sur des sections transversales des échantillons précédemment enrobés et attaqués au réactif de Keller. Ces filiations de micro-duretés ont été effectuées à partir du sommet et dans la direction verticale avec un intervalle de 0,25 mm (figure 2.32) entre deux points de mesures. L’intervalle entre deux points de micro-dureté Vickers était selon la norme ISO 6507, supérieur ou égal à trois fois la largeur d’une empreinte (figure 2.31).

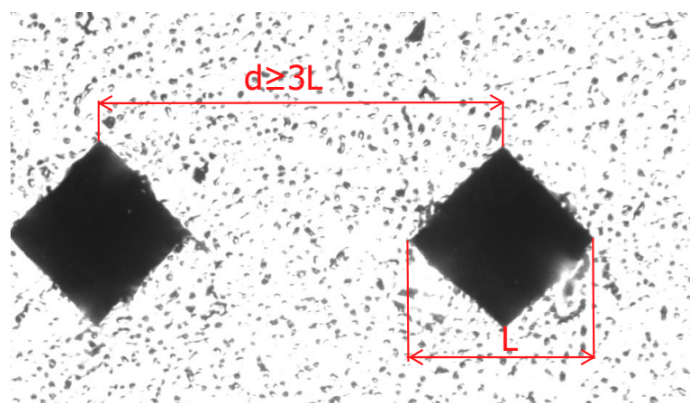


FIGURE 2.31 – Intervalle de distance entre deux points de micro-dureté Vickers

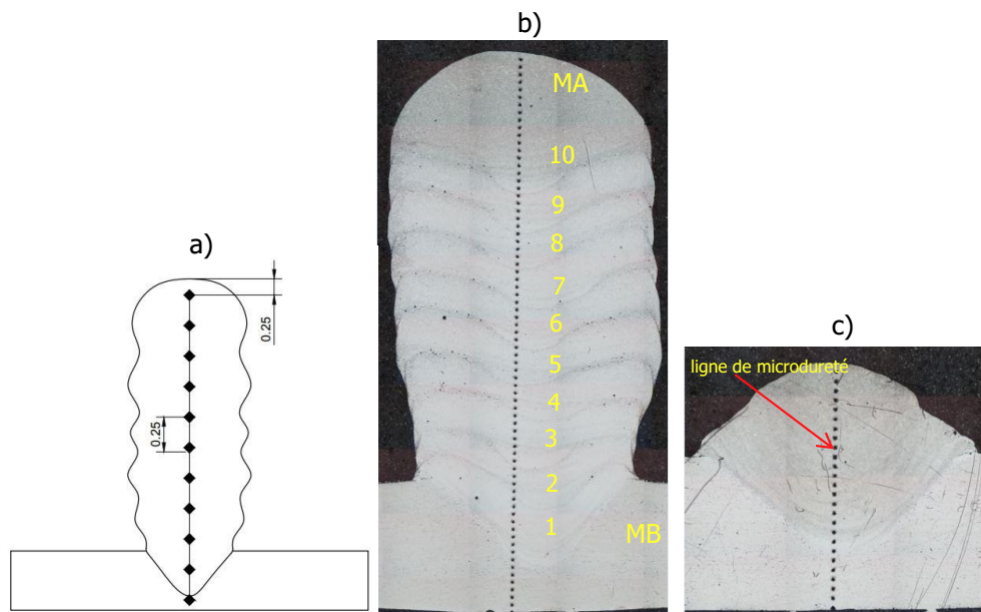


FIGURE 2.32 – Mesures de micro-dureté : a) Intervalles des points de micro-dureté, b) Filiations de micro-duretés d'un dépôt de 10 couches, c) Filiations de micro-duretés d'un dépôt d'une couche

2.4.5 Observation radiographique des dépôts

Des essais de contrôles non destructifs ont permis de vérifier la santé interne des dépôts WAAM en déterminant les différents défauts présents au cœur. La radiographie est une technique de contrôle utilisée pour vérifier la structure interne des différents dépôts après usinage. Le principe de cette technique est basé sur l'absorption des rayons X produits dans un tube sous haute tension. Les résultats des radiographies effectuées ont été stockés sur des films argentiques et observés sur un négatoscope de 24 cm de long (figure 2.33).

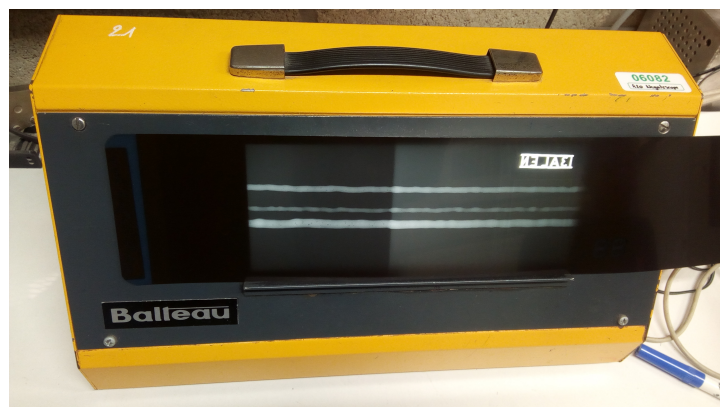


FIGURE 2.33 – Négatoscope utilisé lors des radiographies

2.4.6 Analyses EBSD (Diffraction des électrons rétrodiffusés)

L'EBSD (Electron BackScattering Diffraction) est une technique qui permet d'obtenir des informations sur la microstructure et la texture des matériaux par une analyse cristallographique. Elle est mise en œuvre dans un microscope électronique à balayage (MEB). Le principe de cette technique consiste à envoyer un faisceau d'électrons dirigé sur un échantillon préalablement préparé (polissage) et incliné à 70° par rapport à l'incidence normale [Marteau, 2013]. L'interaction entre le faisceau d'électrons et la surface de l'échantillon permet d'obtenir des clichés de diffraction de Kikuchi [Barbier, 2016]. La figure figure 2.34 illustre le principe de la formation d'un diagramme de Kikuchi

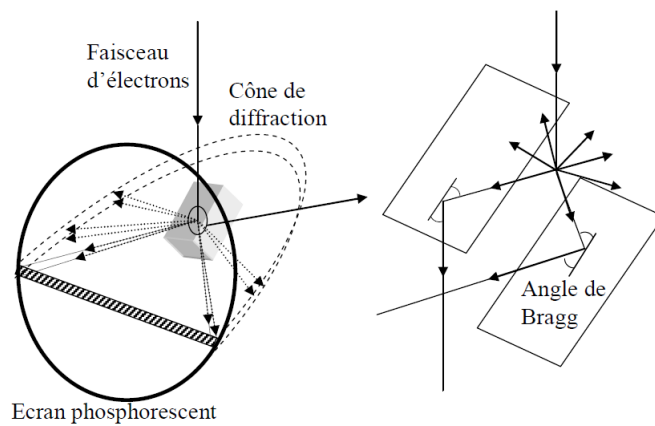


FIGURE 2.34 – Principe de la formation d'un diagramme de Kikuchi [Barbier, 2016]

Une légende explicative de tous les échantillons fabriqués, ainsi qu'un récapitulatif des analyses effectuées sont présentés en figure 2.35.

Code des échantillons		Explications				
Alliage AA5356						
1C-AA5356-chaud	Echantillon d'une couche en alliage AA5356, apport calorifique élevé (173.9 J/mm)					
1C-AA5356-froid	Echantillon d'une couche en alliage AA5356, apport calorifique faible (133.6 J/mm)					
10C-AA5356-froid	Echantillon de 10 couches en alliage AA5356, apport calorifique faible (133.6 J/mm)					
10C-AA5356-chaud	Echantillon de 10 couches en alliage AA5356, apport calorifique élevé (173.9 J/mm)					
1C-AA5356-chaud-Tth	Echantillon d'une couche en alliage AA5356, apport calorifique élevé (173.9 J/mm), traité thermiquement à 325°C pendant 2 heures					
1C-AA5356-froid-Tth	Echantillon d'une couche en alliage AA5356, apport calorifique élevé (133.6 J/mm), traité thermiquement à 325°C pendant 2 heures					
10C-AA5356-chaud-Tth	Echantillon de 10 couches en alliage AA5356, apport calorifique élevé (173.9 J/mm), traité thermiquement à 325°C pendant 2 heures					
10C-AA5356-froid-Tth	Echantillon de 10 couches en alliage AA5356, apport calorifique faible (133.6 J/mm), traité thermiquement à 325°C pendant 2 heures					
Alliage AA5025						
1C-AA5025-chaud	Echantillon d'une couche en alliage AA5025, apport calorifique élevé (173.9 J/mm)					
1C-AA5025-froid	Echantillon d'une couche en alliage AA5025, apport calorifique faible (86.9 J/mm)					
10C-AA5025-chaud	Echantillon de 10 couches en alliage AA5025, apport calorifique élevé (173.9 J/mm)					
10C-AA5025-froid	Echantillon de 10 couches en alliage AA5025, apport calorifique faible (86.9 J/mm)					
1C-AA5025-chaud-Tth	Echantillon d'une couche en alliage AA5025, apport calorifique élevé (173.9 J/mm), traité thermiquement à 325°C pendant 2 heures					
1C-AA5025-froid-Tth	Echantillon d'une couche en alliage AA5025, apport calorifique faible (86.9 J/mm), traité thermiquement à 325°C pendant 2 heures					
10C-AA5025-chaud-Tth	Echantillon de 10 couches en alliage AA5025, apport calorifique élevé (173.9 J/mm), traité thermiquement à 325°C pendant 2 heures					
10C-AA5025-froid-Tth	Echantillon de 10 couches en alliage AA5025, apport calorifique faible (86.9 J/mm), traité thermiquement à 325°C pendant 2 heures					
Echantillons	Etat polimoir-attaqué	Analyse Optique	MEB	EBSD	Micro-dureté Vickers (HV 0.5)	Mesures Déformations
Fil de soudage : AA5356, Matériau de base : AA5083						
1C-AA5356-chaud	P-A	✓			✓	
1C-AA5356-froid	P-A	✓			✓	
2C-AA5356-chaud	P-A	✓				✓
10C-AA5356-chaud	P-A	✓	✓	✓	✓	✓
10C-AA5356-froid	P-A	✓	✓	✓	✓	✓
1C-AA5356-chaud-Tth					✓	
1C-AA5356-froid-Tth					✓	
10C-AA5356-chaud-Tth					✓	
10C-AA5356-froid-Tth					✓	
Echantillon 3D	P-A	✓				
Fil de soudage : AA5025, Matériau de base : AA5024						
1C-AA5025-chaud	P-A	✓			✓	
1C-AA5025-froid	P-A	✓			✓	
10C-AA5025-chaud	P-A	✓	✓	✓	✓	
10C-AA5025-froid	P-A	✓	✓		✓	
1C-AA5025-chaud-Tth					✓	
1C-AA5025-froid-Tth					✓	
10C-AA5025-chaud-Tth	P-A	✓	✓		✓	
10C-AA5025-froid-Tth					✓	

FIGURE 2.35 – Récapitulatif des analyses effectuées sur chaque échantillon WAAM

2.5 Conclusion

Ce chapitre nous a permis de décrire toutes les méthodes de caractérisation utilisées, ainsi que les différents équipements. Deux métaux d'apport sous forme de fils d'alliages AA5356 et AA5025 ont été utilisés sur deux substrats distincts, composés respectivement par un alliage AA5083 et un alliage AA5024. Des dépôts d'une et plusieurs couches, ont été réalisés à partir de deux procédés distincts, à savoir le CMT pulsé et le MIG. Différents apports calorifiques ont été utilisés pour la fabrication des dépôts, afin de déterminer leur influence à la fois sur la macrostructure et sur la microstructure. Certains dépôts ont subi un traitement thermique à 325°C pendant 2 heures. Les mesures des distorsions produites par la chaleur, ainsi que les mesures de températures à l'aide de thermocouples ont été réalisées. Les microscopes optique et électronique à balayage, ont été utilisés pour la caractérisation microstructurale des dépôts. Les essais de micro-dureté Vickers ont été effectués sur ces différents dépôts. Le chapitre suivant présente les différents résultats des mesures et différentes caractérisations.

Résultats et discussions

L'objectif de ce chapitre est de présenter et d'analyser les résultats des différentes caractérisations et analyses effectuées. Les mesures des distorsions produites par la chaleur ainsi que les températures enregistrées par les thermocouples lors des dépôts WAAM sont d'abord présentés, ensuite des analyses microstructurales en optiques, au MEB, EDX et en EBSD et enfin, les résultats des essais de micro-dureté Vickers.

3.1 Résultats des mesures des distorsions

D'une part, les mesures de ces distorsions ont été effectuées sur des dépôts en utilisant le dispositif permettant de minimiser les pertes de chaleur par conduction, et d'autre part, sur des dépôts réalisés en considérant des pertes de chaleur. Les figures 3.1, 3.2, 3.3 présentent les distributions des distorsions en fonction de la position, obtenues à partir des cinq points de mesures sur un substrat d'aluminium de 500 mm de longueur et d'épaisseurs de 4 et 10 mm. La figure 3.1 présente des distorsions obtenues en minimisant les pertes de chaleur par conduction. La distorsion maximale est observée sur les dépôts de 2 couches sur une tôle de 4mm d'épaisseur.

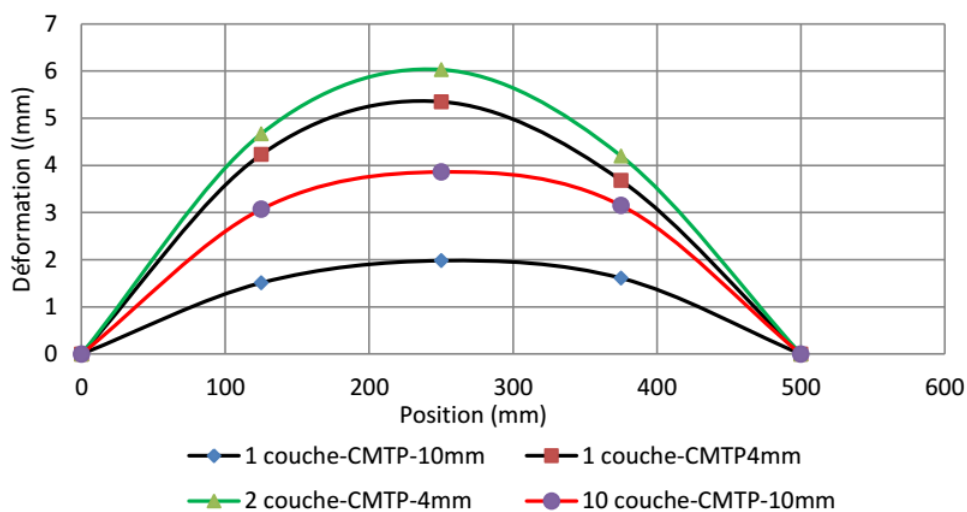


FIGURE 3.1 – Distorsions du substrat en minimisant les pertes de chaleur

La figure 3.2 montre une comparaison des distorsions produites lors de la fabrication des dépôts en minimisant ou non, les pertes de chaleur. Il est évident de constater que

les dépôts réalisés sur des tôles de plus faibles épaisseurs (4 mm) en limitant les pertes de chaleur ont une distorsion maximale. Nous n'avons pas observé une grande différence entre les dépôts d'une couche sur des tôles d'épaisseurs 10mm.

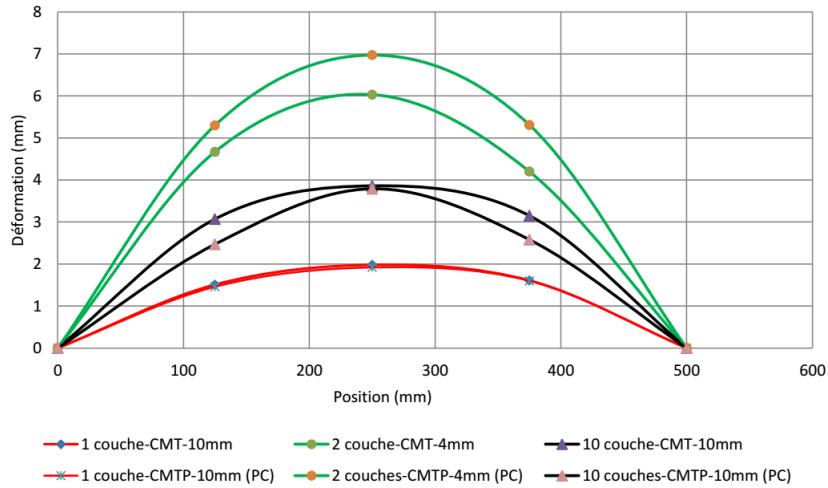


FIGURE 3.2 – Comparaison des distorsions des dépôts obtenues en minimisant ou non, les pertes de chaleur

Des dépôts monocouches et multicouches ont également été réalisés sur des substrats traités thermiquement à 325°C pendant 2 heures avant WAAM, dans le but d'éliminer les contraintes résiduelles dues à l'écroutissage. Ensuite, des mesures des distorsions ont été effectuées et comparées avec celles des dépôts réalisés sur des substrats non traités. De manière générale, les dépôts réalisés sur des substrats traités thermiquement, présentent moins de distorsions. Le traitement de relaxation des contraintes a donc permis de limiter les distorsions produites lors des dépôts WAAM. L'on n'a pas observé une différence significative pour les dépôts de deux couches avec sur des tôles de 10 mm.

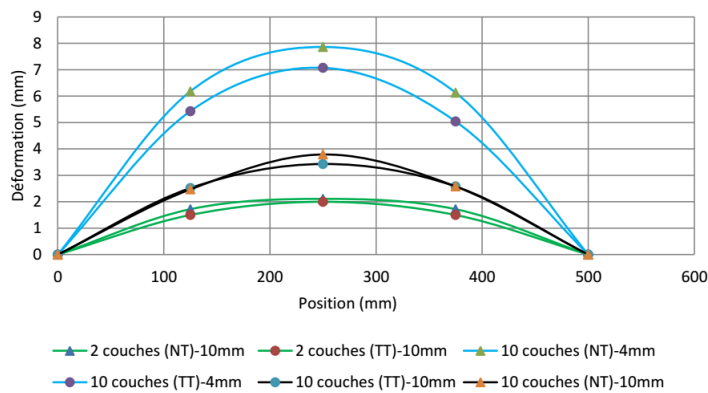


FIGURE 3.3 – Comparaison des distorsions avec et sans traitement thermique du substrat

3.2 Résultats des mesures des températures

La figure 3.4 montre les différentes positions des thermocouples sur le substrat d'aluminium lors des dépôts WAAM. La figure 3.5 présente les résultats des températures mesurées par des thermocouples placés dans le bain de fusion (T_{bain}) et sur les bords ($T1$, $T2$ et $T3$) d'une couche déposée sur des tôles de 4 et 10 mm d'épaisseur.

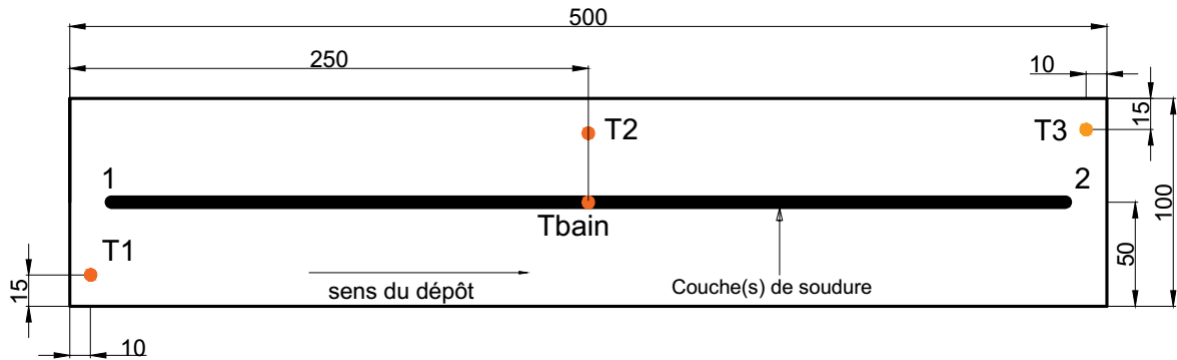


FIGURE 3.4 – Position des thermocouples sur le substrat AA5356

La propagation du flux de chaleur fait remarquer dans un premier temps que, les températures maximales issues des thermocouples $T1$, $T2$ et $T3$ pour le dépôt d'une couche sur une tôle de 4 mm d'épaisseur sont supérieures à celles du dépôt d'une couche sur une tôle de 10 mm d'épaisseur. Ceci peut s'expliquer par le fait que, lors du dépôt d'une couche sur une tôle de 10 mm, la vitesse de refroidissement est plus élevée.

Nous avons déterminé les vitesses de refroidissement des dépôts d'une couche sur une tôle de 4 et 10 mm d'épaisseur à partir des données des températures issues du thermocouple plongé dans le bain de fusion (T_{bain}) (équation 3.1). La vitesse de refroidissement d'une couche déposée sur une tôle de 4 mm est de $101^{\circ}\text{C}/\text{s}$, tandis que celle du dépôt d'une couche sur une tôle de 10 mm est de $451^{\circ}\text{C}/\text{s}$. Ces résultats démontrent que, la vitesse de refroidissement est plus élevée sur une tôle de plus forte épaisseur.

$$V = \frac{\Delta T}{\Delta t} \quad (3.1)$$

avec : ΔT la différence de deux températures en $^{\circ}\text{C}$, et Δt l'intervalle de temps en secondes.

Le point 1 (figure 3.4) illustre le début du dépôt jusqu'au point 2 qui marque la fin du dépôt. Le flux de chaleur maximal a été obtenu à mi-longueur de la tôle. Ce qui justifie que les données de températures obtenues par le thermocouple $T2$, étaient les plus élevées durant le dépôt. Au tout début du soudage, les données de températures en $T1$ étaient élevées pendant quelques secondes ce qui correspondait au point initial du dépôt. Les données récoltées par le thermocouple $T3$ étaient les plus basses au regard de la vitesse de refroidissement qui est très élevée en soudage, le flux de chaleur a diminué rapidement avant d'arriver au point 3. La différence de température maximale observée dans le bain

de fusion sur les tôles de 4 et 10 mm était due au fait que le thermocouple n'a pas été introduit au même moment dans le bain de fusion. Les données de températures sont des informations pertinentes en ce qui concerne la modélisation du WAAM. Les températures obtenues au sein du bain de fusion, n'ont pas atteint la température de fusion, à cause du fait de la vitesse de refroidissement très rapide. Une partie du bain de fusion liquide avait commencé à se refroidir au moment où nous avons introduit le thermocouple.

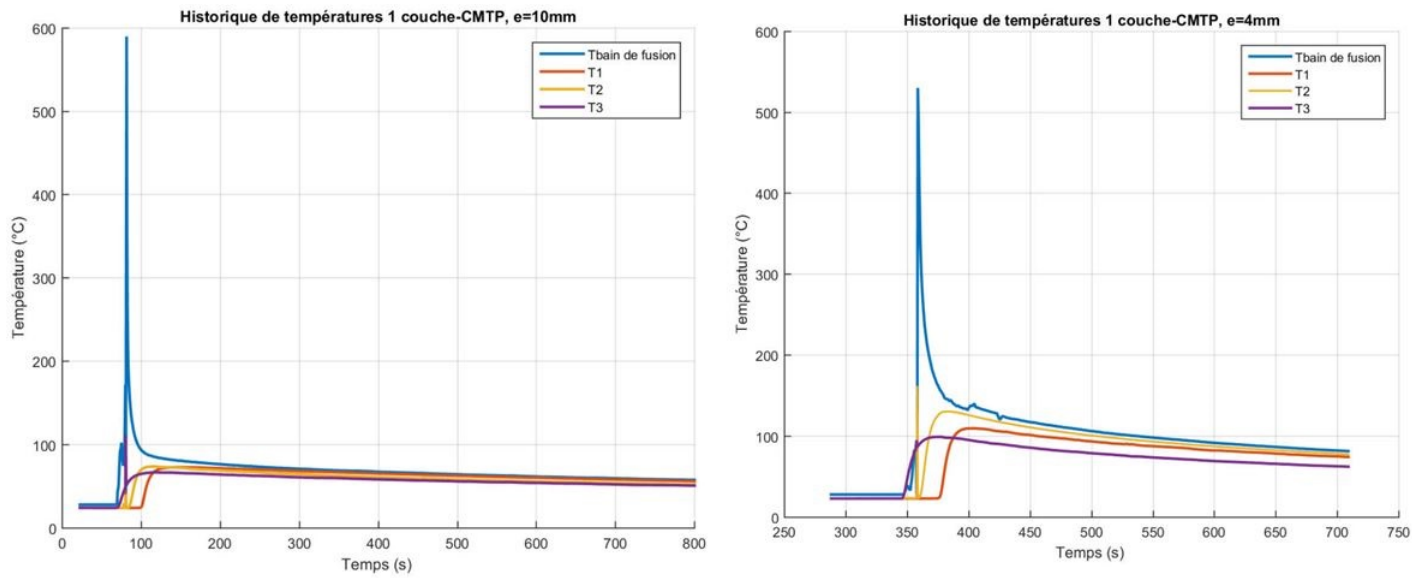


FIGURE 3.5 – Historique de températures d'une couche sur des tôles d'épaisseurs de 4 mm (droite) et 10 mm (gauche)

La figure 3.6 illustre les profils de températures enregistrées (T1, T2, T3) au cours de la fabrication d'un dépôt de 2 couches. Pour ces essais, les thermocouples étaient placés uniquement sur le substrat, et pas dans le bain de fusion.

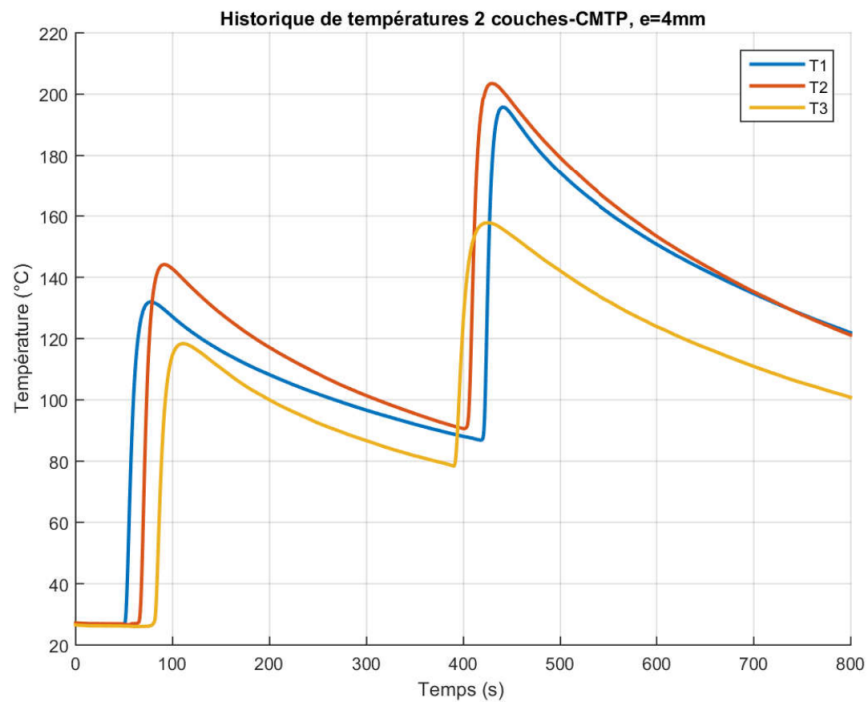


FIGURE 3.6 – Historique de températures de deux couches sur une tôle d'épaisseur de 4mm

3.3 Observations à l'échelle du microscope optique des échantillons WAAM

Les observations des échantillons ont été effectuées à l'état poli miroir afin d'analyser la structure réelle des dépôts, ainsi qu'à l'état attaqué. L'état attaqué a permis de révéler des intermétalliques sur les différents échantillons observés. A la base, la morphologie du bain de fusion d'une couche déposée a une forme hémisphérique. La microscopie optique de ce dépôt à l'état attaqué, montre la présence de particules intermétalliques dans la matrice d'aluminium (figure 3.7).

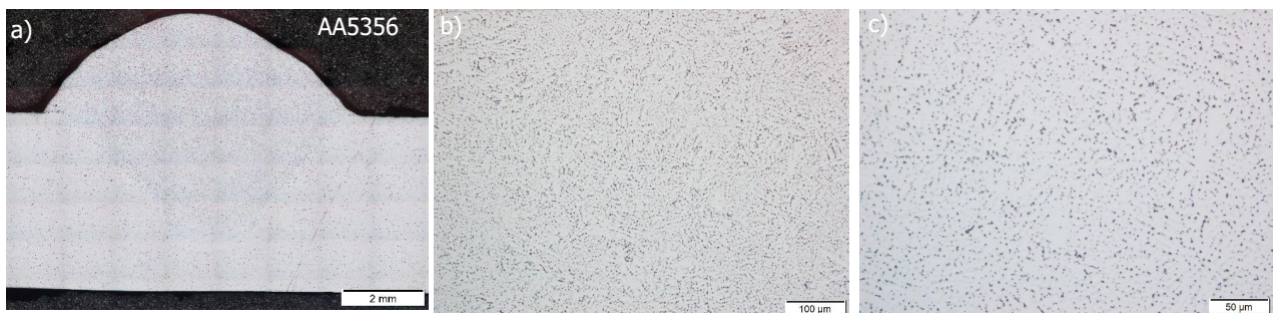


FIGURE 3.7 – Microstructure d'un dépôt monocouche en alliage AA5356

Les observations en microscopie optique des sections transversales des dépôts monocouches montrent qu'il existe au sein d'une même couche, plusieurs zones affectées thermiquement à cause du procédé CMT pulsé. L'explication de ce phénomène est dû au fait que, les premières gouttes de métal déposées se solidifiaient rapidement et les nouvelles gouttes déposées sur les précédentes réchauffaient ces dernières en créant ainsi plusieurs zones affectées thermiquement (figure 3.8b).

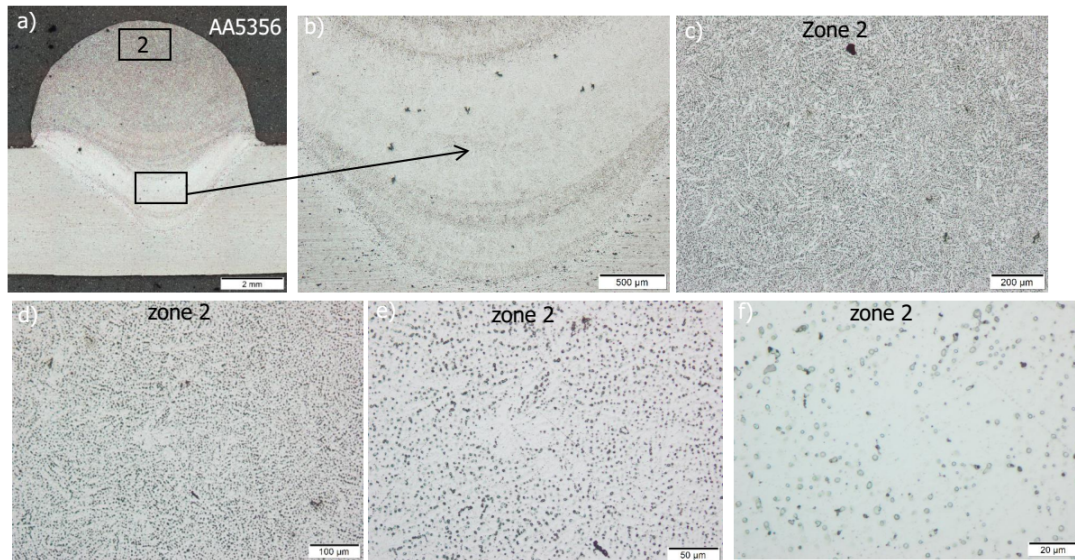


FIGURE 3.8 – Microstructure d'un dépôt multicouche (2 couches) en alliage AA5356

On observe après attaque des dépôts multicouche (2 et 10 couches), une différence de couleur entre les couches qui ont été réchauffées et la dernière couche (pas réchauffée). Les couches ayant été réchauffées ou refondues par la chaleur ont une coloration plus claire, à cause de la dissolution des particules intermétalliques précédemment présents. Une partie de ces particules est donc entrée en solution dans la matrice d'aluminium. Le dernier bain de fusion (dernière couche), s'étant solidifié lentement à cause de l'inertie thermique, contient une proportion de précipités intermétalliques plus importante qui se marque par une coloration de couleur gris foncé (figure 3.8).

En raison des cycles thermiques, une différence de tailles entre les particules intermétalliques a été observée entre couches. De grosses particules intermétalliques ont été observées dans une zone affectée thermiquement (ZAT) entre deux couches, tandis que la zone fondue contenait des particules plus fines. La figure 3.9 illustre une différence de particules intermétalliques entre la sixième et la septième couche de l'échantillon de 10 couches en alliage AA5356 réalisé avec le procédé CMT pulsé (10C-AA5356-chaud). Notons que ces particules ou précipités intermétalliques observés, ne sont pas durcissants, et ne contribuent donc pas à durcir l'alliage. Les analyses au MEB de ces particules nous donneront une idée sur leurs compositions chimiques.

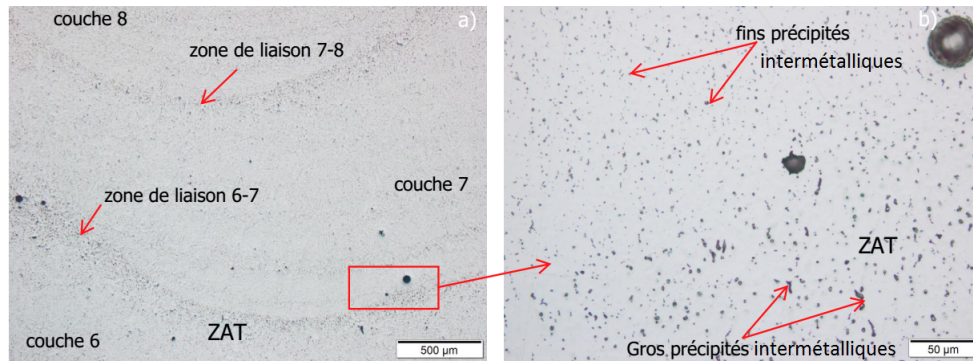


FIGURE 3.9 – Observation de la différence de particules intermétalliques entre deux couches successives : a) couche (6, 7 et 8), b) Particules intermétalliques observés ente les couches 6 et 7

La figure 3.10 montre une différence de tailles de grains entre deux couches de l'échantillon en alliage AA5025 à mi-largeur et à mi-hauteur. Le dépôt de nouvelles couches pendant la fabrication, produit le réchauffage des précédentes couches tout en créant entre celles-ci des zones affectées thermiquement (ZAT), qui sont marquées par de gros grains. Les différents cycles thermiques ont donc induit la coalescence des grains dans cette zone. Les macrostructures typiques des sections transversales des différents dépôts sont illustrées à la figure 3.11.

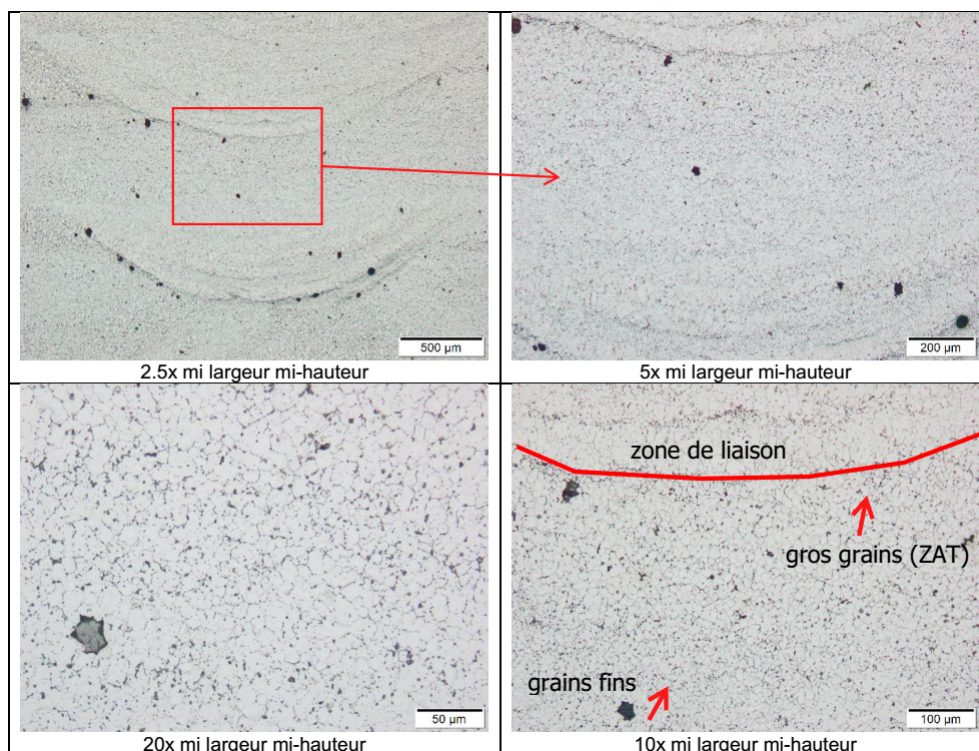


FIGURE 3.10 – Différence de tailles de grains sur l'échantillon de 10 couches en alliage AA5025

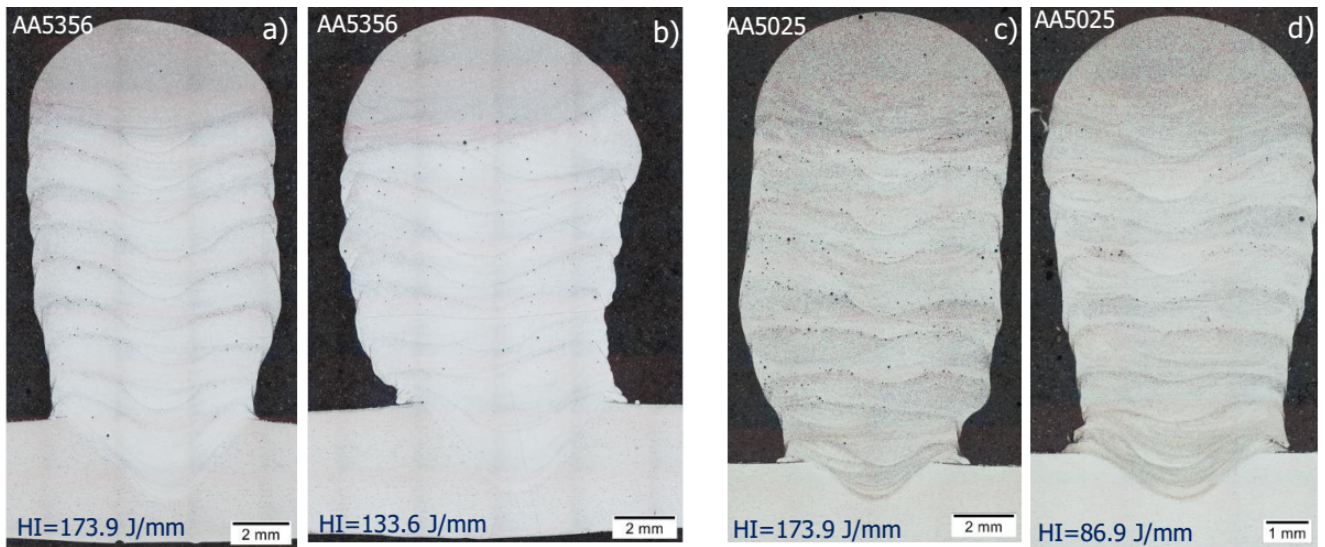


FIGURE 3.11 – Vue générale des échantillons de dix couches en alliages AA5356 et AA5025 (après attaque) : a) 10C-AA5356-chaud, b) 10C-AA5356-froid, c) 10C-AA5025-chaud, d) 10C-AA5025-froid

La figure 3.12 montre plusieurs zones affectées thermiquement observées sur une couche fabriquée avec l’alliage AA5025. Ce même phénomène se produit progressivement, lors du dépôt des autres gouttes liquides.

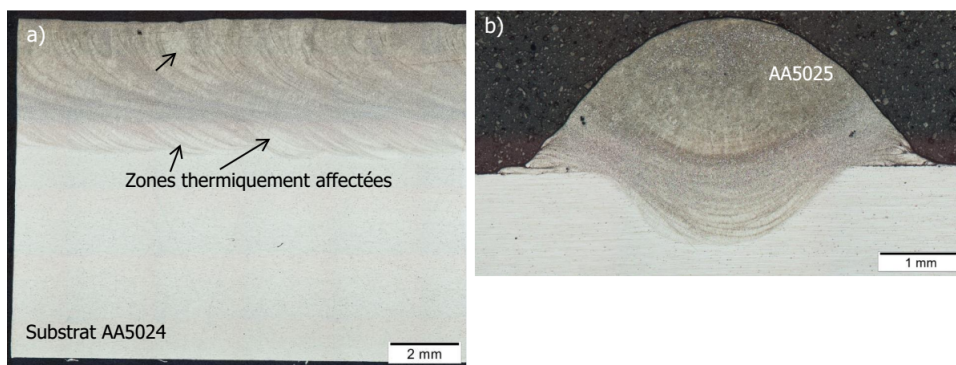


FIGURE 3.12 – Section longitudinale (a) et transversale (b) de l’échantillon monocouche en alliage AA5025 à faible apport calorifique (1C-AA5025-froid)

La figure 3.13 montre une section longitudinale (gauche) et transversale (droite) en correspondance suivant la longueur du dépôt de l’échantillon de 10 couches (10-AA5356-chaud). La section longitudinale met en évidence plusieurs phénomènes liés à la thermique du procédé CMT pulsé. On observe sur la section longitudinale, le sens alterné des dépôts des différentes couches.

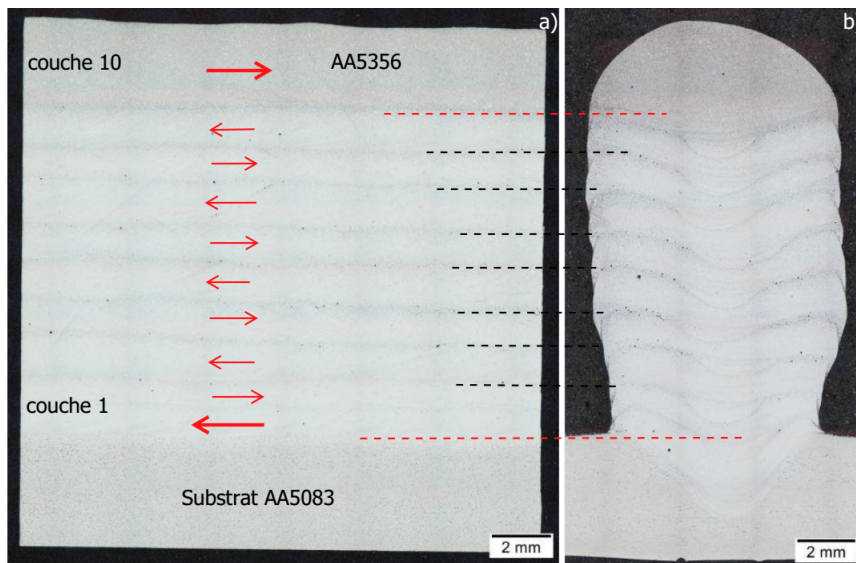


FIGURE 3.13 – Section longitudinale (a) et transversale (b) de l'échantillon de 10 couches en alliage AA5356 à fort apport calorifique (10C-AA5356-chaud)

3.3.1 Défauts observés sur les dépôts en alliage AA5356

L'examen microstructural des dépôts a permis d'observer les différents défauts sur les dépôts monocouches et multicouches en alliage AA5356. Des porosités (bulles de gaz), des inclusions (alumine, d'aluminosilicates, et oxydes), et des manques de fusion ont été observés comme défauts majeurs sur ces dépôts (figure 3.14).

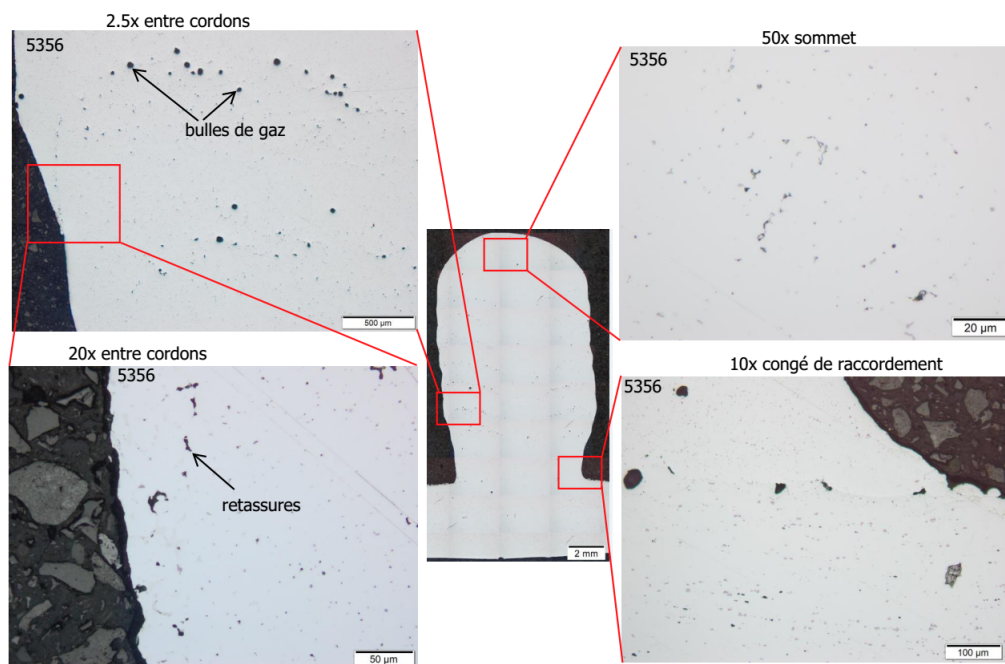


FIGURE 3.14 – Défauts de l'échantillon 10C-AA5356-chaud observés au microscope optique à l'état poli miroir

La plupart des porosités des dépôts fabriqués avec cet alliage étaient observées sur les bords et entre couches (ZAT); par contre, le centre du dépôt présentait moins de porosités. La figure 3.15b montre une image au MEB d'une porosité présente dans la zone diluée du dépôt de 10 couches en alliage AA5356 réalisé avec le procédé CMT pulsé. La taille moyenne des porosités était de l'ordre de 50 μm . La provenance des porosités dans les dépôts peut résulter de plusieurs facteurs notamment : la température entre couches, la vitesse de solidification, et la présence d'humidité.

1. La température entre couches

Lors de la fabrication des dépôts, la température entre couches était maintenue à 70°C. Les temps de pauses prolongées ont exposé la précédente couche déposée à l'air, et auraient ainsi facilité la contamination de cette couche. Les observations sont en accord avec les travaux de Derekar et al., qui ont montré l'influence de la température entre couches sur la formation des porosités lors de la fabrication additive de l'aluminium. Pour ces auteurs, une température entre couches plus faible (des temps d'attente plus longs) favorise la formation des porosités au sein de la précédente couche [Derekar et al., 2019] (tableau 3.1).

2. La vitesse de solidification

La vitesse de solidification étant très rapide en soudage, a sûrement influencé sur le dégagement de l'hydrogène qui n'a pas eu le temps de s'échapper du bain de fusion. L'hydrogène a donc été piégé lors de la solidification dans le bain de fusion. Ce phénomène se produit généralement en soudage de l'aluminium par les procédés classiques.

3. L'exposition cyclique à haute température

De plus grosses porosités ayant un diamètre de l'ordre de 110 μm ont été observées entre les couches de l'échantillon de 10 couches d'alliage AA5025. Il semblerait que l'exposition à haute température ait favorisé la coalescence des porosités. Les travaux de Derekar et al., ont aussi mis en évidence ce phénomène lors de la fabrication WAAM de l'aluminium.

4. L'humidité

Une autre source probable de porosités pourrait être l'humidité dans l'enceinte de soudage. La présence d'humidité a certainement facilité le piégeage de l'hydrogène lors de la solidification. La contamination du fil pourrait aussi avoir une influence sur la formation des porosités étant donné que, pendant les temps de pauses, le fil resté à l'air libre sans protection gazeuse et, n'était pas coupé avant le dépôt de la couche suivante. Couper le fil avant le dépôt d'une couche pourrait donc être une bonne pratique afin d'éviter la formation des défauts en WAAM de l'aluminium.

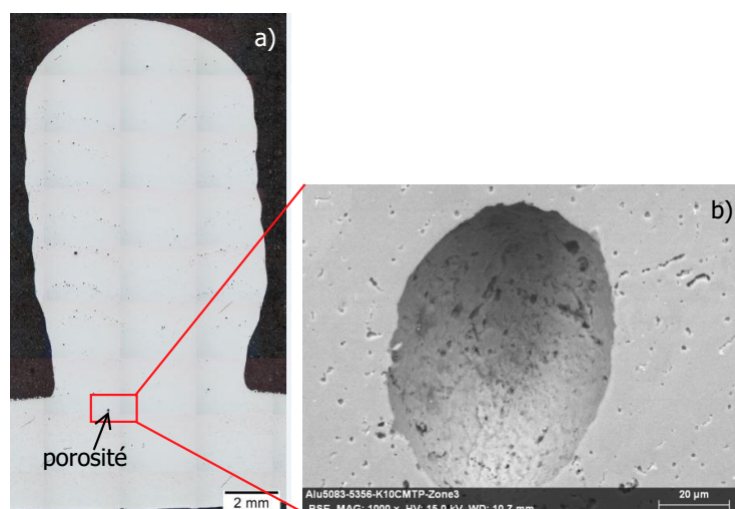


FIGURE 3.15 – Observation d'une porosité au sein de l'échantillon 10C-AA5356-chaud

Le tableau 3.1 présente le taux de défauts des différents dépôts WAAM fabriqués avec l'alliage AA5356.

TABLE 3.1 – Taux de défauts des différents dépôts en alliage AA5356

Echantillons	Taux de défauts (%)
1C-AA5356-chaud (non brossé)	0.02
10C-AA5356-chaud (non brossé)	0.17
1C-AA5356-froid (non brossé)	0.03
10C-AA5356-froid (non brossé)	0.15

Nous constatons au regard de ces résultats que, les dépôts multicouches, fabriqués avec un apport calorifique élevé, ont le taux de défauts le plus élevé. Un apport calorifique élevé, favorise un environnement plus chaud ce qui facilite ainsi, la contamination du métal liquide. A cause de la différence pas si grande entre les deux apports calorifiques, on n'observe pas une grande différence entre les différents taux de défauts des dépôts. Malgré la présence des défauts au sein de ces échantillons, l'on observe qu'après usinage des bords, la zone du milieu qui est sans défaut, pourra être utilisable.

Des inclusions ont été observées en particulier dans les différentes zones affectées thermiquement ou joints des couches (zone de liaison) et parfois au sein de la dernière couche déposée. La vitesse de refroidissement de la dernière couche étant plus lente, à cause de l'accumulation de la chaleur dans la structure, favorise ainsi la pénétration des impuretés dans le bain de fusion. Les analyses au MEB couplé à l'EDX, ont montré la présence d'impuretés comme l'oxygène dans le bain de fusion et qui a une forte affinité avec l'aluminium. Lors de la fabrication, le liquide s'est probablement fixé avec l'oxygène et le silicium pour former des inclusions d'aluminosilicates, d'alumine ou d'oxydes.

La figure 3.16 montre une inclusion observée au sein de la dernière couche (couche 10) de l'échantillon de 10 couches d'alliage AA5356 réalisé avec le mode CMT pulsé (10C-AA5356-chaud). Différents spectres ont été effectués dans cette zone, et l'on observe la présence en grande quantité d'oxygène et de silicium.

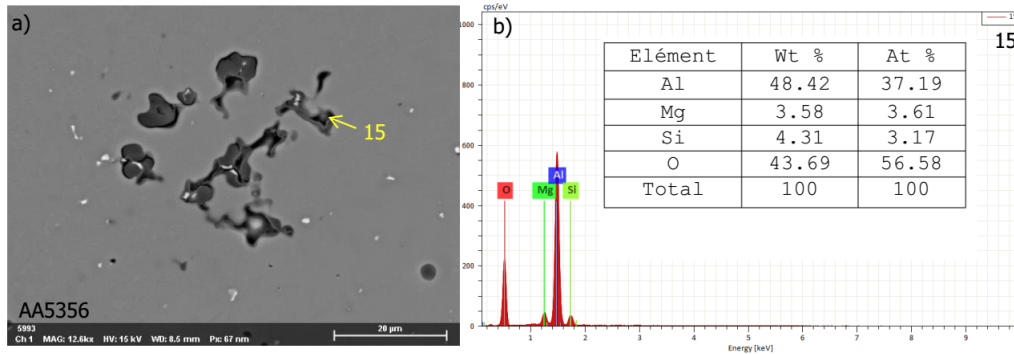


FIGURE 3.16 – Inclusions observées : a) Image prise au MEB, b) Spectre observé et composition chimique pour le pic 15

Le manque de fusion a été observé sur les bords entre la première couche déposée et le métal de base. Bien que la couche d'alumine ait été enlevée lors de la préparation du substrat, une fine couche de celle-ci était certainement renouvelée avant le début de la fabrication. Aussi, la conduction thermique de l'aluminium étant haute, le phénomène de collage se produit facilement, ce qui empêche la fusion du métal d'apport avec le substrat. On a pu observer que le manque de fusion était moins significatif pour les échantillons réalisés avec un apport calorifique plus élevé (10C-AA5356-chaud), contrairement aux échantillons fabriqués avec un apport calorifique plus faible (10C-AA5356-froid). Une plus grande énergie facilite donc la dilution du substrat avec le métal d'apport.

3.3.2 Défauts observés sur les dépôts en alliage AA5025

Comme pour les dépôts WAAM, réalisés avec le précédent alliage, les mêmes défauts ont été observés sur les dépôts WAAM en alliage AA5025. Pour cet alliage, des dépôts WAAM réalisés avec un brossage entre couches présentent le plus de porosités. Les zones affectées thermiquement, sont des régions de concentration préférentielle des défauts (inclusions et porosités) observés sur les dépôts de cet alliage. Les porosités observées sont logées de préférence entre deux couches avec une taille moyenne de l'ordre de $80 \mu\text{m}$. Les différents taux de et tailles de défauts des dépôts en alliage AA5025 sont largement supérieurs à ceux des dépôts WAAM en alliage AA5356.

Notons que la bobine de fil de soudage utilisée pour la fabrication des échantillons en alliage AA5025, n'avait pas toujours été gardée dans des conditions optimales afin d'éviter l'oxydation et l'humidité. C'est ce qui pourrait expliquer le taux de défauts aussi élevé. La figure 3.17 met en évidence les défauts observés sur les échantillons de 10 couches de

l'alliage AA5025 à fort apport calorifique. Les défauts de l'échantillon de 10 couches à faible apport calorifique du même alliage sont présentés en annexes. Le manque de fusion a été observé sur l'échantillon réalisé avec un faible apport calorifique entre le métal de base (AA5024) et la première couche du métal d'apport (AA5025).

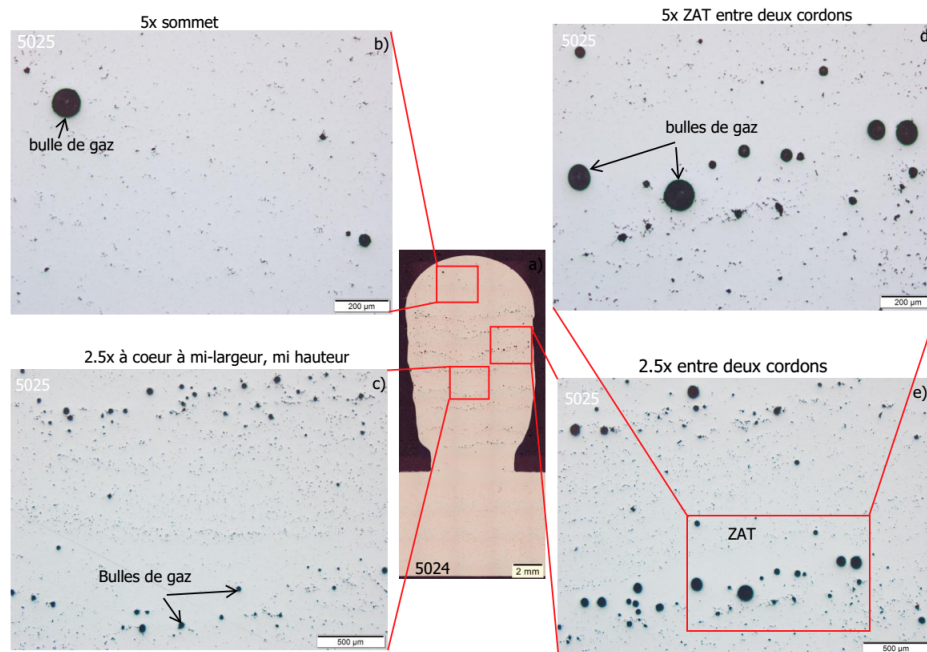


FIGURE 3.17 – Défauts de l'échantillon 10C-AA5025-chaud observés au microscope optique

Le tableau 3.2 présente les différents taux de défauts des dépôts monocouches et multicouches en alliage AA5025 réalisés avec et sans un brossage entre couches. Rappelons que, ce taux de défauts comprend globalement, les porosités (bulles de gaz) ainsi que les inclusions.

TABLE 3.2 – Taux de défauts des différents dépôts en alliage AA5025

Echantillons	Taux de défauts (%)
1C-AA5025-chaud (non brossé)	0.06
1C-AA5025-froid (non brossé)	0.11
10C-AA5025-chaud (non brossé)	0.52
10C-AA5025-chaud (brossé)	1.36
10C-AA5025-froid (non brossé)	0.14
10C-AA5025-froid (brossé)	0.40

Nous constatons comme pour les précédents dépôts (alliage AA5356) que, le taux de défauts est maximal pour les dépôts fabriqués avec un fort apport. Cette conclusion n'est que valable pour les dépôts d'une couche unique. Contrairement, aux dépôts multicouches

à fort apport calorifique, celui à faible apport calorifique présente une large zone plus saine, utilisable après usinage.

3.3.3 Observations à l'échelle du microscope électronique à balayage

3.3.3.1 Microstructures des métaux de base d'alliages AA5083 et AA5024

La figure 3.18 montre les différentes microstructures observées au microscope électronique à balayage des alliages d'aluminium AA5083 (à gauche) et AA5024 (à droite) qui ont servi de substrats de base. La microstructure montre des précipités allongés suivant la direction de l'érouissage.

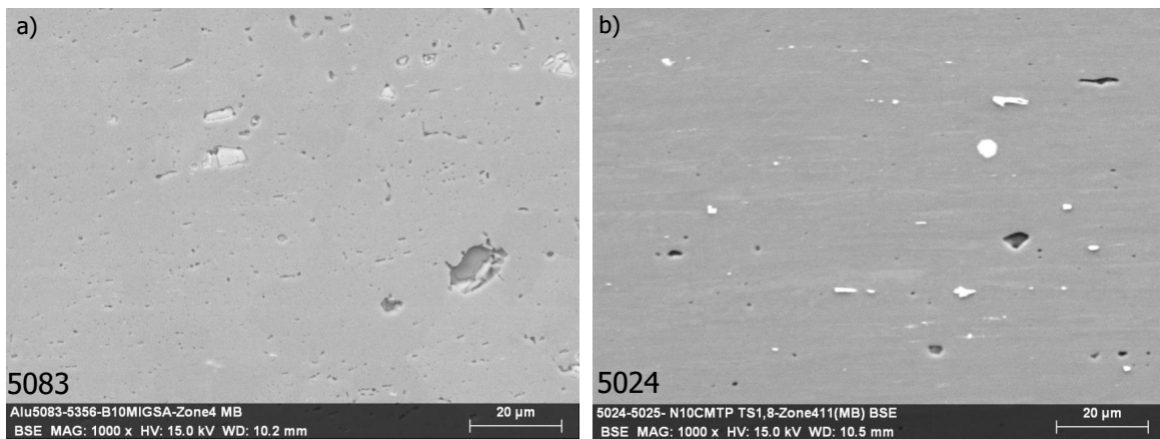


FIGURE 3.18 – Microstructures des métaux de base : a) Alliage AA5083, b) Alliage AA5024

3.3.3.2 Particules intermétalliques observées dans les dépôts WAAM en alliage AA5356

Les observations au MEB couplé à l'EDX des échantillons multicouches (10 couches) fabriqués avec une faible et forte énergie ont été effectuées de la base au sommet de chaque échantillon, et sont illustrées à la figure 3.20.

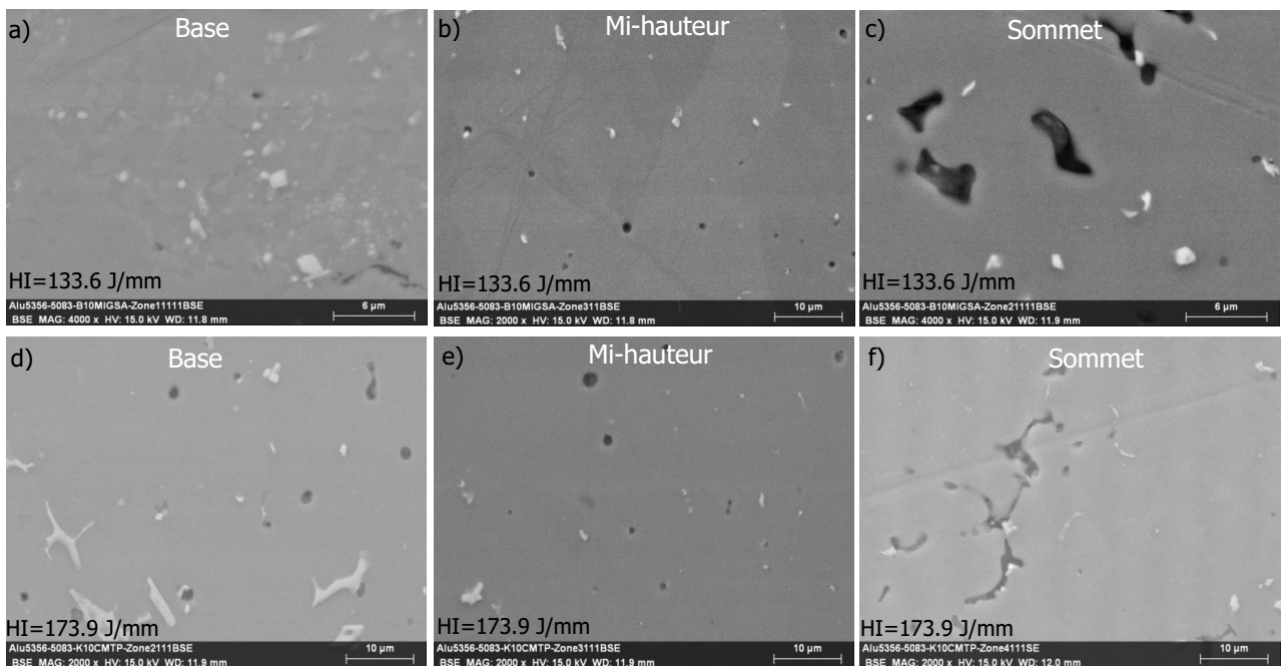


FIGURE 3.19 – Observations au MEB des échantillons : a-b-c) 10C-AA5356-froid, d-e-f) 10C-AA5356-chaud

Les analyses au MEB couplé à l'EDX ont permis de déterminer la composition chimique des différentes particules intermétalliques, ainsi que d'observer la répartition des éléments chimiques en présence. Les résultats de ces analyses montrent que, les particules intermétalliques de couleur blanche semblent être riches en fer et en magnésium mais légèrement appauvries en aluminium. Ces analyses sont en accord avec celles effectuées par Mutombo lors du soudage des alliages d'aluminium AA5356 [Mutombo, 2011]. Ces intermétalliques ont des tailles variables, et ont une forme plus ou moins sphériques à mi-hauteur et au sommet des dépôts. Tandis que la base du dépôt présente des particules blanches allongées en formes de lamelles. Les différents recuits entre couches à haute température, ont favorisé la coalescence des particules intermétalliques. C'est ce qui peut expliquer la variation des tailles de ces intermétalliques en fonction de la zone du dépôt observé. La zone de la base présente de plus grosses particules.

Ces particules intermétalliques, contrairement aux précipités, n'interagissent pas efficacement avec les dislocations. Elles ne contribuent donc pas au durcissement des dépôts WAAM.

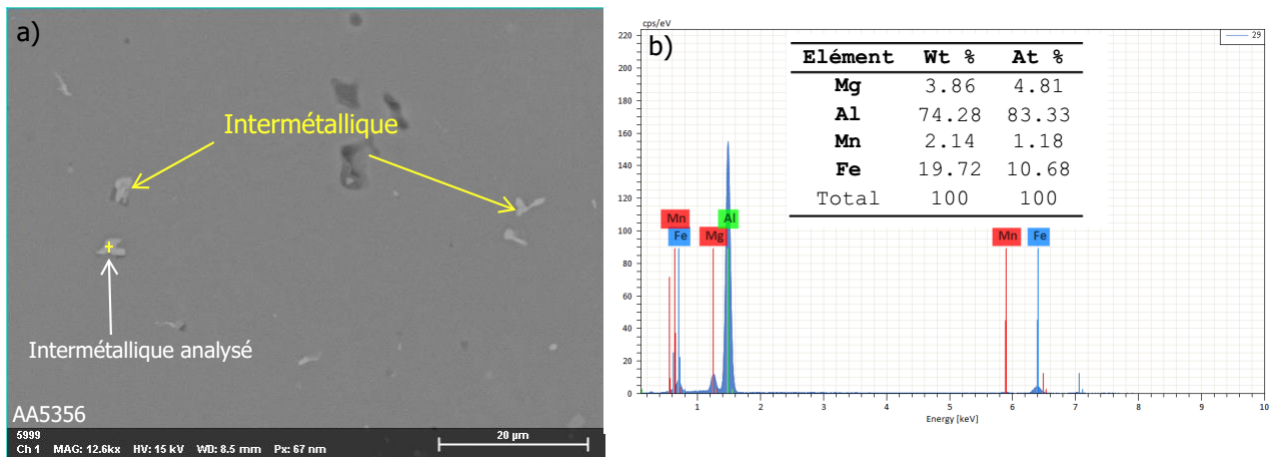


FIGURE 3.20 – Analyse au MEB couplé à l’EDX d’une zone de l’échantillon WAAM en alliage AA5356 à fort apport calorifique

La figure 3.21 illustre des cartographies d’une zone du sommet de l’échantillon multicouche (10 couches) en alliage AA5356 réalisé avec un fort apport calorifique (10C-AA5356-chaud). L’on observe des zones de ségrégation du magnésium. La distribution des éléments montre des concentrations de silicium et d’oxygène au niveau des inclusions. Des analyses au MEB couplé à l’EDX ont été aussi effectuées sur les échantillons attaqués au réactif de Keller. Malheureusement, la plupart des intermétalliques ont été déchaussés lors de l’attaque.

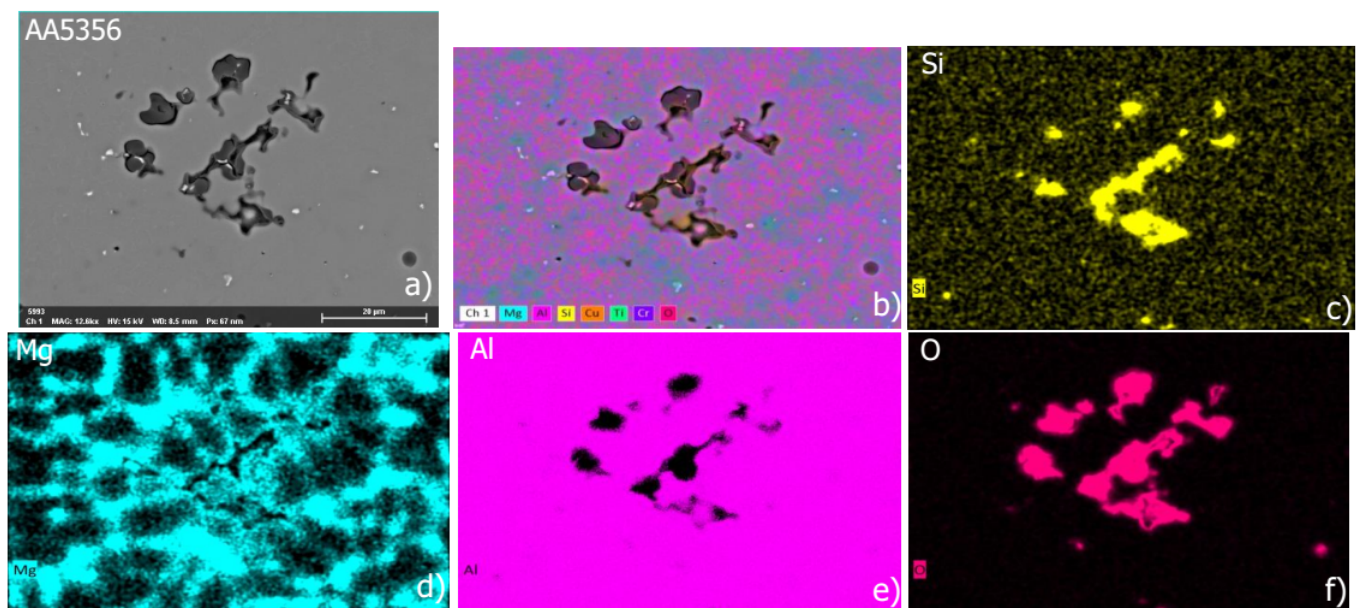


FIGURE 3.21 – a) Image au MEB, c-f) Cartographie EDX des éléments chimiques présents de la zone analysée

3.3.3.3 Particules intermétalliques observées dans les dépôts WAAM en alliage AA5025

Les analyses au MEB couplé à l'EDX des échantillons multicouches (10 couches) réalisés avec l'alliage d'aluminium AA5025 à fort et faible apport calorifique, ont révélé la présence de deux types de particules de tailles différentes. De petites particules de forme plus ou moins sphérique ainsi que de grosses de forme cubiques ont été observées dans la matrice d'aluminium. La figure 3.22 montre des images de la base au sommet pour chaque échantillon analysé. Les cycles thermiques de l'échantillon à fort apport calorifique étant élevés, de plus gros précipités sont observés de la base au sommet.

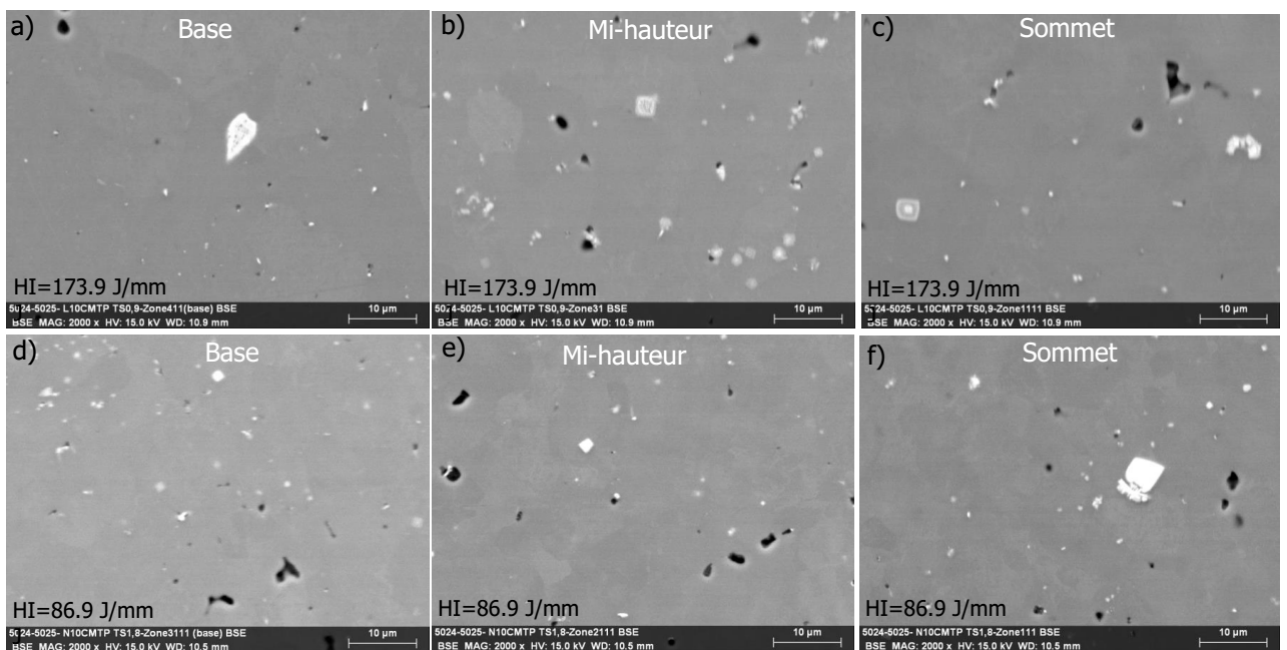


FIGURE 3.22 – Observations au MEB des échantillons : a-b-c) Echantillon à fort apport calorifique (10C-AA5025-chaud), d-e-f) Echantillon à faible apport calorifique (10C-AA5025-froid)

Les analyses EDX montrent que ces précipités sont riches en scandium, en zirconium et en titane (figure 3.23). D'autres recherches ont montré un gradient de composition chimique du centre au bord de ces grosses particules [Smolej et al., 2015]. La composition chimique des particules fines n'a pas été déterminée précisément, à cause de l'influence de la matrice sur les résultats. La littérature indique que l'ajout du scandium et du zirconium dans les alliages d'aluminium, forme des précipités d' $Al_3(Sc, Zr)$ de taille nanométrique ayant des effets durcissants, et un pouvoir anti-recristallisant [Dev et al., 2007], [Clouet, 2004], [Røyset et al., 2007], [Certain et al., 2008]. Ces précipités se sont formés au sein des différentes couches lors de la fabrication WAAM des dépôts avec cet alliage. Malheureusement, à cause de leur taille inférieure à $1 \mu m$, nous n'avons pas pu les observer à cause de la limite de résolution du microscope électronique à balayage. La microscopie

électronique à transmission (TEM) serait donc plus appropriée pour l'observation de ces précipités.

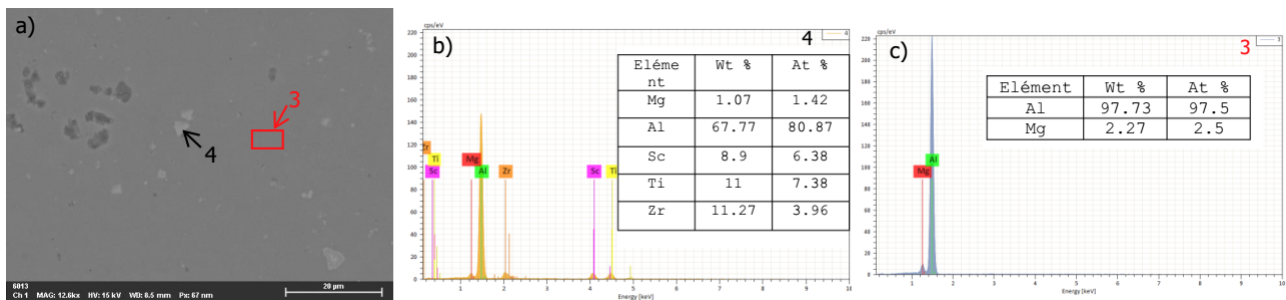


FIGURE 3.23 – a) Observations au MEB des particules et inclusions au sommet de l'échantillon de 10 couches d'alliage AA5025 (10C-AA5025-froid), b) spectre du point 4, c) spectre de la matrice et valeurs de l'analyse EDX

La figure 3.24 montre la microscopie électronique à balayage de l'échantillon de 10 couches en alliage AA5025 tel que fabriqué par WAAM à fort apport calorifique et après avoir subi un traitement thermique à 325°C pendant 2 heures. Après traitement thermique, on observe une légère différence en terme de quantités et de tailles des précipités. Le traitement thermique a certainement permis la formation et une répartition plus dense des précipités d' $Al_3(Sc, Zr)$ stables et cohérents avec la matrice d'aluminium [Certain et al., 2008], [Dev et al., 2007], [Røyset et al., 2007], [Sales et al., 2019]. Ces précipités n'ont pas pu être observés même après traitement thermique, au microscope électronique à balayage.

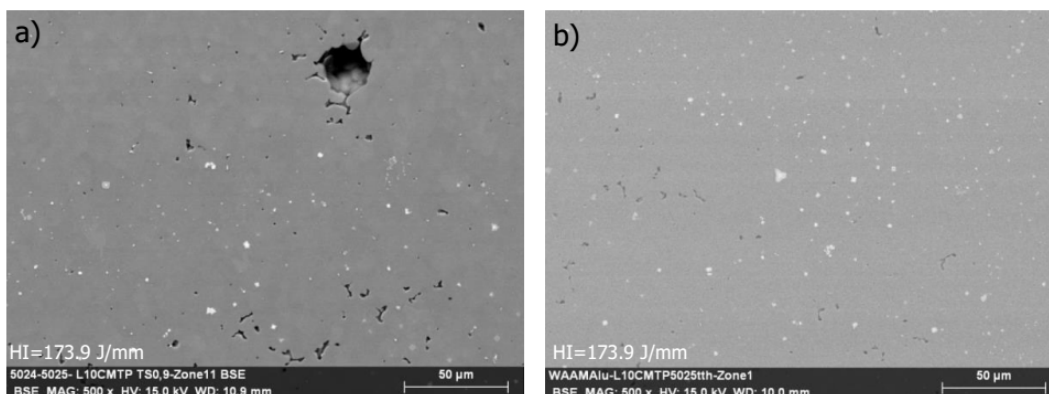


FIGURE 3.24 – Observations au MEB de l'échantillon de 10 couches en alliage AA5025 (10C-AA5025-chaud) : a) Avant traitement thermique, b) Après traitement thermique

La figure 3.25 illustre les différentes cartographies montrant la répartition des différents éléments chimiques présents au sein de la dernière couche de l'échantillon en alliage AA5025 à faible apport calorifique (10C-AA5025-froid). On observe une distribution plus ou moins uniforme du magnésium dans la matrice d'aluminium. La distribution des élé-

ments chimiques montre des concentrations de silicium et d'oxygène au niveau des inclusions. A partir des différentes cartographies l'on peut confirmer que les précipités observés sont riches en scandium, zirconium et en titane.

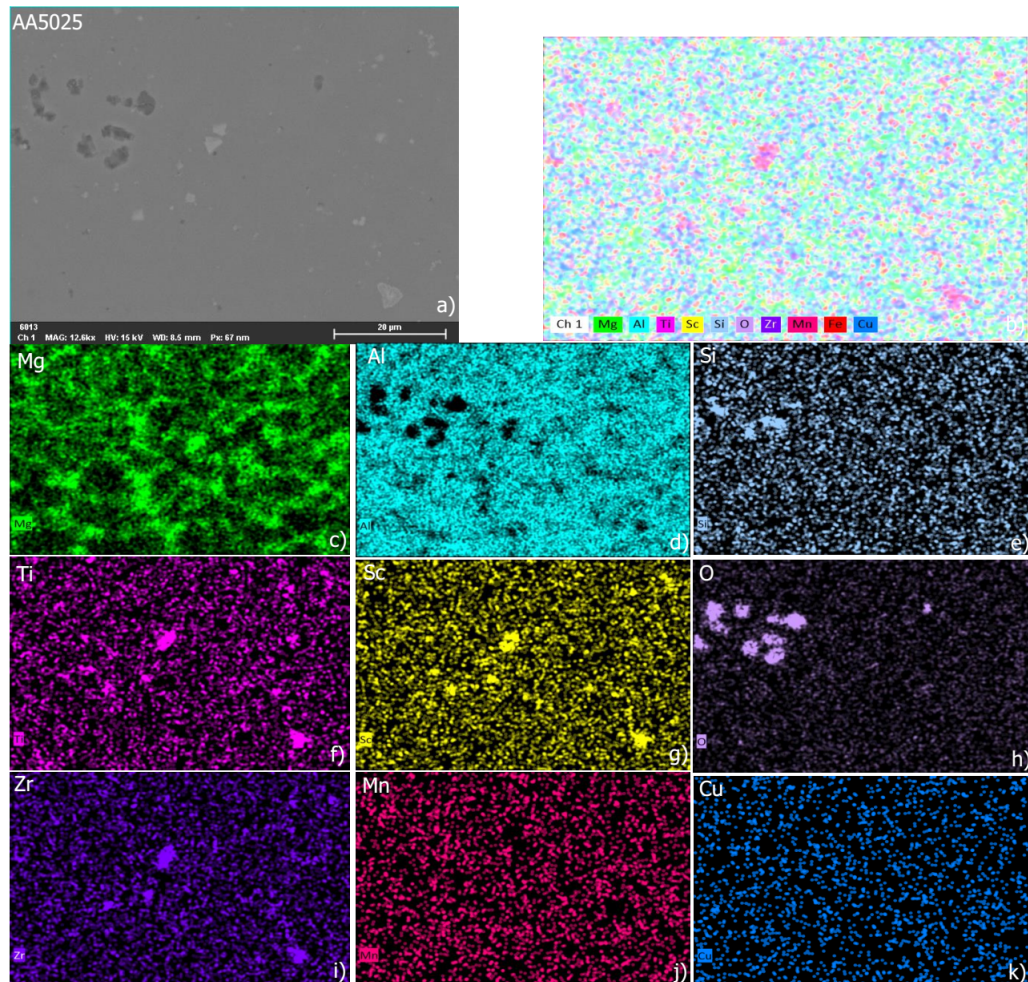


FIGURE 3.25 – a) Image au MEB, b-k) Cartographie EDX des éléments chimiques présents dans la zone analysée de l'échantillon 10C-AA5025-froid

3.3.4 Matrice

La comparaison de la matrice entre différentes zones des échantillons WAAM n'a pas été facile à cause de la variation des éléments chimiques. De manière générale, on observe au sein d'une même zone analysée pour les deux types d'alliages, des ségrégations de magnésium. Il a été difficile d'observer les grains ainsi que leurs différents joints lors des analyses optiques ou MEB. Ce qui a rendu difficile l'interprétation de cette variation de magnésium et d'aluminium dans une même zone. La figure 3.26 montre une variation de la composition de la matrice dans une zone du sommet de l'échantillon de 10 couches en alliage AA5356 réalisé avec un fort apport calorifique (10C-AA5356-chaud).

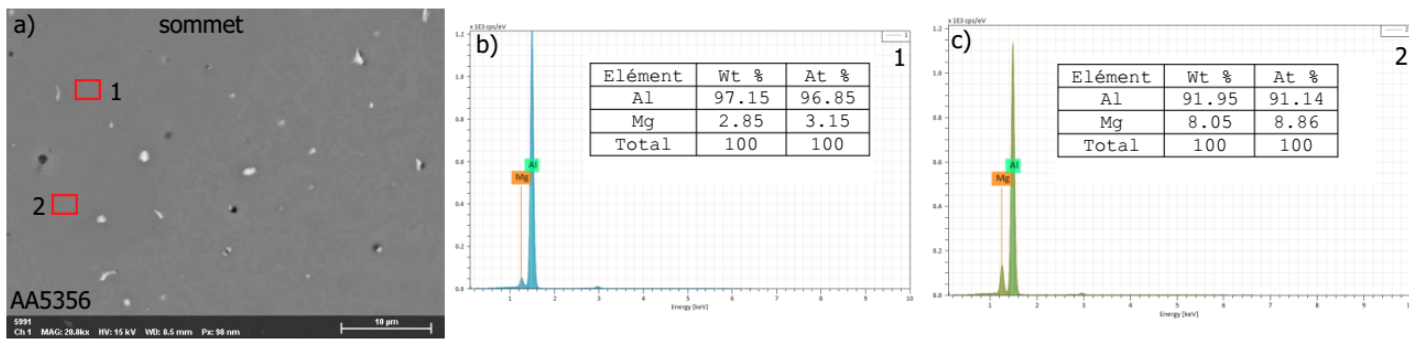


FIGURE 3.26 – a) Image au MEB, b) Spectre et composition de la matrice au point 1, c) Spectre et composition de la matrice au point 2

3.3.5 Phases des alliages obtenues avec Thermocalc

Le logiciel thermocalc a permis d'avoir des indications sur les différentes phases présentes au sein des échantillons en alliages AA5356 et AA5025. Notons que ces diagrammes nous informent sur l'état d'équilibre des différents alliages, en considérant leur composition chimique massique. Les vitesses de refroidissement étant élevées en soudage, ce diagramme a été utilisé pour identifier les phases présentes après traitement thermique des échantillons où l'on suppose avoir un état stable. La figure 5 montre en fonction de la température, les potentielles phases présentes au sein des échantillons WAAM en alliage AA5356 à l'état d'équilibre. Les phases Al_3Fe , Al_6Mn et Mg_2Si sont celles qui devront être présentes dans ces dépôts après traitement thermique à 325°C pendant 2 heures. Pour les échantillons WAAM en alliage AA5025, les potentielles phases proposées par diagramme sont de types Mg_2Si , Al_3Zr , avec des structures de type DO_{23} et L_{12} . Le diagramme thermocalc de cet alliage est présenté en annexe.

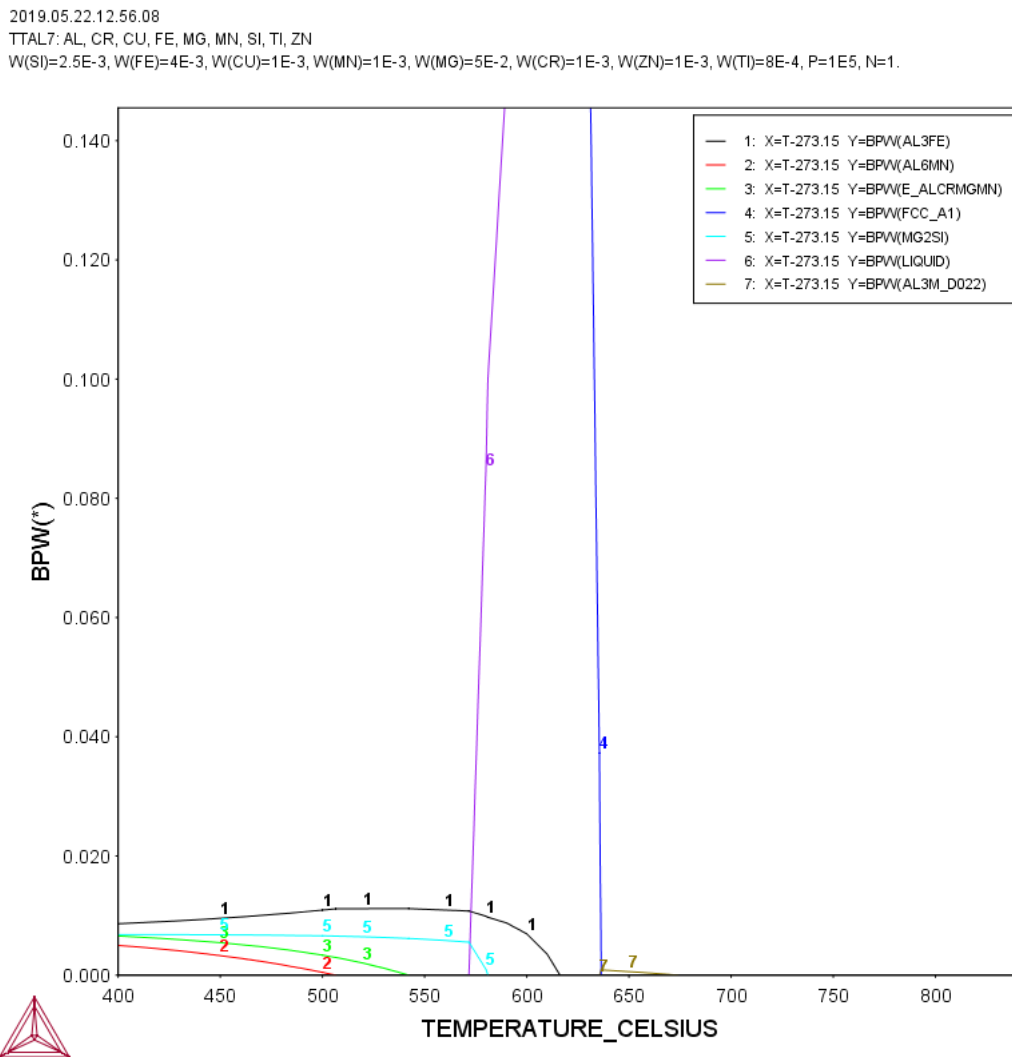


FIGURE 3.27 – Diagramme de propriétés de l'alliage AA5356 sur Thermocalc

3.4 Résultats des analyses EBSD

La technique EBSD a permis de révéler la morphologie, la structure de solidification, ainsi que la taille des grains des dépôts WAAM. De manière générale, les conditions de solidification (vitesse de refroidissement) déterminent la microstructure telle que la taille des grains. Les vitesses de refroidissement en WAAM sont plus ou moins rapides, en fonction du nombre de couches. La dissipation de la chaleur lors des dépôts s'effectue principalement à travers les couches déposées vers le substrat de base (de haut en bas), tout en diminuant avec l'augmentation de la hauteur de dépôt. En raison de l'effet de réchauffement entre les différentes couches, l'accumulation de la chaleur se produit jusqu'au refroidissement de l'ensemble.

3.4.1 Résultats des analyses EBSD des échantillons WAAM en alliage AA5356

La carte de solidification GR ou G/R a été utilisée dans le but de déterminer le mode de solidification des dépôts en alliage AA5356 après analyses à l'EBS. La carte de solidification est construite en utilisant le gradient de température (G) et la vitesse de solidification (R). Le rapport G/R détermine le mode de solidification, tandis que le produit GR détermine l'échelle de la microstructure de solidification [DebRoy, 2017]. La figure 3.28 illustre l'effet de G/R et GR sur la microstructure de solidification. En WAAM, les vitesses de refroidissement des premières couches déposées, sont plus élevées. Au fur et à mesure de la fabrication des dépôts en multicouche, l'accumulation de la chaleur des précédentes couches, va diminuer la vitesse de refroidissement de la couche actuelle. Le diagramme GR correspondant à ces vitesses de refroidissement, indique la formation des grains dendritiques colonnaires ainsi que les grains dendritiques équiaxes.

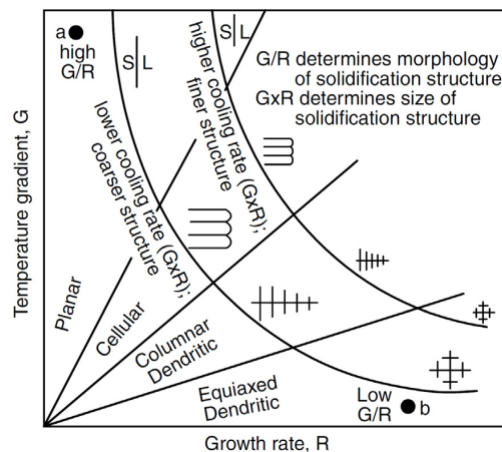


FIGURE 3.28 – Effet du gradient de température (G) et la vitesse de solidification (R) sur la morphologie et la taille de la microstructure de solidification [DebRoy, 2017]

Plusieurs analyses EBSD ont été effectuées dans différentes zones de l'échantillon de dix couches d'alliage AA5356 à fort apport calorifique (10C-AA5356-chaud). Les zones 1, 2 et 3 qui représentent respectivement, la zone entre cordon (figure 3.29 e-f), la vue générale dans la zone affectée thermiquement (figure 3.29 c-d), et le sommet (figure 3.29 a-b) ont été analysées. Les observations de ces analyses montrent dans un même bain de fusion (une couche) des grains colonnaires (au pied du bain de fusion) et des grains équiaxes (sommet du bain) (figure 3.29). A cause de la discontinuité du bain de fusion, la goutte tombant sur un substrat relativement froid, aura une direction préférentielle pour extraire la chaleur ce qui produira des grains colonnaires. Par la suite, dû au procédé CMT pulsé, de nouvelles gouttes de métal liquide viendront refondre le précédent substrat partiellement chaud. La vitesse de refroidissement des dernières gouttes déposées étant plus lente dû à l'accumulation de la chaleur des précédentes couches dans le dépôts, a donc favoriser

la formation des grains équiaxes. Ce phénomène se reproduit pour les couches suivantes. Dans cet alliage on retrouve donc un mode de croissance d'abord colonnaire au pied du bain de fusion, puis équiaxe au sommet du bain, ces modes de solidification étant en lien avec les vitesses de refroidissement.

La taille moyenne des grains de l'échantillon multicouches (10 couches) réalisés avec un faible et fort apport de calorifique était respectivement de $62.6 \mu\text{m}$ et de $59.3 \mu\text{m}$. On n'a pas observé une grande différence de taille de grains à cause de la différence pas trop significative des différents apports de chaleur. La vitesse de refroidissement de la dernière couche déposée (couche 10) étant plus lente, a favorisée la formation de grains équiaxes.

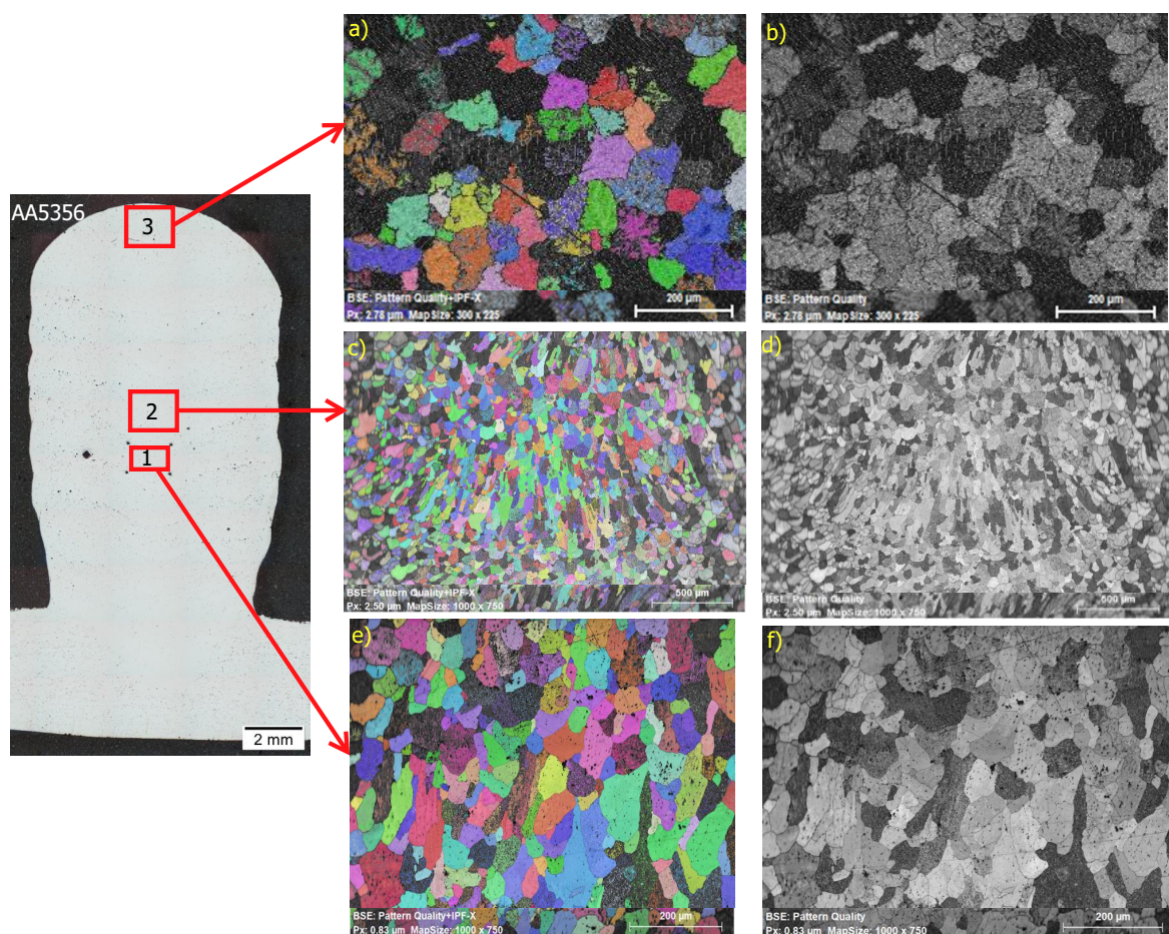


FIGURE 3.29 – Cartographie EBSD de l'échantillon de 10 couches à forte énergie en alliage AA5356 (10C-AA5356-chaud)

3.4.2 Résultats des analyses EBSD des échantillons WAAM en alliage AA5025

Pour le cas des échantillons en alliage AA5025, le diagramme GR ne peut pas être appliqué. En effet, le mode de solidification est modifié à cause de la présence de germes

de type $Al_3(Sc, Zr)$ dans le pied du bain de fusion. Ceux-ci forcent la germination équiaxe très fine, qui se modifie en solidification colonnaire au sommet du bain. Pour cet alliage, seul l'échantillon de 10 couches à fort apport calorifique a été analysé à l'EBSD. La taille moyenne des grains de cet échantillon est de $13.1 \mu\text{m}$. Ces grains sont quatre fois plus fins que ceux des échantillons en alliage AA5356. Ce qui nous permet de confirmer les dires de la littérature, en ce sens que, le scandium permet l'affinage du grain, ce qui augmente les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium dans lequel il se trouve [Smolej et al., 2015]. La figure 3.30 présente une analyse EBSD d'une zone de cet échantillon. Etant donné que cet alliage contient des grains très fins, la limite d'élasticité augmentera considérablement d'après loi de Hall-Petch (équation 3.2) :

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (3.2)$$

où d : taille des grains, σ_0 et k sont des constantes

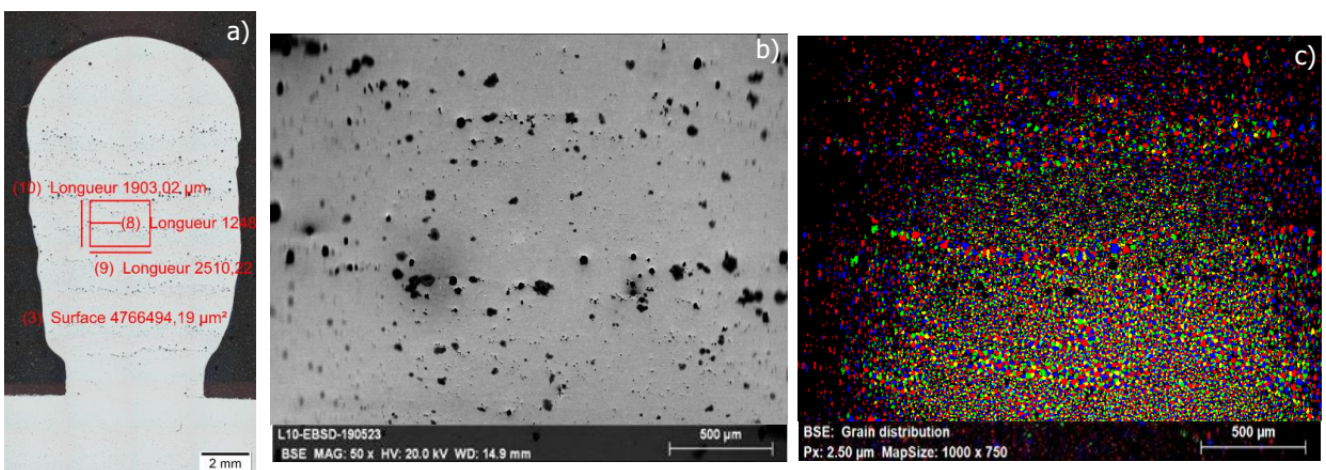


FIGURE 3.30 – Cartographie EBSD de l'échantillon de 10 couches à fort apport calorifique en alliage AA5025 (10C-AA5025-chaud)

3.4.2.1 Analyse optique du dépôt de 30 cordons en alliage AA5356

La figure 3.31 présente la microscopie optique à l'état poli miroir et attaqué de l'échantillon réalisé avec le fil de soudage d'alliage AA5356, avec recouvrement. Cet échantillon comporte 30 cordons au total, dont 3 cordons par couches. L'état poli miroir a permis de mettre en évidence les porosités, tandis que l'état attaqué, a fait ressortir des traces qui s'apparentent à des ségrégations ou à des intermétalliques déchaussés lors du polissage. Dans ce qui suit nous émettons deux hypothèses permettant d'avoir une idée sur les observations faites. La première hypothèse est que, les zones fortement marquées par le polissage pourraient avoir contenu des intermétalliques qui ont été déchaussés lors du polissage en révélant les joints de grains. La deuxième hypothèse est que, les traces ob-

servées sont des ségrégations des éléments aux joints de grains causées par la diffusion à cause de la chaleur. Le taux de défauts de cet échantillon est de 1%.

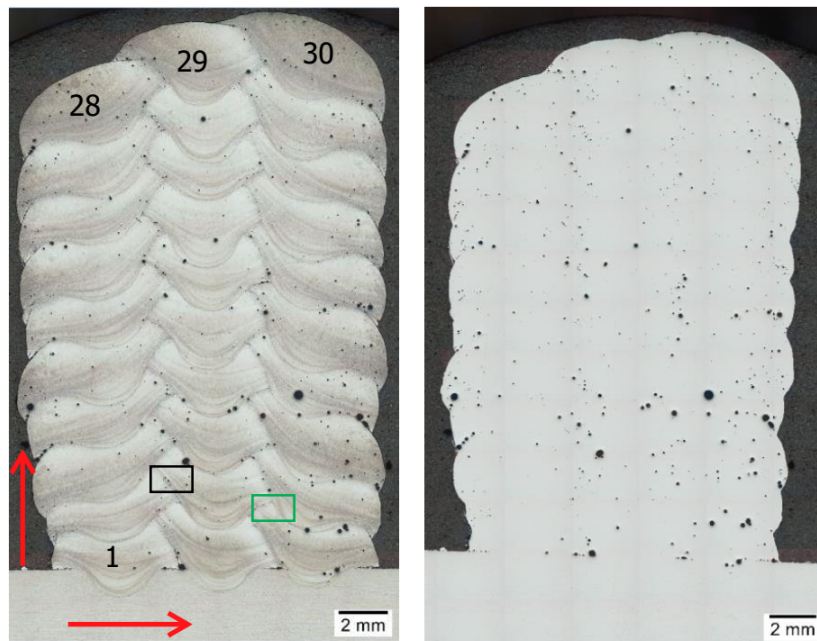


FIGURE 3.31 – Echantillon 3D état attaqué (gauche), état poli miroir (droite)

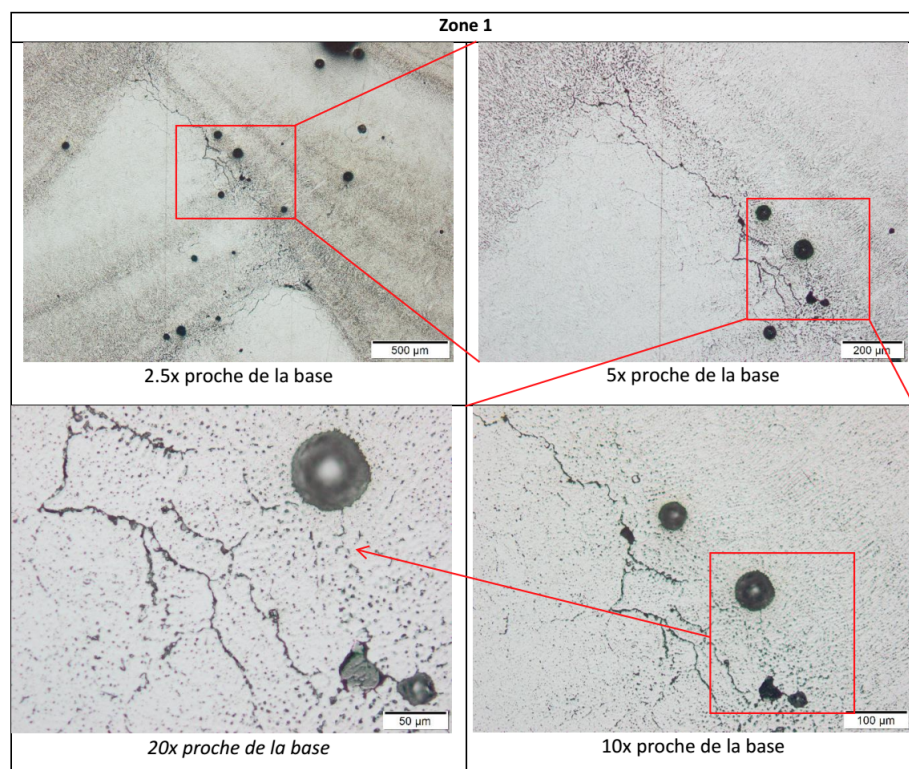


FIGURE 3.32 – Analyse optique de la zone 1 de l'échantillon 3D

3.5 Résultats des micro-duretés Vickers HV0.5

Cette section présente les résultats des filiations de micro-duretés réalisées à l'état brut de fabrication WAAM et après traitement thermique à 325°C pendant 2 heures, sur des dépôts WAAM d'une et 10 couches, fabriqués avec les fils de soudage AA5356 et AA5025.

3.5.1 Micro-duretés Vickers des dépôts WAAM en alliage AA5356

La figure 3.33 présente les filiations de micro-duretés des échantillons d'une couche à faible et fort apport calorifique fabriqués à partir de l'alliage AA5356 (1C-AA5356-chaud, 1C-AA5356-froid).

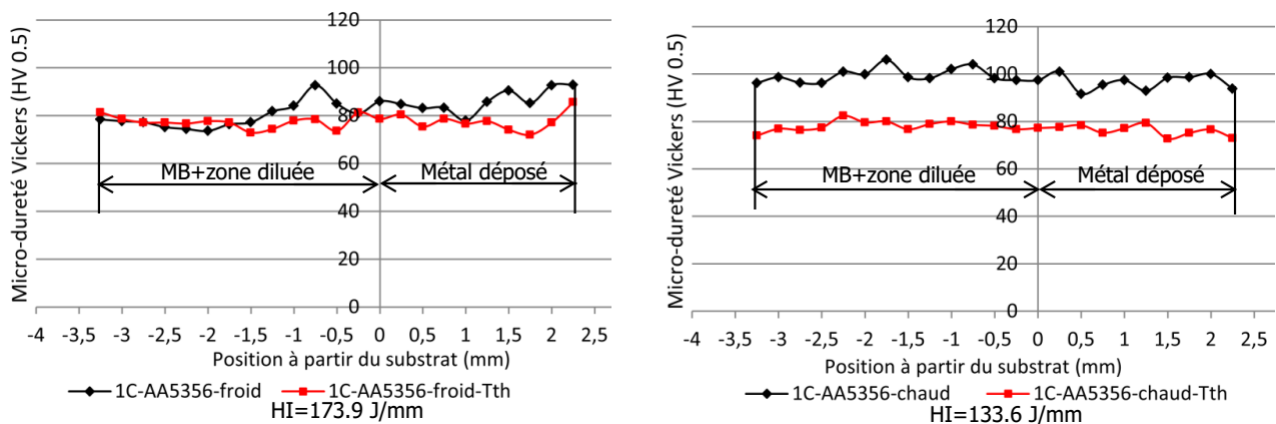


FIGURE 3.33 – Filiation de micro-duretés des échantillons d'une couche en alliage AA5356 : à faible apport calorifique (gauche), à fort apport calorifique (droite)

Les valeurs moyennes de micro-duretés des dépôts WAAM d'une couche en alliage AA5356, fabriqués avec un faible et fort apport calorifique, sont présentées dans le tableau 3.3. Le même tableau présente aussi, les valeurs de micro-duretés obtenues après traitement thermique.

TABLE 3.3 – Valeurs moyennes de micro-duretés des échantillons d'une couche en alliage AA5356

Echantillons	Valeurs moyennes de micro-duretés (HV 0.5)
1C-AA5356-chaud	96.65 ±3.11
1C-AA5356-froid	86.22 ±4.66
1C-AA5356-chaud-Tth	76.22 ±2.18
1C-AA5356-froid-Tth	77.61 ±3.70

Les résultats obtenus montrent que, les dépôts d'une couche à fort apport calorifique ont des micro-duretés plus élevées. Après traitement thermique, l'on observe une diminution de celles-ci quel que soit l'apport calorifique utilisé. Cette diminution était très

significative pour l'échantillon à fort apport calorifique (de 100 HV à 80 HV). Le traitement thermique a donc provoqué le grossissement de la microstructure (intermétalliques et grains). Pour ce type d'alliage d'aluminium, la littérature indique qu'un traitement thermique à partir de 250°C dégrade les propriétés mécaniques en provoquant le grossissement de la microstructure [Seidman, 2002]. Le traitement thermique réalisé sur les dépôts d'une couche d'alliage AA5356 n'a donc pas un effet bénéfique.

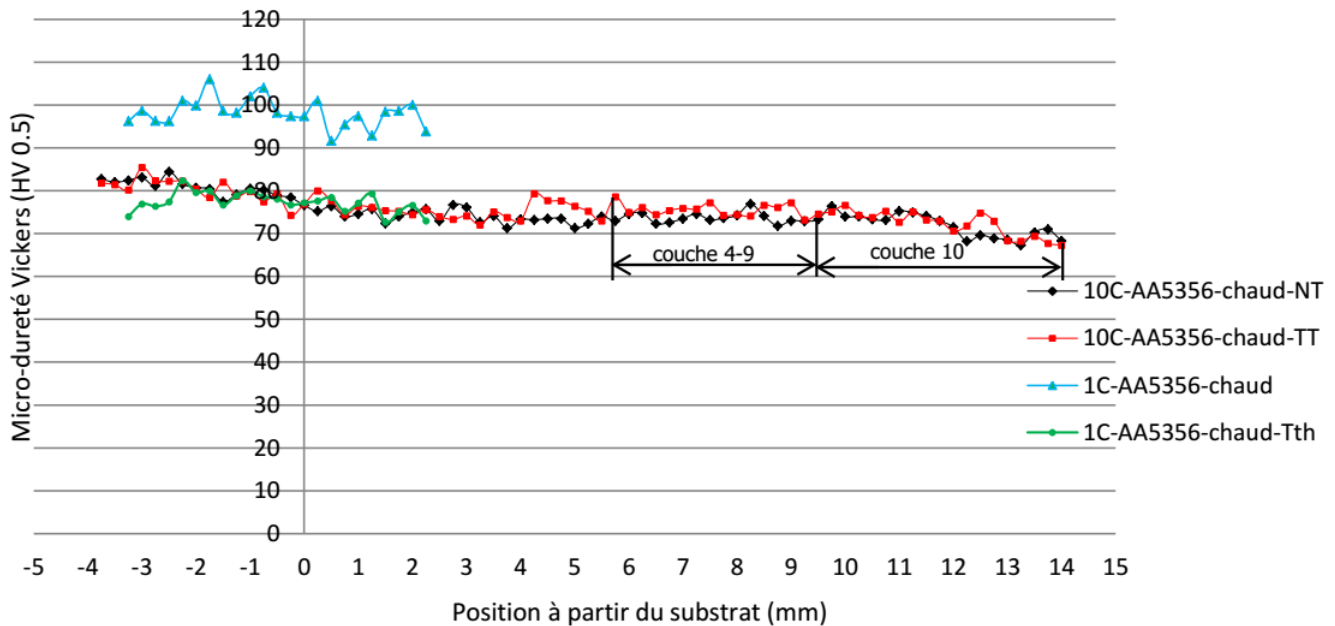


FIGURE 3.34 – Filiations de micro-duretés d'une et 10 couches en alliage AA5356 à fort apport calorifique (10C-AA5356-chaud)

Le tableau 3.4 présente les valeurs moyennes micro-duretés des différents dépôts 10 couches, avant et après traitement thermique.

Nous avons précédemment constaté qu'un apport calorifique élevé lors de la fabrication des dépôts d'une couche permet d'obtenir des valeurs de micro-duretés maximum (96.65 HV). Lors de la pose des couches suivantes (par superposition), pendant la fabrication des dépôts de 10 couches, des phénomènes de recuits se produisent et favorisent la coalescence de la microstructure. Ce qui se traduit par une diminution de la micro-dureté. Ainsi, pour un échantillon d'une seule couche, la micro-dureté était en moyenne de 96.65 HV, tandis que la micro-dureté de la même couche mais cette fois ayant reçue le réchauffage de 9 autres couches devient en moyenne de 80 HV, ce qui correspond à la micro-dureté de l'échantillon d'une couche après traitement thermique (figure 3.34). Après traitement thermique, les valeurs de micro-duretés des dépôts de 10 couches à faible et fort apport calorifique, diminuent légèrement. De manière générale, cette diminution a été observée après traitement thermique, sur tous les dépôts WAAM fabriqués avec l'alliage AA5356.

TABLE 3.4 – Valeurs moyennes des micro-duretés des échantillons de 10 couches en alliage AA5356

Echantillons	Valeurs moyennes des micro-duretés (HV 0.5)
10C-AA5356-chaud	73.24±2.20
10C-AA5356-froid	76.01 ±3.30
10C-AA5356-chaud-Tth	74.48 ±2.67
10C-AA5356-froid-Tth	75.01 ±2.54

3.5.2 Micro-duretés Vickers des dépôts WAAM en alliage AA5025

Les valeurs moyennes des micro-duretés des dépôts WAAM (une couche) en alliage AA5025, fabriqués avec un faible et fort apport calorifique, sont présentées dans le tableau 3.5.

TABLE 3.5 – Valeurs moyennes des micro-duretés des échantillons d’une couche en alliage AA5025

Echantillons	Valeurs moyennes des micro-duretés (HV 0.5)
1C-AA5025-chaud	100.67 ±5.22
1C-AA5025-froid	100.98 ±7.6
1C-AA5025-chaud-Tth	122.6 ±3.28
1C-AA5025-froid-Tth	122.85 ±1.57

Avant traitement thermique, les résultats des micro-duretés des dépôts d’une couche à fort et faible apport calorifique sont presque similaires. Notons que pour cet alliage l’apport calorifique élevé est le double de l’apport calorifique supposé faible. L’on constate donc qu’un apport calorifique élevé, ne produit pas un effet de grossissement de la micro-structure des dépôts réalisés avec l’alliage AA5025.

Après traitement thermique, l’on observe toujours que, les valeurs moyennes de micro-duretés des deux échantillons sont similaires. Cependant, le traitement thermique a permis d’augmenter les valeurs de micro-duretés des deux échantillons d’une valeur moyenne de 22 HV.

Les valeurs de micro-duretés des échantillons multicouches (10 couches) du même alliage, sont présentés dans le tableau 3.6. Avant traitement thermique, la micro-dureté des dépôts WAAM de 10 couches à fort apport calorifique était plus élevée (98 HV). Pour ces échantillons, l’on observe une différence de 6 HV entre la micro-dureté moyenne de l’échantillon à fort apport calorifique et celle à faible apport calorifique.

Après traitement thermique on observe que, l’augmentation de la micro-dureté de l’échantillon de 10 couches à faible apport calorifique, était le double de celle de l’échantillon à fort apport calorifique. En d’autres termes le traitement thermique a permis une aug-

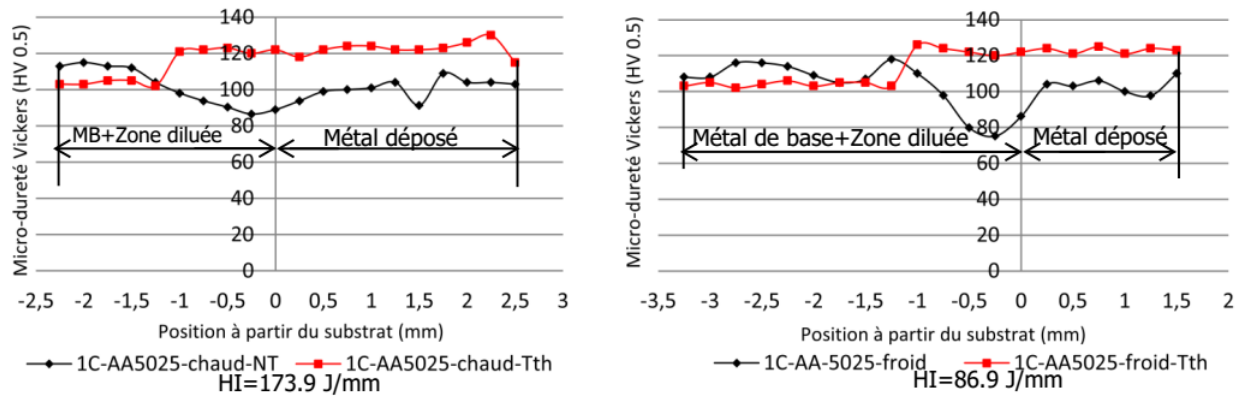


FIGURE 3.35 – Filiations de micro-duretés des échantillons d’une couche en alliage AA5025 : à fort apport calorifique (gauche), à faible apport calorifique (droite)

mentation de 12 HV et 24 HV pour les échantillons à fort et faible apport calorifique respectivement. Le traitement thermique a donc augmenté considérablement la micro-dureté des échantillons fabriqués à partir de l’alliage AA5025.

TABLE 3.6 – Valeurs moyennes des micro-duretés des échantillons de 10 couches en alliage AA5025

Echantillons	Valeurs moyennes des micro-duretés (HV 0.5)
10C-AA5025-chaud	98 ±14.37
10C-AA5025-froid	92.95 ±9.98
10C-AA5025-chaud-Tth	110.45 ±6.1
10C-AA5025-froid-Tth	116.42 ±3.57

La variation observée sur les valeurs moyennes des micro-duretés des échantillons de 10 couches peut s’expliquer par la présence des porosités et d’inclusions observées au sein de ces échantillons. L’observation au microscope optique après avoir réalisé des filiations de micro-duretés a montré que, certains points ont été effectués sur des défauts ou proche de ceux-ci.

L’augmentation de la micro-dureté des échantillons WAAM en alliage AA5025 après traitement thermique, était vraisemblablement due aux précipités très fins de type $Al_3(Sc, Zr)$ de tailles nanométriques, qui ont bloqué le mouvement des dislocations ainsi que celui des grains [Sales et al., 2019]. Ces précipités ont donc contribué au durcissement des dépôts WAAM fabriqués. Le traitement thermique, a été marqué par la répartition homogène, d’une forte densité de ces précipités cohérents avec la matrice d’aluminium. Ces observations ont été faites par plusieurs autres recherches sur l’effet du scandium dans les alliages d’aluminium [Schmidtke et al., 2011], [Røyset et al., 2007].

Schmidtke et al., ont montré l’effet du vieillissement artificiel de l’alliage d’aluminium scandium et zirconium (ScalmalloyRP0, 66-4.5) à 325°C pendant 4 heures sur la micro-

dureté. Les valeurs des micro-duretés avant et après vieillissement étaient de 105 HV et 177 HV. Le vieillissement a augmenté considérablement la dureté de 72 HV. Pour ces auteurs, l'effet du durcissement par précipitation a probablement été accru par l'ajout de zirconium, qui précipite sur le noyau riche en scandium [Schmidtke et al., 2011].

Après traitement thermique, l'on observe une légère diminution de la micro-dureté dans le métal de base de ces deux échantillons. La température et le temps de maintien lors du traitement thermique ont donc dégradé les propriétés de ces zones. Rappelons que le métal de base utilisé pour ces dépôts est l'alliage AA5024.

La figure 3.36 illustre le profil de micro-duretés des échantillons de 10 couches en alliage AA5025 à faible et fort apport calorifique. L'on observe de manière générale qu'un apport calorifique plus élevé lors de la fabrication WAAM des pièces à base de cet alliage, favorise une augmentation de la micro-dureté et par aussi les propriétés mécaniques. Ce qui constitue un avantage pour la fabrication additive arc-fil des pièces à partir de cet alliage d'aluminium. La productivité et la qualité des pièces (en termes de porosités) pourraient être ainsi augmentées car la fabrication des pièces s'effectuera sans temps de pauses.

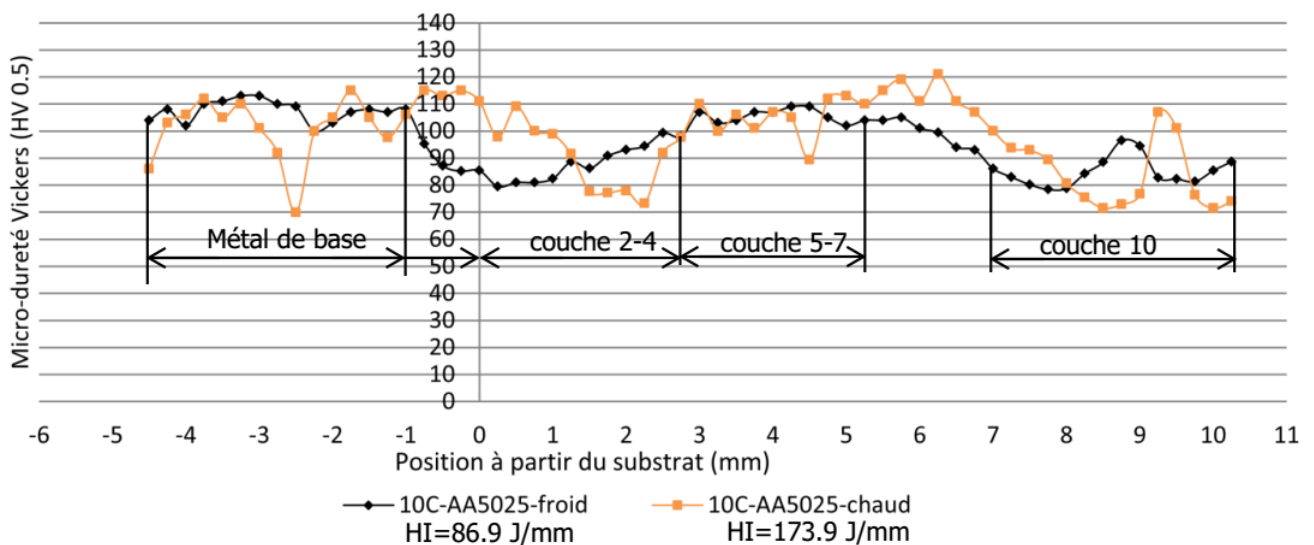


FIGURE 3.36 – Comparaison des filiations de micro-duretés des échantillons de 10 couches à faible et fort apport calorifique

3.6 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté les résultats des différentes mesures de distortions ainsi que les caractérisations effectuées (MEB, EBSD). Le microscope optique a révélé la présence de nombreuses porosités et inclusions entre les différentes couches ainsi qu'au sein des bains de fusion des dépôts. Les dépôts WAAM de 10 couches surtout ceux de l'alliage AA5025, présentent plus de défauts. Nous avons aussi observé que les dépôts WAAM qui présentent le plus de défauts, ont été fabriqués avec un apport calorifique élevé.

Des particules intermétalliques riches en magnésium et fer ont été observées dans la microstructure des dépôts en alliage AA5356. Tandis que, des précipités riches en scandium, zirconium et en titane, ont été observés au sein de la microstructure des dépôts en alliage AA5025. Les précipités qui participent au durcissement des dépôts de cet alliage n'ont pas été observés à cause de la limite de résolution du microscope électronique à balayage.

La micro-dureté des dépôts tels que fabriqués en WAAM, et après traitement thermique à 325°C pendant 2 heures, a permis de comprendre la différence de microstructure. On a observé une augmentation de micro-dureté au sein des dépôts en alliage AA5025 après traitement thermique, contrairement à la micro-dureté sur les dépôts réalisés avec l'alliage AA5356 où le traitement thermique n'a pas été bénéfique.

Conclusion générale

Le travail de fin d'études que nous avons réalisé avait pour objectif, la fabrication et la caractérisation expérimentale des dépôts WAAM des alliages d'aluminium magnésium, qui permettront à l'industriel Open Engineering de modéliser la fabrication arc-fil de l'aluminium. Tout comme la modélisation du soudage, la modélisation du WAAM prend en compte des effets thermique, mécanique et métallurgique.

Dans un premier temps, nous avons réalisé des essais de faisabilité avec différents paramètres (vitesse d'avance, vitesse de dévidage du fil, gaz de protection), dans le but de sélectionner des paramètres réguliers ainsi que le choix des procédés de soudage qui seront utilisés pour la fabrication WAAM des pièces en aluminium. Ensuite, nous avons fabriqué des échantillons d'une et plusieurs couches à partir des procédés CMT pulsé et MIG en utilisant différents apports calorifiques. Les alliages AA5356 et AA5025 ont été utilisés comme fils de soudage sur des substrats d'alliages AA5083 et AA5024. Par la suite, des mesures des températures expérimentales ont été effectuées à partir des thermocouples de type K placés dans le bain de fusion et sur le substrat. Les mesures des distorsions ont été faites sous plusieurs configurations. Des mesures de ces distorsions ont été effectuées en minimisant ou non, les pertes de chaleurs par conduction. Il était clair que les distorsions issues des dépôts réalisés sans pertes de chaleurs soient plus élevées. Une comparaison des mesures de distorsion a montré que, un substrat d'aluminium ayant subi un traitement thermique de relaxation (325°C pendant 2 heures) avant la fabrication WAAM se déforme le moins. Ces distorsions ont été mesurées à l'aide d'un dispositif composé d'un comparateur fixé sur une machine-outil.

Enfin, nous avons effectué une caractérisation microstructurale des dépôts WAAM à partir de techniques expérimentales comme la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage couplé à l'EDX et l'EBSD. Des porosités et inclusions ont été observées comme défauts dans les zones de liaison entre deux couches (ZAT), et dans les différents bains de fusion (couches), au centre et aux bords des dépôts. Par rapport aux dépôts d'une couche, les dépôts WAAM en multicouches présentaient le plus de défauts, notamment ceux en alliage AA5025. Contrairement aux dépôts en alliage AA5356, une très faible zone sans défaut (zone utile) a été observée sur les dépôts WAAM en alliage AA5025, à cause du taux élevé de défauts. Le taux de défauts élevé a été observé sur les dépôts

multicouches des deux alliages. Les ZAT ont été identifiées comme des régions où il y avait une concentration préférentielle des défauts, notamment des inclusions. Ces défauts se forment plus souvent dans l'alliage AA5025 que dans l'alliage AA5356. Par ailleurs les défauts ont tendance à se localiser près des bords, laissant au centre une zone relativement saine. L'étendue de la zone saine centrale est plus grande pour le dépôt AA5356 que pour AA5025.

Nous avons mis en évidence à l'aide des analyses au MEB couplé à l'EDX, des particules intermétalliques riches en fer et magnésium, dans les microstructures des dépôts en alliage AA5356. Quant à ceux fabriqués avec l'alliage AA5025, des précipités riches en scandium, zirconium et en titane ont été observés.

Les analyses EBSD nous ont permis de déterminer la morphologie et la taille des grains, ainsi que la structure de solidification des dépôts. Le diagramme GR a été utilisé pour déterminer le mode de solidification des dépôts WAAM en alliage AA5356. Dans cet alliage on retrouve un mode de croissance d'abord colonnaire au pied du bain de fusion, puis équiaxe au sommet du bain, ces modes de solidification étant en lien avec les vitesses de refroidissement. Par contre dans le cas de l'alliage AA5025, le diagramme GR ne peut pas être appliqué. En effet, le mode de solidification est modifié à cause de la présence de germes de type $Al_3(Sc, Zr)$ dans le pied du bain de fusion. Ceux-ci forcent la germination équiaxe très fine, qui se modifie en solidification colonnaire au sommet du bain. La taille des grains des dépôts de cet alliage était quatre fois supérieure aux grains des dépôts en alliage AA5356.

Les résultats des micro-duretés des dépôts WAAM en alliage AA5356, ont montré qu'un apport calorifique élevé favorise la coalescence de la microstructure. Après traitement thermique de ces dépôts à 325°C pendant 2 heures, une diminution de la micro-dureté pour les deux apports calorifique a été observée. Le temps de maintien et la température ont donc favorisé la coalescence de la microstructure. Contrairement aux dépôts en alliage AA5025, où le traitement thermique a augmenté considérablement la micro-dureté des dépôts en alliage AA5025. La micro-dureté maximale des dépôts réalisés avec cet alliage, a été obtenue avec un faible apport calorifique et après traitement thermique. L'augmentation de la micro-dureté après traitement thermique, était vraisemblablement due à la formation et à la répartition plus dense de fins précipités de type $Al_3(Sc, Zr)$ stables et cohérentes au sein de la matrice, qui ont bloqué le mouvement des dislocations et empêché la coalescence des grains à haute température tout en affinant les grains. Les résultats des différentes caractérisations EBSD, de micro-dureté Vickers, sont présentés dans le tableau ci-dessous :

Echantillons	Taux de défauts (%)	Localisation préférentielle des porosités	Mode de solidification	Micro-duretés Vickers (HV 0.5)
Alliage AA5356				
1C-AA5356-chaud	0.02	Dans bain de fusion	-	96.65 ± 3.11
1C-AA5356-chaud-Tth	-			76.22 ± 2.18
1C-AA5356- froid	0.03			86.22 ± 4.66
1C-AA5356- froid-Tth	-			77.61 ± 3.70
Dépôt 3D	1	Dans les ZAT		-
10C-AA5356- chaud	0.17	Dans les ZAT, au bord du dépôt	Equiaxe au pied du BF, colonnaire au sommet Taille des grains : 59.3 μm	73.24 ± 2.20
10C-AA5356- chaud-Tth	-			74.48 ± 2.67
10C-AA5356-froid	0.15	A cœur de chaque bain de Fusion	Equiaxe au pied du BF, colonnaire au sommet Taille des grains : 62.6 μm	76.01 ± 3.30
10C-AA5356-froid-Tth	-			75.01 ± 2.54
Alliage AA5025				
1C-AA5025-chaud	0.06	Dans bain de fusion	-	100.67 ± 5.22
1C-AA5025-chaud-Tth	-			122.6 ± 3.28
1C-AA5025-froid	0.11			100.98 ± 7.6
1C-AA5025-froid-Tth	-			122.85 ± 1.57
10C-AA5025-chaud	0.52	Dans les ZAT, au centre et bord du dépôt	Equiaxe très fins au pied du BF, colonnaire au sommet Dépôt chaud : 13.10 μm	98 ± 14.37
10C-AA5025-chaud-Tth	-			110.45 ± 6.09
10C-AA5025-froid	0.14	Dans les ZAT au bord du dépôt	-	92.95 ± 9.98
10C-AA5025-froid-Tth	-			116.42 ± 3.57

*BF : Bain de Fusion, **ZAT : Zone affectée thermiquement

Au regard de résultats obtenus, l'alliage AA5025 est adapté pour la fabrication WAAM, des pièces métalliques pour l'industrie aéronautique et aérospatiale grâce à son potentiel de durcissement et de raffinage des grains. Une amélioration supplémentaire des caractéristiques mécaniques après WAAM, est obtenue en utilisant un simple traitement thermique de recuit à 325 °C pendant 2 heures.

Perspectives

Au terme de ce travail de recherche, nous relevons que plusieurs pistes restent encore à explorer dans le cadre de la fabrication additive arc-fil (WAAM) des alliages d'aluminium magnésium. Dans ce qui suit, nous proposons d'autres pistes de recherches, et solutions en lien avec le travail effectué. Comme perspectives pour minimiser les porosités au sein des dépôts nous proposons :

- De réaliser des dépôts WAAM sous protection gazeuse afin de protéger le métal liquide déposé, mais aussi des couches déjà solidifiées, des effets d'oxydation de l'atmosphère. Une protection gazeuse permanente, lors de la fabrication des dépôts et même pendant des temps de pauses, permettra de minimiser voire d'éviter la formation des inclusions et porosités.
- L'utilisation du procédé CMT-PADV pour la fabrication des dépôts. Ce procédé permet de réduire considérablement les porosités grâce à l'effet de décapage de l'alumine sur l'extrémité du fil de soudage.
- De fixer une température élevée entre deux couches, ce qui permettra aux bains de fusion d'être chauds plus longtemps ainsi, les bulles de gaz pourront s'échapper. Une température de préchauffage élevée entre couches pourrait aussi permettre de minimiser les porosités. En ce qui concerne les inclusions, nous proposons pour la fabrication des dépôts, de couper l'extrémité du fil de soudage avant chaque dépôt car celui-ci est une source de contamination des dépôts. Nous proposons une étude un peu plus poussée de la microstructure des dépôts WAAM fabriqués en alliages AA5025, notamment :
- D'effectuer des analyses au microscope électronique à transmission (TEM) afin de visualiser la répartition, la taille, la forme ainsi que le type de précipités qui a permis d'accroître la micro-dureté de ces échantillons.
- D'effectuer des analyses thermiques différentielles (ATD) qui permettront de détecter des pics de transformations endothermiques et exothermiques et donner des informations en lien avec les différentes phases en présence dans les dépôts WAAM.
- De réaliser des analyses EBSD de la base à la hauteur de chaque échantillon afin de voir l'influence des cycles thermiques sur la taille et la morphologie des grains dans le but de comprendre ce qui se passe dans les zones affectées thermiquement des dépôts.
- Réaliser des analyses EBSD sur l'échantillon de 10 couches à faible apport calori-

fique afin de pouvoir comparer l'influence des différents apports calorifiques sur la taille des grains.

Des mesures de contraintes résiduelles devront être effectuées afin de voir l'influence des différents apports calorifiques lors du WAAM des alliages d'aluminium magnésium. Des essais mécaniques peuvent être réalisés par la suite dans le but de déterminer les caractéristiques mécaniques, et de confirmer l'influence du traitement thermique sur les dépôts WAAM réalisés.

Bibliographie

Sources primaires

- ABDO.T, *The effects of heat input and mechanical constraints on the MAG and laser weldability of 316L stainless steel*, Master's thesis, Lappeenranta University of Technology, 2018.
- ALERIS, *Aerospace Aluminum AA5024 AlMgSc Sheet, Aluminum Magnesium Scandium Technology*, www.aleris.com, consulté le 17 mars, 2019.
- ANCA.A, Fachinotti.D et CARDONA.A, *Computational modelling of shaped metal deposition*, International Journal for numerical methods in engineering, 2011.
- ASHBY.F et JONES.H, *An Introduction to Microstructures, Processing and Design*, Engineering Materials 2, 2006.
- ATLASSTEELS, *Aluminium Alloy Data Sheet 5083*, www.atlassteels.com.au, consulté le 15 mars, 2019.
- BALAMURUGAN.S et RANJITH.R, *Cold metal transfer (CMT) technology - A review*, International Journal of Pure et Applied Mathematic, Volume 119 No. 12 2018, 2185-2196, 2018.
- BARBIER.D, *Analyse de microstructures par la technique EBSD*, ArcelorMittal Research, 2016.
- BELLE.V, *Modélisation et simulation de l'apparition de contraintes en fusion laser métallique*, Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2013.
- BHADHA.P, *Porosity in Welds*, Matheson tri.gas TP – 043007-1, Rev 3, 2007.
- BODOCCO.B, *Etude comparative entre la fabrication additive arc-fil et le soudage MAG sur l'acier structurel*, Mémoire de Master ingénieur industriel, Haute école de la province de Liège, 2018.
- BORHANI.E, *Microstructure and Mechanical Property of Heavily Deformed Al-Sc Alloy Having Different Starting Microstructures*, Phd Thesis, Kyoto University, 2012.
- BOUFFIER.L, *Modélisation de la fissuration à chaud lors du soudage de l'alliage base nickel IN600*, Thèse de doctorat, Université de Grenoble, 2013.
- CERTAIN.M, Boise.J et ZAPOLSKY.H, *Etude de la coalescence dans les alliages Al-Sc et Al-Zr-Sc par simulation en champ de phase*, Thèse de Doctorat, Université de Rouen, 2008.
- CHAPUIS.J, *Une approche pour l'optimisation des opérations de soudage à l'arc*, Thèse de doctorat, Université de Montpellier 2, 2011.

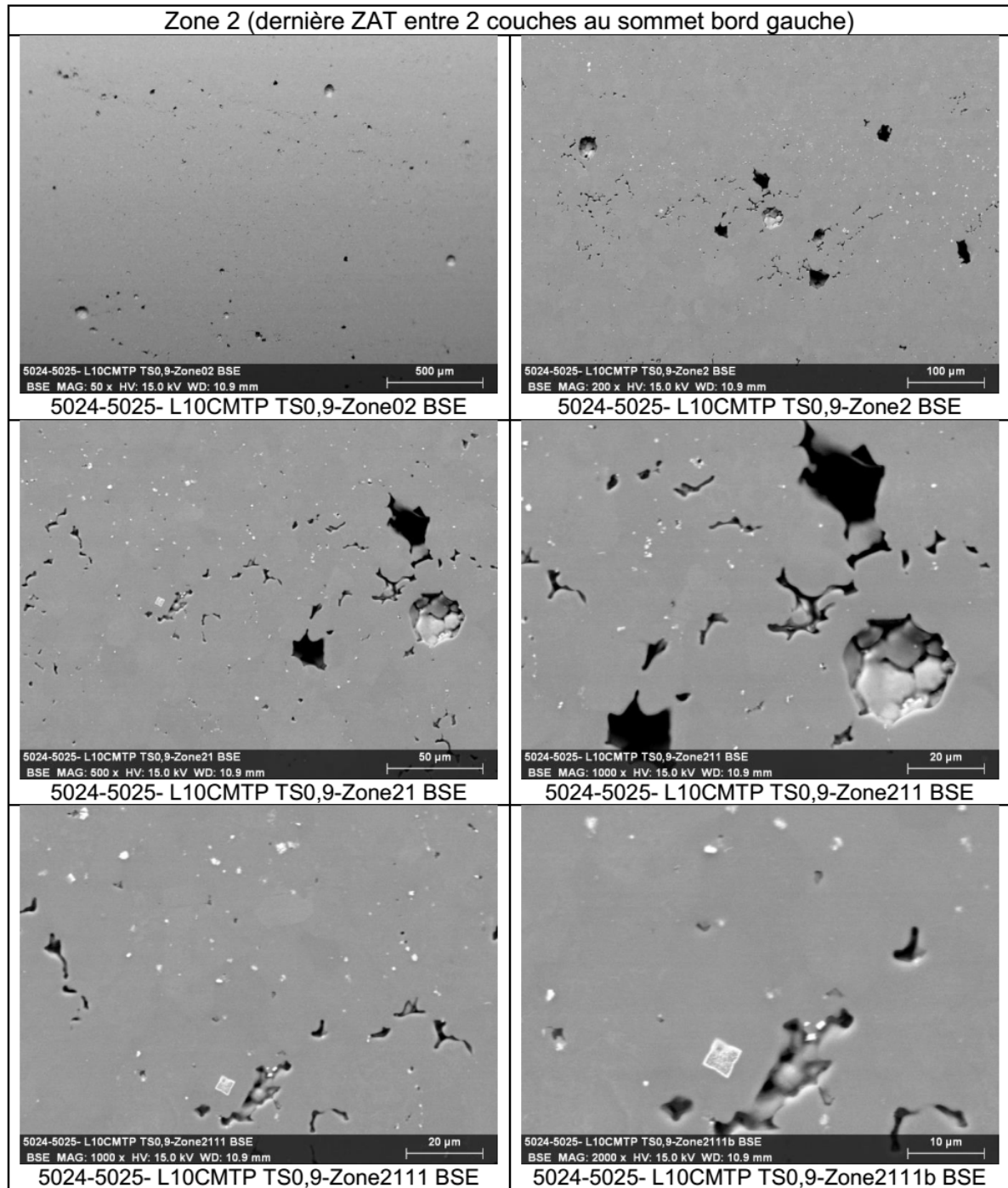
-
- CLOUET.E, *Séparation de Phase dans les Alliages Al-Zr-Sc : du Saut des Atomes à la Croissance de Précipités Ordonnés*, Thèse de Doctorat, Ecole Centrale Paris, 2004.
- CONG.Q, Ding.J et STEWART.W, *Effect of mode in cold arc metal transfert process on porosity of additively manufacturing Al-6.3% Cu alloy*, International Journal of Advanced Manufacturing Technologie, 2014.
- DEBROY.T, Wei.H et ZHANG.W, *Additive manufacturing of metallic components Process structure and properties*, Progress in Materials Science, 2017.
- DEREKAR.K, Lawrence.J et XU.L, *Influence of Interpass Temperature on Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) of Aluminium Alloy Components*, MATEC Web of Conferences 269, 0500, 2019.
- DEV.S, Stuart.A et RAO.K, *Effect of scandium additions on microstructure and mechanical of Al-Zn-Mg alloy welds*, Faculty of Natural Science et Engineering, Slovenia, 2007.
- ELREFAEY.A et ROSS.N, *Microstructure and Mechanical Properties of Cold Metal Transfer Welding Similar and Dissimilar Aluminum Alloys*, Chinese Society for Metals et Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2015.
- EPSON, *EPSON RC+ version 4.1, SPEL+ Language Reference*, Seiko Epson corporation, 2005.
- FABREGUE.D, *Microstructure et fissuration à chaud lors du soudage laser d'alliages d'aluminium 6000*, Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, 2004.
- FANG.X, *Correlations between Microstructure Characteristics and Mechanical Properties in 5183 Aluminium Alloy Fabricated by Wire-Arc Additive Manufacturing with Different Arc Modes*, Materials, 2018.
- FRONIUS, *Cold Metal Transfer (La technologie CMT)*, www.fronius.com, consulté le 22 mai, 2019.
- HABOUDOU.A, *Caractérisation, modélisation et maîtrise des porosités créées lors du soudage laser Nd-YAG d'alliages d'aluminium*, Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon, 2003.
- HAMD.I, *Phénomène de précipitation des phases dans l'alliage d'aluminium (série 6000)*, Thèse de doctorat, Université Mohamed Khider- Biskra, 2014.
- HANENE.N, *Etude des cinétiques de précipitation, de recristallisation et du durcissement structural dans un alliage Al-Mg-Si sévèrement déformé par laminage à froid*, Thèse de doctorat, Université badji mokhtar- annaba, 2017.
- HASCOET.J, Querard.V et RAUCH.M, *Interests of 5 axis toolpaths generation for wire arc additive manufacturing of aluminum alloys*, journal of Machine Engineering, Vol. 17, No. 3, 2017.
- HAYER.V, *Soudage Innovateur des Alliages d'Aluminium*, Institut Belge de Soudage, 2006.

-
- HUMPHREYS.F.J et HATHERLY.M, *Recrystallization and related annealing phenomena*, Second edition, Elsevier, 2004.
- JIBRIL.A, Kah.P et SUORANTA.R, *Process possibility of welding thin aluminium alloys*, International Journal of Mechanical et Materials Engineering (IJMME), Vol. 7 (2012), No. 3, 232-242, 2013.
- KAH.P, *Welding of Sheet metal using Modified short arc MIG/MAG welding process*, Lappeenranta University of Technology, 2007.
- KAISER.M et BANERJEE.M, *Effect of ternary scandium and quaternary zirconium and titanium additions on the tensile and precipitation properties of binary cast Al-6Mg alloys*, Jordan Journal of Mechanical et industrial Engineering, ISSN 1995-6665, 2008.
- KECHAOU.A, *Etude du soufflage magnétique de l'arc électrique de soudage*, Thèse de doctorat, Université de Liège, 2013.
- LAVERNE.F, *Fabrication additive Principes généraux*, Techniques de l'Ingénieur, 2016.
- MAGOWAN.S, *Effects of cold metal transfer welding on properties of ferritic stainless steel*, PhD Thesis, Sheffield Hallam University, 2017.
- MAISONNETTE.D, *Influences mécaniques et métallurgiques de procédés haute température sur un alliage d'aluminium 6061-T6*, Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2010.
- MARGUERAY et VOLLARD, *Fabrication Additive Métallique Technologies et Opportunités*, Thèse de Doctorat, Institut National des sciences appliquées Rouen, 2015.
- MARTINA.F, *Wire + Arc Additive Manufacturing : properties, cost, parts*, Université de Cranfield, 2012.
- MEESTER.B, *Introduction aux alliages d'aluminium et leur soudabilité*, Technifutur, 2008.
- MERTENS.A, *Additive manufacturingg and 3D printing*, Université de Liège, 2018.
- MORIN.O, *Calcul des contraintes résiduelles dues au soudage par la méthode des éléments finis*, Master thesis, Ecole de Technologie Supérieure, 2006.
- MOUGENOT.J, *Modélisation de l'interaction entre un arc électrique et un matériau : application au soudage TIG*, Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2013.
- MUTOMBO.K.F, *Corrosion fatigue behaviour of 5083-H111 and 6061-T651 aluminium alloy welds*, MSc (Applied Science) (Metallurgy), University of Pretoria, 2011.
- NASIR.N, Razab.M et AHMAD.M, *Review on welding residual stress*, ARPN Journal of Engineering et Applied Sciences ISSN 1819-6608, 2016.
- OLABODE.M, Kah.P et MARTIKAINEN.J, *Aluminium alloys welding processes : Challenges, joint types and process selection*, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture 227 :1129, 2013.
- ORTEGA.A, *Prototypage rapide de pièces en alliage d'aluminium : étude du dépôt de matière et d'énergie lors de la fusion à l'arc d'un fil par le procédé MIG-CMT*, Thèse de Doctorat, Université de Montpellier, 2018.
- PLANCKAERT.J, *Modélisation du soudage MIG/MAG en mode short-arc*, Thèse de doctorat, Université Henri Poincaré, Nancy 1, 2008.

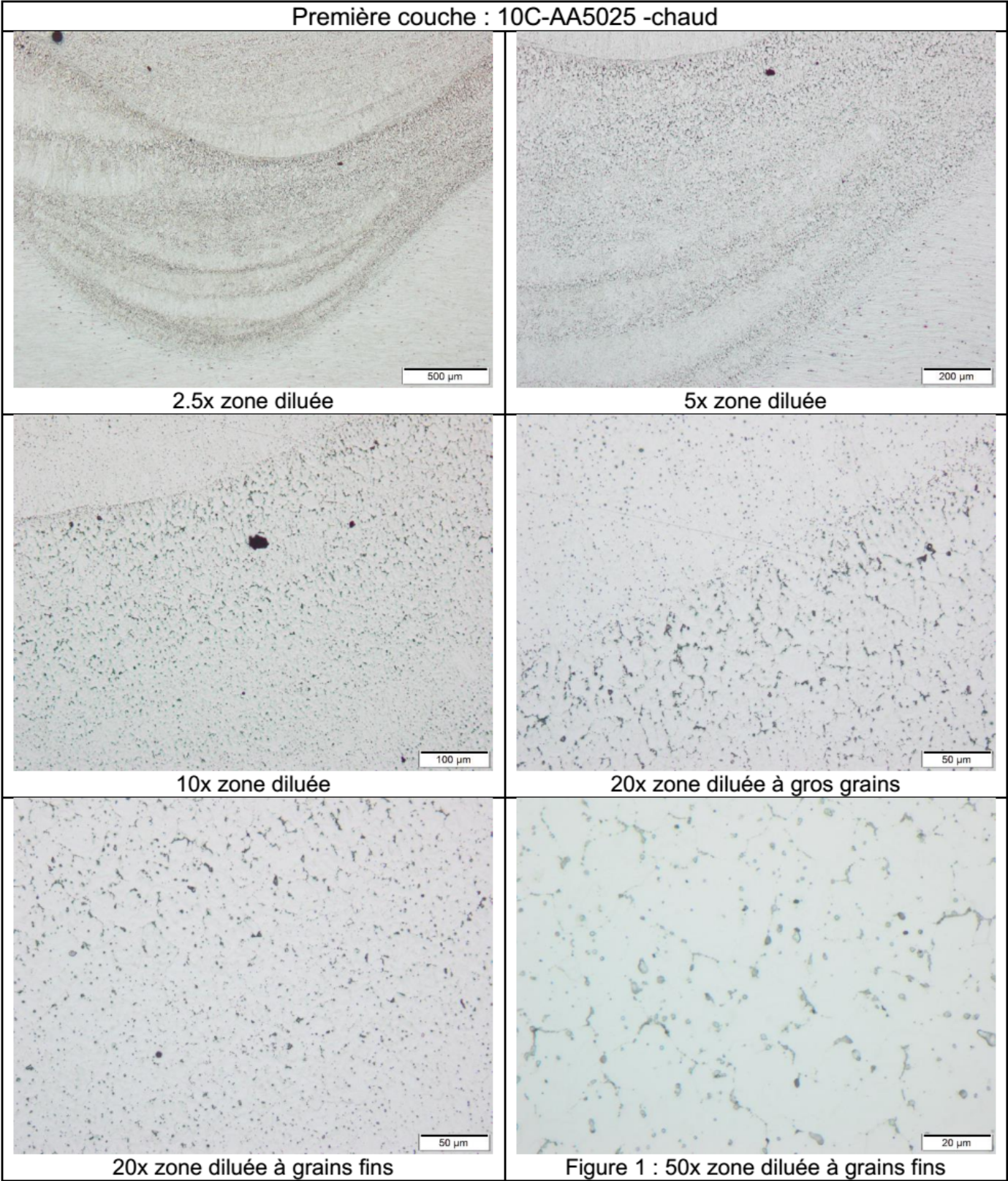
-
- RÖYSET.J, *Scandium in aluminium alloys overview : physical metallurgy, properties and applications*, Hydro Aluminium RD Sunndal, N-6600 Sunndalsöra, Norway, 2015.
- RYAN.E, Harley.K et SABI.J, *Relationship between porosity and surface deposit coverage for wire and arc additive manufactured aluminium alloy 2319*, International Aluminum Alloys Conference (ICAA16), 2018.
- RØYSET.J et RYUM.N, *Scandium in aluminium alloys*, Institute of Materials et al., 2005.
- SALES.A et RICKETTS.N.J, *Effect of Scandium on Wire Arc Additive Manufacturing of 5 Series Aluminium Alloys*, Light Metals, The Minerals, Metals Materials Series, 2019.
- SCANDIUM, *The Aluminum-Scandium Alloy Advantage*, www.scandiummining.com, 2018.
- SCHMIDTKEA.K, Palm.F et EMMELMANN.C, *Process and Mechanical Properties : Applicability of a Scandium modified Al-alloy for Laser Additive Manufacturing*, Elsevier, 2011.
- SEIDMAN.N, Marquis.A et DUNAND.C, *Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al(Sc) alloys*, Acta Materialia 50 (2002) 4021–4035, 2002.
- SMOLEJ.A Markoli.B, and Nagode.A, *Influence of minor scandium and zirconium additions on the microstructure of Al and Al-5Mg alloy*, Faculty of Natural Science and Engineering, Slovenia, 2015.
- TARAK.F, *Residual Stresses Due to Circumferential Girth Welding of Austenitic Stainless Steel Pipes*, Master of Science in Mechanical Engineering, Lehigh University, 2013.
- TIAGO.A, Duarte.V et OLIVEIRA.P, *Current Status and Perspectives on Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM)*, Materials, 2019.
- TRINH.T, *Sur la modélisation du comportement thermomécanique et métallurgique des aciers. Application au procédé de soudage et de traitements thermiques*, Thèse de doctorat, Ecole polytechnique, 2008.
- VENNEKENS.R, Verstraeten.B et BROECKX.K, *Classification des alliages d'aluminium*, Institut Belge de Soudure (IBS), 2003.
- WISNIEWSKI.J, *Modélisation thermomécanique de la fissuration à chaud en soudage par faisceau d'électrons d'un alliage CuCrZr*, Thèse de doctorat, Université de Bretagne-Sud, 2009.

Annexes

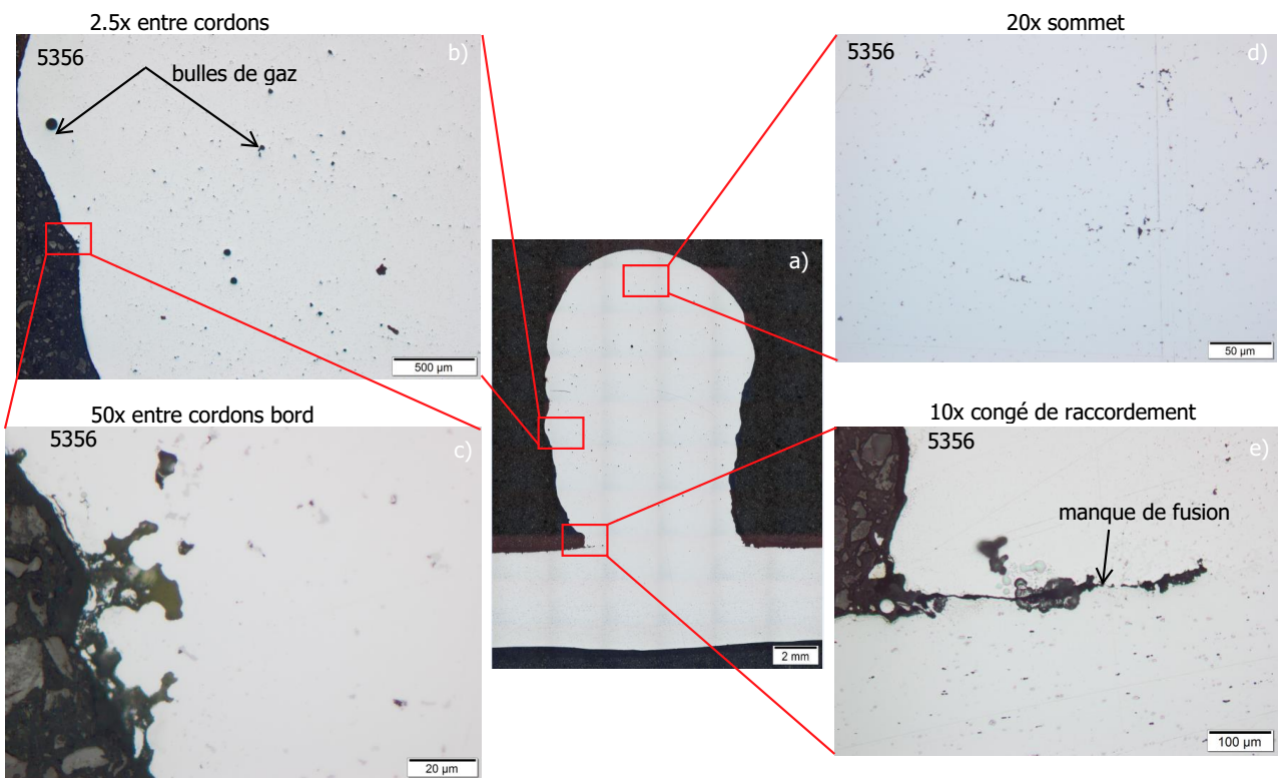
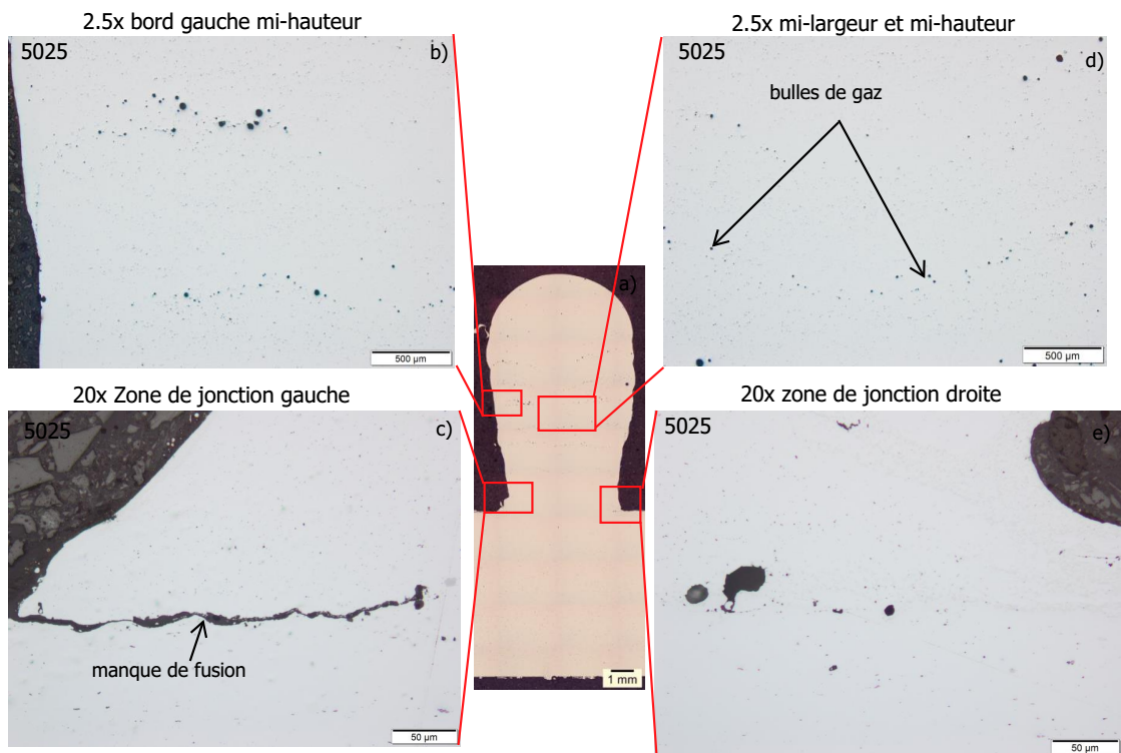
Annexe A : Images MEB de l'échantillon WAAM AA5025



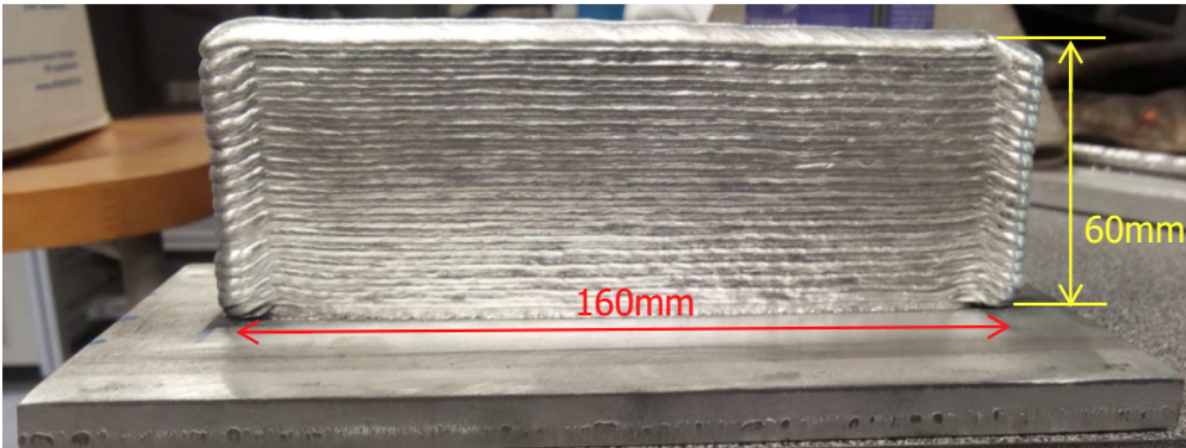
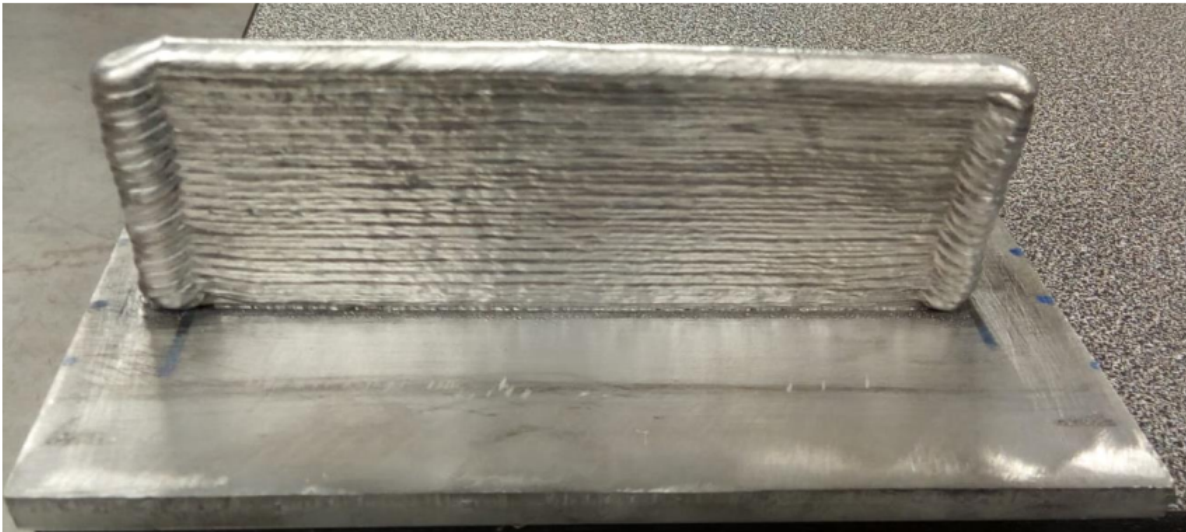
Annexe B : Images optiques de l'échantillon WAAM AA5025



Annexe C : Défauts des échantillons de 10 couches en alliages AA5025 et AA5356 à faible apport calorifique



Annexe D : Mur de 40 couches en alliage AA5356



Annexe E : Module EPSON EZ



3 Axis Models

3 Axis EPSON EZ Modules (RP Type) are both fast and precise. They are the ideal choice for applications ranging from simple pick and place to dispensing, and are used in a wide variety of industries including medical, automotive, and semiconductor to name a few. With payloads up to 15 Kg and speeds of up to 1500 mm/sec along with +/-10 micron single axis repeatabilities, EPSON EZ Modules have the performance specs to meet your application needs.

RP-HMSz
(Heavy/Medium)

RP Type 3 Axis EPSON EZ Modules

RP type 3 Axis EPSON EZ Modules come in heavy/medium configurations, which can be configured in 1 of 4 configuration types.

The Basic sizes available are as follows:

(RP-HMSz)

Axis 1: RH (400, 600, 800, 1000 mm)

Axis 2: RM (350, 550, 750 mm)

Axis 3: RSz (200, 300, 400 mm)

	RP-HMSz (Heavy/Medium)
Payload (Max/Rated)	15/10 Kg
Axis 1 Max Speed	1500 mm/sec**
Axis 2 Max Speed	1500 mm/sec
Axis 3 Max Speed	750 mm/sec
Repeatability	+/- 0.01 mm (0.0004 in)**
Axis 1 Motor Size	400 Watt
Axis 2 Motor Size	400 Watt
Axis 3 Motor Size	150 Watt
Downward Force	200N

** 1000 mm RH Module max speed is 1200 mm/sec

** Single axis repeatability

Annexe F : Caractéristiques des thermocouples

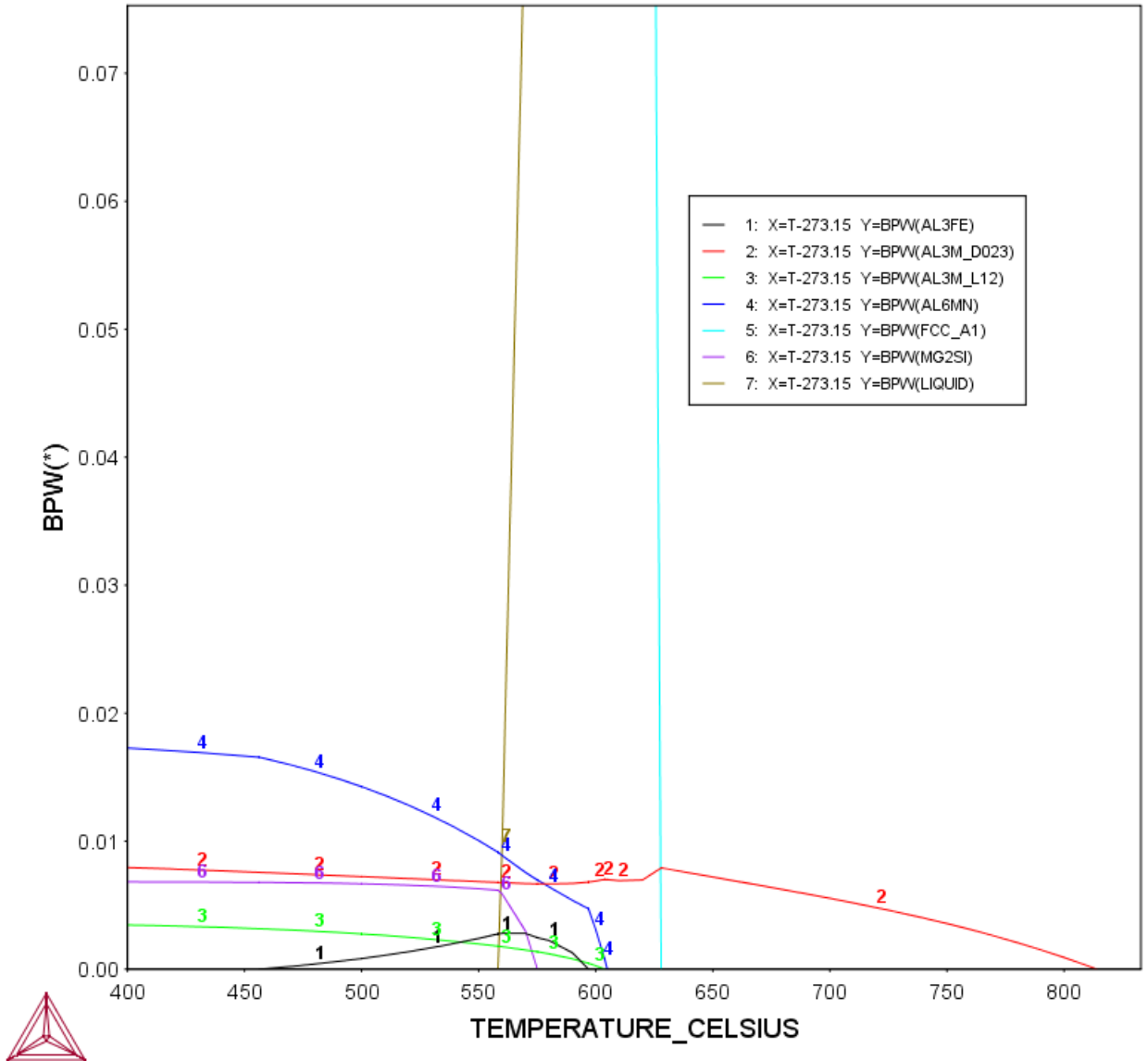
THERMOCOUPLE CHARACTERISTICS TABLE						
ANSI/ASTM	Symbol Single	Generic Names	Color Coding		Magnetic Yes/No	Environment (Bare Wire)
			Individual Conductor	Overall Jacket Extension Grade Wire		
T	TP TN	Copper Constantan, Nominal Composition: 55% Cu, 45% Ni	● Blue ● Red	● Blue	X X	Mild Oxidizing, Reducing. Vacuum or Inert. Good where moisture is present.
J	JP JN	Iron Constantan, Nominal Composition: 55% Cu, 45% Ni	○ White ● Red	● Black	X X	Reducing Vacuum, Inert. Limited use in oxidizing at High Temperatures. Not recommended for low temps.
E	EP EN	Chromel®, Nominal Composition: 90% Ni, 10% Cr Constantan, Nominal Composition: 55% Cu, 45% Ni	● Purple ● Red	● Purple	X X	Oxidizing or Inert. Limited use in Vacuum or Reducing.
K	KP KN	Chromel, Nominal Composition: 90% Ni, 10% Cr Alumel®, Nominal Composition: 95% Ni, 2% Mn, 2% Al	● Yellow ● Red	● Yellow	X X	Clean Oxidizing and Inert. Limited use in Vacuum or Reducing
N	NP NN	Nicrosil®, Nominal Compositions: 84.6% Ni, 14.2% Cr, 1.4% Si Nisil®, Nominal Composition: 95.5% Ni, 4.4% Si, 1% Mg	● Orange ● Red	● Orange	X X	Clean Oxidizing and Inert. Limited use in Vacuum or Reducing
S	SP SN	Platinum 10% Rhodium Pure Platinum	● Black ● Red	● Green	X X	Oxidizing or Inert Atmospheres. Do not insert in metal tubes. Beware of contamination.
R	RP RN	Platinum 13% Rhodium Pure Platinum	● Black ● Red	● Green	X X	Oxidizing or Inert Atmospheres. Do not insert in metal tubes. Beware of contamination.
B	BP BN	Platinum 30% Rhodium Platinum 6% Rhodium	● Gray ● Red	● Gray	X X	Oxidizing or Inert Atmospheres. Do not insert in metal tubes. Beware of contamination.
C*	P N	Tungsten 5% Rhenium Tungsten 26% Rhenium	● Green ● Red	● Red	X X	Vacuum, Inert, Hydrogen Atmospheres. Beware of Embrittlement.

Annexe G : Diagramme de propriétés de l'alliage AA5356 sur Thermocalc

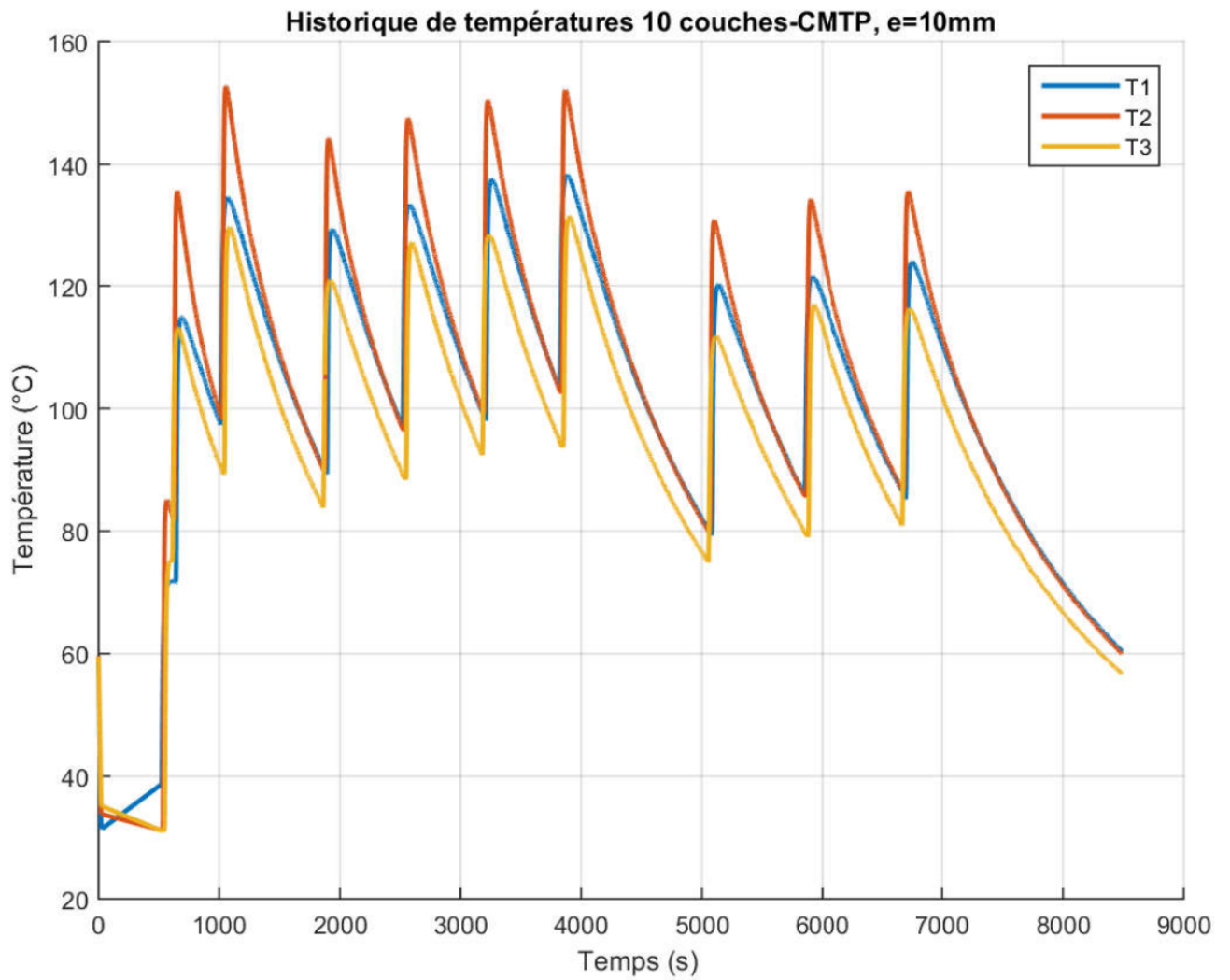
2019.05.22.12.52.09

TTAL7: AL, CU, FE, MG, MN, SC, SI, TI, ZN, ZR

W(SI)=2.5E-3, W(FE)=2.5E-3, W(CU)=1E-3, W(MN)=2E-3, W(MG)=6E-2, W(SC)=2E-3, W(ZN)=1E-3, W(TI)=7E-4, W(ZR)=2.5E-3, P=1E5, N=1.



Annexe H : Historique de températures de 10 couches sur une tôle d'épaisseur de 10 mm



Annexe I : Echec de fabrication des dépôts de 10 couches en alliage AA5025

