

Université Mohamed Khider – Biskra  
Faculté des Sciences et de la technologie  
Département : .....  
Ref : .....



جامعة محمد خيضر بسكرة  
كلية العلوم و التكنولوجيا  
قسم:.....  
المرجع:.....

Thèse présentée en vue de l'obtention  
Du diplôme de  
**Doctorat en sciences en : Génie Mécanique**

Option : Génie Mécanique

**L'effet de soudage par friction sur la  
microstructure et les propriétés mécaniques  
d'un joint soudé composé d'un alliage  
d'aluminium industriel et un acier**

Présentée par :

**Yazid HELAL**

Soutenue publiquement le 07/12/2017

**Devant le jury composé de :**

Pr. CHALA	Abdelouahad	Professeur	Président	Université de Mohamed Khider-Biskra
Pr. BOUMERZOUG	Zakaria	Professeur	Rapporteur	Université de Mohamed Khider-Biskra
Pr. BOUAOUADJA	Nourredine	Professeur	Examineur	Université de Ferhat Abbas-Sétif 1
Pr. LOUCIF	Kamel	Professeur	Examineur	Université de Ferhat Abbas-Sétif 1

Année universitaire : 2016-2017

## ***DEDICACES***

*A mes chers parents, ma femme, ma sœur et mes frères*

*A mon petit beau garçon Mohamed Iyad*

*A toute ma famille*

*A mes amis*

## Remerciements

*Merci à Dieu le tout puissant de m'avoir aidé à accomplir ce modeste travail.*

*Mes remerciements très particuliers s'adressent à mon directeur de thèse, monsieur **Boumerzoug Zakaria**, éminent professeur en transformation de phases, à l'université de Biskra, qui a assuré la direction de mon travail à travers ses orientations et son aide dans la réalisation de ce travail.*

*Je remercie le Pr. **Aude Simar** chargée de cours à l'université Catholique de Louvain, Louvain-la-Neuve, Belgium d'avoir accepté de m'accueillir au sein de son laboratoire à Institute of Mechanics, Materials and Civil Engineering (IMAP), et pour les discussions scientifiques durant mon stage.*

*Un remerciement particulier pour mon collègue au stage à l'Université le Louvain la neuve, Belgique, le Dr **Norberto Jiménez Mena**, pour sa disponibilité, son aide précieuse dans la réalisation des essais expérimentaux,*

*Je remercie le Pr. **Chala Abdelouahad**, professeur et vice-recteur chargé de la formation supérieure en graduation, la formation continue et les diplômes à l'université Mohamed Khider de Biskra, d'avoir accepté de présider le jury d'examination.*

*Je tiens à remercier les membres du jury qui ont pris de leurs temps précieux pour porter un regard critique sur mon travail.*

*En particulier,*

*Je remercie le Pr. **Kamel Loucif**, professeur au Département de Mécanique de l'université de Sétif, d'avoir accepté être un membre du jury,*

*Je remercie le Pr. Bouaouadja Noureddine, professeur au Département de Mécanique de l'université de Sétif, d'avoir accepté être un membre du jury.*

*Je remercie le Dr Fellah Lahcene, enseignant au Département des Sciences de la Terre et de l'Univers à l'Université Kasdi Merbah de Ouargla, pour les discussions et l'amélioration de l'écriture de ce manuscrit.*

*Je remercie le Dr **KHENE Mohamed Lotfi**, enseignant au Département **Génie Electrique** à l'université Mohamed Khider de Biskr, pour*

*Enfin, je remercie tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail.*

## Table des matières

Dedicaces .....	i
Remerciements.....	ii
Table des matières.....	iv
Liste des figures .....	ix
Liste des tableaux.....	xvii
Introduction generale .....	1
1. Chapitre –I- Procédé de soudage dissimilaire aluminium / acier.....	4
1.1. Introduction.....	4
1.2. Les Procédés de Soudage.....	4
1.3. Le soudage par fusion.....	5
1.3.1. Le soudage à l’arc électrique. ....	5
1.3.1.2. Le soudage par faisceaux d’électrons .....	9
1.3.1.3. Le soudage par faisceaux laser .....	10
1.3.1.4. Soudage par résistance .....	13
1.4. Soudage à l’état solide.....	15
1.4.1.1. Soudage par diffusion .....	15
1.4.1.2. Soudage par friction .....	17
1.4.1.3. Soudage par friction-malaxage .....	20
1.4.1.4. Soudage par ultrason.....	21
1.4.1.5. Soudage par impulsion magnétique.....	23
1.4.1.6. Soudage par explosion .....	25
1.5. Conclusion partielle : .....	28
Références bibliographiques .....	29
2. Chapitre –II- Soudage par friction malaxage.....	33

---

2.1.	<i>Introduction</i> .....	33
2.2.	<i>Principaux domaines d'application</i> .....	34
2.2.2.	Domaine de l'automobile.....	34
2.2.3.	Domaine l'industrie aéronautique.....	35
2.2.4.	Domaine du nucléaire.....	36
2.2.5.	Domaine ferroviaire.....	36
2.2.6.	Domaine naval.....	37
2.3.	<i>Description du procédé</i> .....	38
2.3.1.	Principe général.....	38
2.3.2.	Les différentes phases opératoires de soudage FSW.....	38
2.3.2.1.	Phase de pénétration de l'outil.....	39
2.3.2.2.	Phase de préchauffage.....	39
2.3.2.3.	Phase de soudage.....	40
2.3.2.4.	Phase de retrait de l'outil.....	40
2.3.3.	Paramètre du soudage par « friction-malaxage ».....	41
2.3.3.1.	Vitesses de rotation et d'avance.....	41
2.3.3.2.	Force verticale exercée par l'outil.....	43
2.3.3.3.	Angle d'inclinaison de l'outil.....	44
2.3.4.	L'outil de soudage par friction malaxage.....	46
2.3.4.1.	Différents types de l'outil de soudage.....	46
2.3.4.1.1.	L'outil conventionnel.....	46
2.3.4.1.2.	L'outil à pion rétractable.....	47
2.3.4.1.3.	Outils double épaulements.....	48
2.3.4.2.	Présentation général de l'outil de soudage FSW.....	48
2.3.4.2.1.	Epaulement.....	48
2.3.4.2.2.	Le pion.....	50
2.3.4.2.3.	Corps de l'outil.....	52
2.3.5.	Matériaux utilisés pour la réalisation des outils FSW.....	52
2.3.6.	Géométrie des joints réalisables par friction-malaxage.....	54
2.4.	<i>Caractéristiques d'un joint de soudure FSW</i> .....	55
2.4.1.	Caractéristiques microstructurales.....	55
2.4.2.	Caractéristique mécanique d'un joint FSW.....	57
2.4.3.	Microdureté.....	58

---

2.4.4. Résistance à la traction.....	60
2.5. <i>La liaison du joint soudée aluminium /acier.....</i>	63
2.5.1. Composition chimique de la liaison joint soudée Al / Fe .....	63
2.5.2. Propriétés mécaniques des composés intermétalliques.....	66
2.5.2.1. Influence de l'épaisseur d'IMC sur les propriétés mécaniques des joints.....	66
2.5.2.1. Composition de l'intermétallique .....	68
2.6. <i>Conclusion partielle.....</i>	69
Références bibliographiques .....	70
3. Chapitre -III- Matériaux et procédures expérimentales .....	76
3.1. <i>L'alliage d'aluminium 6061-T6.....</i>	76
3.1.1. Généralités : .....	76
3.1.2. Propriétés mécaniques .....	77
3.1.2.1. Propriétés à température ambiante .....	77
3.1.2.2. Propriétés à haute température.....	78
3.2. <i>Acier (ULC).....</i>	79
3.3. <i>Procédée de soudage des deux tôles :.....</i>	80
3.3.1. Outil de soudage : .....	80
3.3.1.1. Outil en acier.....	80
3.3.1.2. Outil en Carbure de tungstène.....	81
3.3.2. Description du procédé .....	82
3.3.2.1. La machine mise en place .....	83
3.3.2.2. Mode opératoire .....	85
3.3.2.3. Paramètres de position .....	86
3.4. <i>Observation lors du soudage .....</i>	87
3.4.1. Mesures de températures en cour de soudage.....	87
3.5. <i>Observation des joints après soudage. ....</i>	88
3.5.1. Découpe des échantillons pour les caractérisations .....	88
3.5.2. Micrographies et macrographies.....	90
3.5.2.1. Microscopie optique.....	90

3.5.2.2.	Microscopie électronique à balayage (MEB) .....	91
3.5.2.3.	Diffraction des rayons X (DRX).....	92
3.6.	<i>Caractérisation mécanique</i> .....	92
3.6.1.	Essai mécanique de cisaillement par traction .....	92
3.6.2.	Essai de dureté .....	94
	Références bibliographiques.....	95
4.	Chapitre IV : Résultats et discussions.....	96
4.1.	<i>Introduction</i> .....	96
4.2.	<i>Soudures des tôles en Al6061-T6 et en acier (ULC)</i> .....	96
4.2.1.	Inspection visuelle des soudures par friction malaxage:.....	96
4.3.	<i>Défauts des soudures dans le joint Al6061 / acier (ULC) FSW</i> .....	102
4.3.1.	Défauts identifiés via un contrôle visuel.....	103
Aspect visuel du cordon.....	103	
4.3.1.1.	Le manque de marquage de l'épaulement sur la surface des pièces.....	104
4.3.1.2.	Défaut de manque de marquage de l'indentation de l'outil.....	104
4.3.1.3.	Défaut de bavures excessives.....	105
4.3.1.4.	Défauts de surfaces éraillures ou « écailles » .....	105
4.3.1.5.	Défaut à la racine du cordon .....	106
4.3.1.6.	Défaut de rainure.....	106
4.3.2.	Défaut à l'échelle microstructurale (défaut interne) .....	107
4.3.2.1.	Défaut tunnel interne.....	107
4.3.2.2.	Défaut de manque de fusion .....	107
4.3.2.3.	Défaut kissing bonds.....	108
4.3.3.	Défaut dans la liaison aluminium /acier (IMC). .....	109
4.3.3.1.	Analyse de la microstructure de la liaison Al / acier (ULC).....	109
4.3.3.1.1.	Nature de la couche.....	109
4.3.3.2.	Différents types de couche de réaction .....	111
4.3.3.2.1.	Epaisseur de la couche intermétallique (IMC) .....	112
4.3.3.3.	Différents défauts observés dans la couche de l'intermétallique de soudage Al6061 / acier (ULC).....	113

4.3.3.3.1. Fissures dans la couche de réaction .....	113
4.3.3.3.2. Feuilletage intermétallique .....	115
4.3.3.3.3. Fragments d'acier dans l'aluminium .....	116
4.3.3.3.4. Poussières d'IMC.....	117
4.3.3.3.5. Discontinuité de l'intermétallique .....	118
4.4. <i>L'effet de la vitesse de rotation sur le joint dissimilaire FSW.....</i>	119
4.4.1. Macrographie du Joint soudé par différentes vitesses de rotation .....	119
4.4.2. Propriétés mécaniques .....	125
4.4.3. Diffraction des rayons X.....	126
4.5. <i>L'effet de la vitesse d'avance sur le soudage dissimilaire Al6061 / acier (ULC) par le procédé FSW:.....</i>	126
4.5.1. Production de soudure.....	126
4.5.2. Surface des joints .....	129
4.5.3. Microstructures .....	131
4.5.3.1. Observation par microscopie optique .....	131
4.5.3.2. Influence de la vitesse d'avance sur l'épaisseur intermétallique ..	133
4.5.4. Influence de la vitesse d'avance sur les caractéristiques mécaniques ...	136
4.6. <i>L'effet de diamètre du pion de l'outil de soudage FSW.....</i>	138
4.6.1. Introduction.....	138
4.6.2. Observations par microscope optique.....	140
4.6.3. Effet de diamètre de pion sur la microstructure.....	143
4.6.4. L'effet de pénétration de l'outil sur le joint dissimilaire FSW .....	145
4.6.5. Microdureté.....	147
4.6.6. Résistance de cisaillement du joint Al6061/Acier ALC .....	150
Références bibliographiques .....	153
Conclusion générale.....	157
Résumé:.....	159
Annexes.....	<b>Erreur ! Signet non défini.</b>

## Liste des figures

Figure I. 1: Classification des procédés de soudage .	5
Figure I. 2: Procédé de soudage à l'arc électrique (a) électrode enrobé, (b) TIG,(c) MIG.	6
Figure I. 3: Micrographie des joints soudure dissimilaires soudées par MIG ; (a-c) joints entre l'acier aluminisé / Al 2B50 fabriquées par différentes entrées de chaleur, (d) joint entre l'acier galvanisé /Al 2B50 .	7
Figure I. 4: Section d'une soudure Al / Fe réalisée par procédé TIG.	8
Figure I. 5: Assemblage du processus de soudage à l'arc à double face (DSAWB).	9
Figure I. 6: Schéma d'une machine à souder par faisceau d'électrons.	10
Figure I. 7: Soudage dissimilaire Al/ acier souder par faisceau d'électrons.	10
Figure I. 8: Le soudage par laser.	11
Figure I. 9: Procédé de soudage par faisceaux laser ; a : laser focalisé. b : laser défocalisé .	11
Figure I. 10 : Coupes transversales de soudures: a) Fe sur Al , b) Al sur Fe.	12
Figure I. 11: Joint dissimilaire soudé par faisceau laser défocalisé.	13
Figure I. 12: Schéma de principe du procédé de soudage par résistance.	14
Figure I. 13: Soudure Al / Fe réalisée par résistance (par point) : (a) apparence de la section croisée du joint-soudé, (b) effet du soudage par courant sur la résistance .	15
Figure I. 14: Schéma de principe de soudage par fusion.	16
Figure I. 15: Joint dissimilaire Al / acier soudé par le procédé de soudage par diffusion.	17
Figure I. 16; Soudage par friction (a) schéma d'une machine de soudage par friction, (b) exemple de soudage pour la fabrication des vérins hydrauliques.	18
Figure I. 17: Macrographie de soudage par friction AA6061-AISI 4340.	18
Figure I. 18: Joint dissimilaire A5083 / S10C obtenu par le soudage par friction : composés intermétalliques à l'intérieur de la couche IMC d'après l'analyse EDS de la soudure.	19
Figure I. 19:Différentes formes de couches intermétalliques dans une soudure :(a) taches intermétalliques, (b) poussière de intermétallique, (c) couche intermétallique.	20
Figure I. 20: Schéma du procédé de soudage par friction malaxage.	21

Figure I. 21: Soudage par ultrasons :a) schéma du procédé b) machine de soudage.....	22
Figure I. 22 : Observation de l'interface dans le joint A1050 / SS400 soudé par ultrasons [.....	23
Figure I. 23:Principe de soudage par impulsion magnétique.....	23
Figure I. 24: Soudage par impulsion magnétique AL / Fe ; a) La microstructure d'interface joint A1050/A1050 et A5052/SPCC. b) le mode rupture de joint soudé SPCC / Al .....	24
Figure I. 25: Analyse micrographique à l'aide SEM d'un joint soudé par impulsion magnétique Al / Fe.....	25
Figure I. 26: Soudage par pression magnétique acier / aluminium : a. micrographies MEB de l'interface de soudure avec couche intermédiaire.....	25
Figure I. 27: Schéma du procédé de soudage par explosion.....	26
Figure I. 28: Défaut de manque de fusion au stade initial et arrachement local du matériau de placage.....	27
Figure I. 29: Assemblage par explosion Al / Fe. ....	27
Figure I. 30: Microstructures de soudage par explosion : (a) acier haute résistance faiblement allié à l'aluminium (b) l'aluminium / l'acier à double phase. ....	27
Figure I. 31: Microstructure des échantillons soudés par explosion, pour différentes épaisseurs de la couche intermédiaire : (a) de 0,2 mm, (b) 0,5 mm,(C) de 1,0 mm, et (d) de 2,0 mm. ....	28
Figure II. 1: Utilisation du procédé FSW pour souder les réservoirs de carburant de ses fusées Delta par la compagnie Boeing. ....	34
Figure II. 2 : Soudage « friction-malaxage » par point utilisé pour l'automobile.....	35
Figure II. 3: Voilure d'avion soudée par FSW. ....	35
Figure II. 4: Utilisation FSW dans le domaine nucléaire. :(a)-cartouche en cuivre avec insert en fonte pour le combustible nucléaire produite à SKB , avec un couvercle scellé, (b) :Aire de la section du couvercle soudé.....	36
Figure II. 5 : Soudage par FSW trains : (a) Hitachi train Series 700, (b) Technique de soudage des carrosseries des trains Hitachi. ....	37
Figure II. 6 : a ) Bateau en aluminium construit en utilisant FSW, (b)-Panneaux préfabriqués ( Hydro Marine Aluminium ) destine au pont du bateau de croisière. ....	37
Figure II. 7: a) Exemple de système de bridage. b) Illustration du procédé de soudage par friction et malaxage. ....	38

Figure II. 8: Chronologie d'une opération de soudage FSW : (a) phase de plongée, (b) Phase e préchauffage, (c) phase de soudage et (d) phase de retrait .....	39
Figure II. 9: Comparaison des propriétés.....	64
Figure II. 10 : Diagramme de phase du système binaire Fe-Al. ....	65
Figure II. 11: Force de joint de soudure mesurée expérimentalement et épaisseur de couche intermétallique en fonction de la vitesse de rotation de l'outil (a), mesure de le épaisseur de couche intermétallique (b). ....	67
Figure II. 12: (a) Variation de la résistance à la traction en fonction de l'épaisseur de l'IM Al / acier ); (b) Variation de la résistance à la traction en fonction de l'épaisseur de l'IM Al6061 / SUS316.....	67
Figure II. 13: Courbes de contrainte / déformation des essais de compression réalisés sur quelques composés intermétalliques du système Fe-Al.....	68
Figure II. 14: Résultats du test fracture par traction des joints dissimilaires Al AA5754 / acier DP600 et AA5754/ 22Mn55. ....	69
Figure III. 1: Courbes de traction à température ambiante pour l'alliage 6061 -T6.....	78
Figure III. 2 : Evolution expérimentale du module de Young.....	78
Figure III. 3: Evolution de la limite d'élasticité avec la température . ....	79
Figure III. 4: Schéma de l'outil en acier pour soudage par friction-malaxage. (b) Vue agrandie de pion et de l'épaulement (vu de face). ....	81
Figure III. 5: Schéma de l'outil en tungstène de soudage par friction-malaxages de différents diamètres de pion (5, 6,7mm). ....	82
Figure III. 6: Macrographie de l'échantillon AL6061 / Acier (ULC) soudé par friction malaxage à vitesse d'avance 200tr/min et vitesse de rotation 1200tr/min. Coté A' (avance)-R (Retrait), Diamètre de l'outil 20mm.....	83
Figure III. 7: (a) : Machine fraiseuse à commande numérique utilisé (Institut de mécanique, IMAP, Belgique). (b) : Schéma cinématique, représentation des axes. ....	84
Figure III. 8: Macrographie du dispositif de bridage et de plaque support.....	85
Figure III. 9 : Chronologie d'une opération de soudage (1) -Descente verticale de l'outil selon l'axe (b). Flux de chaleur généré par friction malaxage. (c) Mouvement d'avances selon l'axe x. (d)-Remontée verticale de l'outil selon l'axe z.....	86
Figure III. 10: Paramètres de position outil/tôle a) angle d'inclinaison b) distance de pénétration.....	87

Figure III. 11: Photo d'ensemble d'une soudure de FSW de configuration recouvrement.....	87
Figure III. 12: Photographie du dispositif. Les thermocouples sont installés et prêts à enregistrer les mesures de température. ....	88
Figure III. 13: Processus de préparation des échantillons.....	90
Figure III. 14: Microscope optique de type Olympus.....	91
Figure III. 15: Microscope électronique à balayage de type Zeriss. ....	91
Figure III. 16: Diffractomètre de rayon X de type Bruker D8 advance.....	92
Figure III. 17: A gauche : Schéma du dispositif du montage pour les essais de traction cisaillement la plaque noire représente l'acier et la grise, l'alliage d'aluminium 6061-. T6. A droite : photographie de la machine utilisée et de l'assemblage clamé dans le mors.....	93
Figure III. 18: microduromètre Vickers.....	94
Figure IV.1 : Soudure sans défaut (avec agrandissement de l'empreinte finale de l'outil). ....	97
Figure IV. 2: L'effet de rotation de l'épaulement sur la plaque Al- 6061 .....	98
Figure IV. 3: Observation microscopique des différentes zones de la soudure FSW AL6061-T6 / acier (ULC) côté (AS) et côté (RS). Les conditions de soudage : diamètre de pion $\varnothing = 5$ mm, $V_f = 200$ mm/ min, $N = 1200$ tr / min et $Pr = - 0.1$ mm. ....	99
Figure IV. 4: Microstructure d'Al-6061-T6 avant le soudage.....	100
Figure IV. 5: Limites des zones dans un cordon FSW de l'alliage d'aluminium Al6061 / acier (ULC), sous l'agrandissement (200 X) de côté sortant (R.S). [ $N = 1200$ tr / min, $V_f = 200$ mm / min $Pr = -0.1$ mm et longueur du pion 3mm].....	101
Figure IV. 6: Microstructure optique de la surface en contact avec l'épaulement de l'outil de soudage.....	102
Figure IV. 7: Macrographie de soudage dissimilaire par friction malaxage (exempte de défauts).....	103
Figure IV. 8: Défaut de manque de marquage de l'épaulement sur la surface des pièces.....	104
Figure IV. 9: Illustration du manque de marquage de l'empreinte de l'outil en sortie de la matière.....	104
Figure IV. 10: Bavures excessives le long du joint. ....	105

Figure IV. 11: Présence de défauts de surface de type éraillures laissés par le passage de l'épaulement.....	106
Figure IV. 12: Défaut racine dans le joint de soudure Al6061 / acier (ULC) par FSW. ....	106
Figure IV. 13: Joint avec défaut de rainure en surface. ....	107
Figure IV. 14: Soudure comportant deux défauts, défaut tunnel interne et manque de fusion.....	108
Figure IV. 15: Présence des " kissing bonds " dans le cordon FSW d'un alliage Al-6061-T6 / acier (ULC). ....	108
Figure IV. 16: Observation d'une couche à l'interface Al6061-T6 / acier (ULC) (Soudure joint recouvrement). ....	109
Figure IV. 17: Analyse EDS de la soudure dissimilaire Al-6061-T6 /acier (ULC) : (a) Observation MEB de la couche intermétallique, (b) Spectre de Al6061 / acier (ULC).....	110
Figure IV. 18: Observation au MEB des épaisseurs de liaison du joint de soudure Al6061/ acier (ULC). ....	111
Figure IV. 19: Photographie de liaison Al 6061 / acier (ULC) au SEM. Estimation de IM : (moyenne établie grâce aux deux lignes vert tracées de long de l'intermétallique).....	112
Figure IV. 20: Joint soudure avec défaut de fissure : Fissures orthogonales et parallèles. ....	113
Figure IV. 21: Joint soudure avec structure multicouches dans l'intermétallique.....	114
Figure IV. 22: Exemple d'intermétalliques épais avec déformations intenses sous forme de feuilletage. ....	115
Figure IV. 23: Fragments d'acier dans la matrice de l'Al6061. ....	116
Figure IV. 24: Poussières de l'intermétalliques dans l'aluminium.....	117
Figure IV. 25: Défaut de discontinuité de l'intermétallique. ....	118
Figure IV. 26: Micrographie d'un joint soudé par FSW d'alliage d'aluminium AL6061-T6 à l'acier (ULC) avec $N = 800$ tr /min ; (a) Microstructures optiques de la zone de soudure, (b) Observation MEB d'une couche à l'interface Al / Acier.....	120
Figure IV. 27: Micrographie d'un joint soudé par FSW d'alliage d'aluminium AL6061-T6 / l'acier (ULC) avec $N = 1800$ tr /min et $Pr = - 0.1$ mm ; (a) Microstructures au microscopie optiques de la zone de soudure, (b) Observation MEB d'une couche à l'interface Al / acier (ULC).....	121

Figure IV. 28: Micrographie d'un joint soudé par FSW d'alliage d'aluminium AL6061-T6 / l'acier (ULC) avec $N = 1800$ tr / min et $Pr = + 0.1$ ; (a) Microstructures optiques de la zone de soudure, (b) Observation MEB d'une couche à l'interface Al6061 / acier (ULC). .....	122
Figure IV. 29: Micrographie d'un joint soudé par FSW d'alliage d'aluminium AL6061-T6 à l'acier (ULC) avec $N = 1800$ tr / min et $Pr = 0$ mm ; (a) Microstructures optiques de la zone de soudure (b) Observation MEB d'une couche à l'interface Al / acier (ULC). .....	123
Figure IV. 30: Micrographie d'un joint soudé par FSW d'alliage d'aluminium AL6061-T6 à l'acier (ULC) avec $N = 1200$ tr / min. (a) Microstructures optiques de la zone de soudure, (b) Observation MEB d'une couche à l'interface Al / acier.....	124
Figure IV. 31 : L'évolution de la résistance au cisaillement en fonction de l'épaisseur de l'IMC de l'alliage d'aluminium 6061-T6 soudé à l'acier (ULC). .....	125
Figure IV. 32 : Spectre de diffraction de Rayons X du joint soudé alliage d'aluminium 6061-T6 à acier (ULC).....	126
Figure IV. 33: Macrographies des joints dissimilaires FSW Al / acier (ULC) réalisés avec les conditions : $N = 1200$ tr/min, $Pr = + 0.1$ mm à des vitesses d'avances de l'outil ; (a) 100 mm / min, (b) 200 mm / min et (c) 400 mm / min.....	130
Figure IV. 34: Microstructure d'un joint soudé par soudage par friction d'un alliage d'aluminium AL6061-T6 avec un acier (ULC). ( $N=1200$ tr / min, $Pr = -0.1$ mm et $V_f = 200$ mm / min.....	131
Figure IV. 35: Évolution microstructurale de l'assemblage soudé par FSW d'un alliage d'aluminium AL6061-T6 avec acier (ULC) après différentes vitesses d'avancement: (a) 100, (b) 200 et (c) 400 mm / min.....	132
Figure IV. 36 : Observation au MEB de la région de l'interface joint Al-6061-T6 / acier (ULC) avec conditions de soudage : $N = 1200$ tr / min, $Pr = - 0.1$ ; a) $V_f = 100$ . b) $V_f = 200$ et c) $V_f = 400$ mm / min.....	134
Figure IV. 37 : Diffractogramme du côté aluminium d'un joint soudé par soudage par friction malaxage de l'alliage d'aluminium AL6061-T6 avec acier (ULC). .....	135
Figure IV. 38 : Évolution de l'épaisseur de la couche intermétallique en fonction de vitesses d'avance.....	136
Figure IV. 39 : Eprouvette après essai de cisaillement par traction du joint dissimilaire FSW Al6061-T6 avec un à l'acier (ULC) : F : (Force utilisée lors d'un test). .....	137

Figure IV. 40 : Courbe de l'effet de la vitesse d'avance sur la résistance au cisaillement du joint soudé par FSW de Al6061 avec l'acier (ULC). [Conditions de soudage: N = 1200 tr / min; Pr = 0,1 mm].	137
Figure IV. 41 : Trois outils de soudage avec différents diamètres de pion.	139
Figure IV. 42 : Vue macroscopique d'un joint soudé par friction malaxage.	139
Figure IV. 43 : Microstructure d'un joint soudé par soudage par friction d'AL6061-T6 avec l'acier (ULC). Conditions de procédé: N = 1200 tr / min, Vf = 200 mm / min, Pr = - 0,1 mm et diamètre de pion 6 mm.	140
Figure IV. 44 : Microstructure de différentes zones en soudage par friction d'un alliage d'aluminium Al6061-T6 avec un acier (ULC) : N = 1200 tr / min, Vf = 200 mm / min, Pr = -0,1 mm et diamètre du pion 6 mm.	141
Figure IV. 45 : Analyse EDS de la soudure FSW. (N : 1200 tr / min, Vf = 200 mm / min, Pr = - 0.1mm et diamètre de pion 5 mm.	142
Figure IV. 46 : Microstructure de la zone de noyau d'un joint dissimilaire Al6061 / acier (ULC) soudé par friction malaxage. [N = 1200 tr / min, Vf = 200 mm / min, Pr = - 0.1 mm et diamètre de pion ; (a) Ø 5 mm, (b) Ø 6 mm et (c) Ø 7 mm].	144
Figure IV. 47: Microstructure de la zone de noyau d'un joint FSW avec conditions opératoire : N = 1200 tr/ min, Vf = 200 mm / min et Pr = - 0.2 mm et diamètre de pion ; (a) Ø 5 mm, (b) Ø 6 mm et (c) Ø 7 mm.	146
Figure IV. 48: Évolution de la température mesurée au cours du soudage par friction malaxage au centre de la plaque, joint réalisé avec : N = 1200 tr / min, Vf = 200 mm / min ; (a) Ø 6 mm, Pr = - 0.1mm (b) Ø 6 mm, Pr = - 0.2 mm et (c) Ø 5 mm, Pr = -0.2 mm.	147
Figure IV. 49: Influence de diamètres de pion sur le profil de dureté des joints soudés par FSW dissimilaire Al 6061 / acier réalisés avec N = 1200 tr /min, Vf = 200 mm / min et Pr = - 0.1 mm.	148
Figure IV. 50:Influence de diamètres de pion sur le profil de dureté des joints dissimilaire Al 6061/ acier réalisés avec une vitesse de rotation de l'outil de 1200 tr / min et des vitesses d'avance de 200 mm / min et une pénétration de -0.2 mm.	149

---

Figure IV. 51: Evolution de la résistance au cisaillement du joint Al 6061 / acier (ULC) avec différents diamètres de pion. Conditions de soudage: N= de 1200 tr / min, Vf =200 mm / min. ....	151
Figure IV. 52: Observation au MEB de l'interface du joint dissimilaire Al6061 /acier (ULC) soudée par FSW : N=1200 tr / min, Vf =200 mm / min, Pr = -0.1 mm et diamètre de pion ; (a) Ø5 mm, (b) Ø6 mm et (c) Ø7 mm.....	152

## Liste des Tableaux

Tableau II. 1: Synthèse des matériaux d'outil utilisés en FSW. ....	53
Tableau II. 2 : Structure cristallographique et domaine de composition des phases formées dans le système binaire Fe-Al. ....	65.
Tableau III. 1: Composition de l'alliage 6061 en pourcentage massique. ....	76
Tableau III. 2: Propriétés mécaniques de l'Al- 6061. ....	77
Tableau III. 3: Composition de l'acier en pourcentage massique. ....	79
Tableau III. 4:Caractéristique du fer à température ambiante. ....	80
Tableau III. 5: Caractéristique du carbure de tungstène à température ambiante. ....	81
Tableau IV. 1Composition chimique d'un joint soudée Al6061 / acier (ULC). ....	110
Tableau IV. 2: Paramètres de soudage utilisés pour la réalisation des joints de différentes vitesses. ....	119
Tableau IV. 3: Travaux de recherche réalisés par FSW de configuration joint transparence sur les deux métaux dissimilaires Al / Acier : ....	127
Tableau IV. 4:Paramètres de soudage utilisés pour la réalisation des joints dissimilaires. ...	129
Tableau IV. 5: Composition chimique de la couche IMC. ....	135
Tableau IV. 6 : Composition chimique zone noyau. ....	142

## INTRODUCTION GENERALE

Ces dernières années, le réchauffement climatique et l'émission des gaz à effet de serre prennent la part de lion dans les débats sur la politique climatique qui a pour objectif la protection de l'écologie. La pollution générée par les moyens des transports; automobile, aéronautiques ou ferroviaire constituent une partie très importante des émanations. Plusieurs études avancées sont déjà réalisées pour pallier cette problématique, par exemple l'optimisation de l'aérodynamisme de voiture par l'amélioration de conception des moteurs à combustion interne bicylindre à quatre temps. Des systèmes de véhicules électriques et hybrides sont créés pour la même finalité ; diminution au maximum la consommation du carburant .mais l'allègement des matériaux utilisés c'est la difficulté principal des constructeurs.

Par la proposition des nouvelles solutions technologiques comme la diminution de la masse des structures afin de limiter la consommation énergétique. Pour minimiser l'émission des gaz polluants, des chercheurs ont constaté qu'une diminution de 10% du poids d'un véhicule permet de baisser sa consommation de carburant de 5 à 8%.

Selon plusieurs études, la réduction du poids des véhicules est une solution très utile pour arriver à diminuer l'impact environnemental néfaste.

Cela motive l'utilisation des alliages légers dans l'industrie automobile comme l'aluminium qui est plus léger par rapport à l'acier, mais plus cher. L'aluminium a remplacé l'acier dans la production de quelques composants en alliage, tel que les jantes de roues, les boîtes à vitesse, les capots, sont pour autant affectés pour garantir la sécurité de passagère. L'assemblage hétérogène de ces deux matériaux l'acier et l'aluminium est un challenge très important.

La différence des propriétés chimiques et mécaniques de l'aluminium et de l'acier, tel que le coefficient de dilatation thermique, le soudage par fusion introduit une grande contrainte résiduelle. De plus, la formation d'une couche de réaction composée de la phase intermétallique fragile, qui est l'origine de réduction de résistance mécanique du joint particulièrement quand celle-ci diminue.

Le soudage par fusion (TIG, MAG au laser) par exemple implique une grande quantité d'énergie thermique ce qui conduit à formation d'une couche épaisse de l'intermétallique environ  $10\mu\text{m}$ . Par contre l'utilisation des procédés d'assemblage à l'état solide (soudage en explosion, soudage rotative..) qui peuvent exclure de nombreuses questions tel que l'apport excessif de chaleur, ce qui restreint la formation des composés intermétalliques.

Cela nous encourage à chercher un nouveau procédé d'assemblage à l'état solide pour des matériaux différents, la meilleure solution est le soudage par friction malaxage.

Le soudage par Friction Malaxage (Friction StirWelding) est un procédé d'assemblage inventé par Wayne Thomas et ses collègues puis mis au point et breveté par TWI (The Welding Institute) en 1991 à Cambridge en Angleterre. Le principe du soudage par friction malaxage consiste à brider deux tôles métalliques bord à bord ou transparente en contact, puis d'animer un outil en rotation ce qui génère un flux de chaleur grâce à la friction de celui-ci avec les matériaux à assembler. L'outil est muni d'un épaulement et d'un pion qui permet de malaxer et drainer les métaux. Une pression est exercée pour que la puissance totale mécanique soit suffisamment grande. Cette puissance se transforme en chaleur et élève la température des matériaux, d'une part grâce à la friction et, d'autre part, grâce aux déformations plastiques subies par ceux-ci.

Le soudage par Friction Malaxage a un grand intérêt, il exclut le métal d'apport à des températures inférieures aux températures de fusion des matériaux à assembler. De plus des vitesses de soudage élevées et une facilité de mise en œuvre appréciable. Ces paramètres sont nécessaires pour souder ces matériaux dissimilaires.

Problème majeur dans l'assemblage dissimilaire d'alliage d'aluminium et l'acier est dans faible résistance mécanique dans les zones de liaison, en raison de la formation de l'intermétallique fragile.

La formation des intermétalliques est due à la différence des propriétés physiques du fer et l'aluminium, parmi d'autre en ce qui concerne leur, propriétés thermiques différentes, la dilatation thermique dissemblable, la capacité calorifique et la conductivité thermique, la transformation du réseau, la grande différence entre les points de fusion ( $660\text{ }^{\circ}\text{C}$  pour l'alliage d'aluminium et  $1497\text{ }^{\circ}\text{C}$  pour l'acier), rendre

le procédé de soudage très complexe. La solubilité presque nulle du fer dans l'aluminium crée un grand écart entre les métaux et causant la distorsion, et aussi la production des cavités et des fissures, conduisant à la réduction des propriétés mécaniques après les processus d'assemblage. Plusieurs études ont été menées sur ce sujet d'intérêt industriel. Notre objectif est l'étude du soudage par friction malaxage entre un acier à faible teneur en carbone et un alliage d'aluminium (Al 6061-T6). De plus, on a concentré notre étude sur l'effet des paramètres de soudage (vitesse de rotation, vitesse d'avance, la profondeur de pénétration de pion dans la plaque d'acier, et diamètre de pion) sur la microstructure du joint soudure, afin de contrôler l'épaisseur de la couche de composés intermétalliques et d'assurer des bonnes propriétés mécaniques du joint de soudure.

Ce manuscrit s'articule autour de quatre chapitres :

Le premier chapitre présente les différents types de procédés de soudage en fusion et à l'état solide et qui sont utilisés pour le soudage dissimilaire. Une revue bibliographique des travaux de recherche publiés dans chaque type de soudage a été faite. Nous avons aussi établi un tableau comparatif résumant les différents procédés de soudage et leurs propriétés. À partir de ce tableau nous avons opté pour le soudage par friction malaxage.

Le deuxième chapitre proposera dans un premier temps d'introduire le principe général du soudage par friction malaxage et ses différents domaines d'application industrielle, puis nous présenterons les différents paramètres qui contrôlent la qualité d'un cordon de soudage par friction malaxage. Finalement nous expliquons la problématique de l'interaction d'un acier solide et l'aluminium liquide.

Le troisième chapitre : décrit le mode opératoire et les matériaux utilisés. Les techniques de caractérisation utilisées sont la microscopie optique pour voir l'évolution de la microstructure du joint, le MEB pour observation de l'intermétallique, l'EDS pour déterminer la composition chimique des phases à l'interface des tôles soudées, la DRX pour la caractérisation des phases, la mesure de microdureté Vickers pour distinguer la dureté de chaque zone du joint soudé, et enfin des essais mécaniques de traction pour évaluer la rigidité du joint.

Le quatrième chapitre rassemble les résultats expérimentaux obtenus, les discussions de ces résultats et leur interprétation. Enfin une conclusion générale accompagnée de quelques perspectives.

## **1. Chapitre –I- Procédé de soudage dissimilaire aluminium / acier**

### **1.1. Introduction**

Nous présentons brièvement différents procédés de soudages employés pour assembler l'acier avec l'aluminium. Ils sont classés en deux catégories : les procédés de soudage par fusion et ceux à l'état solide, comme le soudage par friction malaxage.

FSW est un procédé utilisé en général, cependant il peut être appliqué dans certains cas particulier, en mode de soudage hétérogène pour assembler deux matériaux différents tel que l'aluminium /acier.

L'assemblage par soudage occupe une place importante dans tous les domaines de l'industrie et de la construction mécanique. Il forme un maillon primordial dans l'assemblage de bateaux, de trains, d'avion, de fusée de voiture, de ponts, de tuyaux, et de réservoirs. La facilité de sa mise en œuvre et le contrôle des propriétés mécaniques telle la résistance mécanique, rendent le soudage très indispensable surtout du point de vue économique [1].

Le soudage est un procédé qui consiste à assurer la liaison permanente de deux ou plusieurs parties constitutives de nature identique ou différente, soit par chauffage, soit par pression, soit par l'action simultanée des deux, de la chaleur et de la pression. Le soudage peut être effectué avec ou sans emploi d'un produit d'apport. On considère qu'un matériau métallique soudable par un procédé et pour un type d'application, lorsqu'il est possible d'assurer une continuité métallique (chimique, mécanique etc.) par la constitution d'un joint soudé qui, par ses caractéristiques locales et les conséquences globales de sa présence, satisfait au mieux les propriétés requise pour l'application souhaitée [2].

### **1.2. Les Procédés de Soudage**

On dénombre quelques dizaines de procédés de soudage dont les principes et la mise en œuvre sont très différents. Pour les uns, l'assemblage est obtenu par fusion locale des éléments à assembler, pour d'autres, la continuité métallique est obtenue sans fusion par effets purement mécaniques. Les sources d'énergies utilisées dans le domaine du soudage sont de types chimiques, électriques, optiques ou mécaniques

[3]. Selon Perry et al.[4], on peut aisément classer ces procédés en fonction des énergies mises en œuvre comme il a été présenté sur la figure I.1.

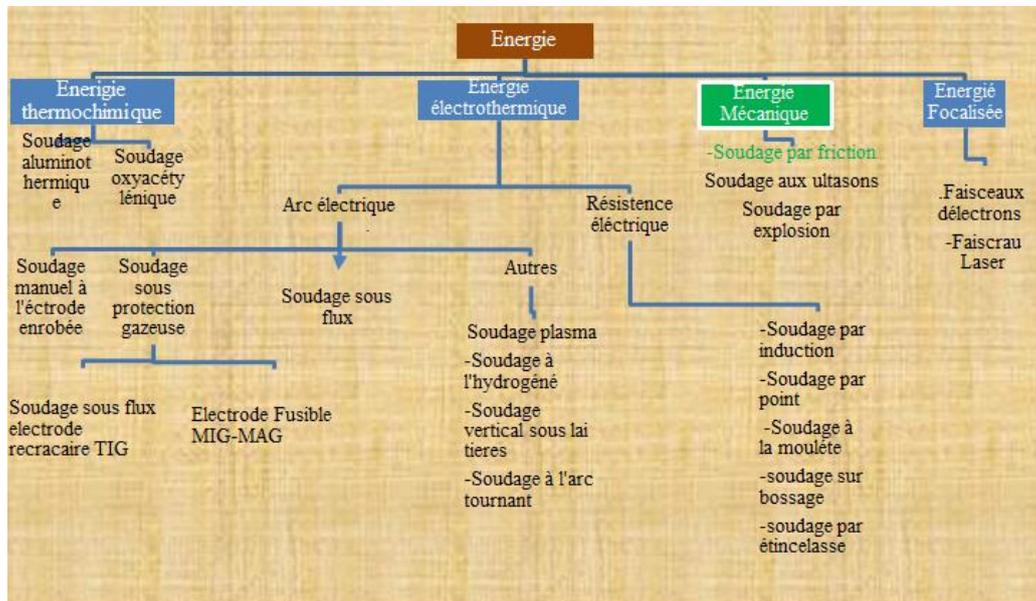


Figure I. 1: Classification des procédés de soudage [5].

### 1.3. Le soudage par fusion

La plupart des procédés de soudage en phase liquide ont été développés depuis la fin du XIXe siècle puisque avant on ne disposait pas de moyens pour focaliser l'énergie de manière à faire fondre les métaux localement. Dans l'industrie le procédé plus utilisé pour construire des assemblages de matériaux de mémé pépérite est le soudage en phase liquide. Nous allons voir comment elle est adaptée pour le soudage dissimilaire aluminium /acier.

#### 1.3.1. Le soudage à l'arc électrique.

Lors de procédé de soudage à l'arc, l'apport calorifique est assuré par un arc électrique entre une électrode et la pièce à assemblée. Cette technique est la plus répandue en soudage. Le métal d'apport provient d'une baguette indépendante ou de l'électrode elle-même. L'arc électrique est facile à produire et possède une intensité élevée ; il existe beaucoup de moyens pour le mettre en œuvre, ainsi la figure (I.2) représente quelques-uns parmi ces moyens.

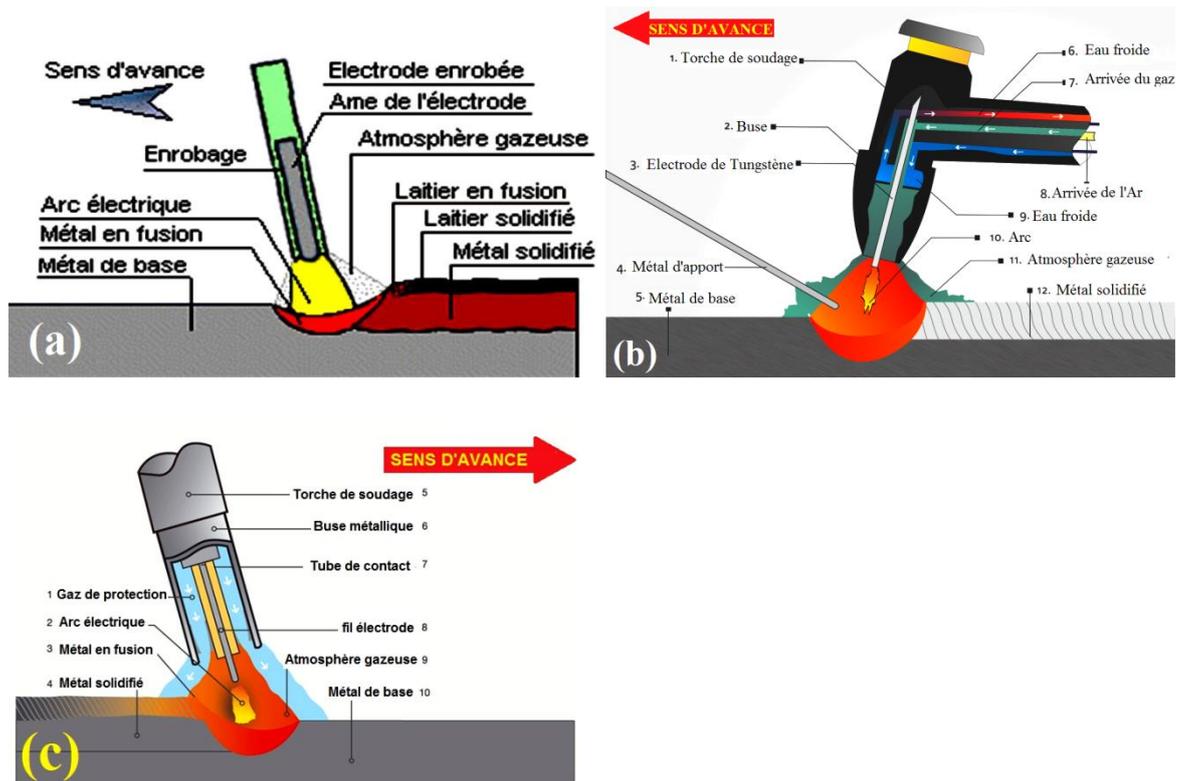


Figure I. 2: Procédé de soudage à l'arc électrique [1] (a) électrode enrobée, (b) TIG, (c) MIG. [5].

Pour le soudage hétérogène de l'acier avec un alliage d'aluminium, deux méthodes sont généralement utilisées : la première méthode est le TIG (Tungstène Inerte Gaz) où l'électrode est réfractaire, c'est-à-dire qu'elle est protégée par un mélange gazeux (Figure I.2-b-) [2]. Des études antérieures montrent que la méthode de soudage à l'arc la plus courante et le type de joint de soudure utilisés pour produire des soudures en aluminium et en acier sont le gaz inerte au tungstène (TIG) et la soudure par joint de recouvrement, respectivement [6, 7]. Le soudage TIG est plus favorable que le soudage au gaz inerte au métal (MIG) [8],

La seconde méthode est le MIG (Metal Inert Gas), elle fait usage de fil fourré. Le métal d'apport est fourni par l'électrode elle-même qui agit comme un fil fusible sous protection gazeuse [9]. La fusion est obtenue grâce à un arc électrique s'établissant entre le fil-électrode, continu et fusible, et le métal de base (Figure I. 2-c-).

Dans ce cas, les alliages d'aluminium constituent le matériau d'apport. Ce procédé est suivi afin de diminuer la température de soudage et donc contrôler la quantité de composés intermétalliques puisque c'est la nature de ces derniers qui déterminera la

résistance de l'interface Al / Fe. Les températures atteintes se situent en dessous de la température de fusion de l'acier de manière à ce que seul l'aluminium entre en fusion comme il a été noté dans les travaux de He et al. [10].

Zong et al. [11] présentèrent une étude sur les alliages d'aluminium nommés 2B50 et l'acier inoxydable (1Cr18Ni9Ti) qui ont été soudés par soudage MIG en utilisant du métal d'apport Al-Si (4043). Ils ont étudié l'effet de différents revêtements sur les apparences de la surface des soudures. Les résultats ont montré que le revêtement aluminisé avait une influence imparfaite pour améliorer l'apparence du cordon de soudure et qu'il y avait beaucoup de micro-fissures au milieu de la zone de liaison, toujours des zones de manque de fusion comme le montre la figure I.3. (a-b et c). En conséquence, la fracture s'est produite à l'interface entre la zone de fusion et le métal de base en acier, avec seulement une résistance à la traction de 60 MPa. Des bons joints dissimilaires entre un alliage d'aluminium et un acier galvanisé excellent ont été obtenus (figure.I.3.d), atteignant avec une résistance à la traction moyenne de l'assemblage 193,6 MPa.

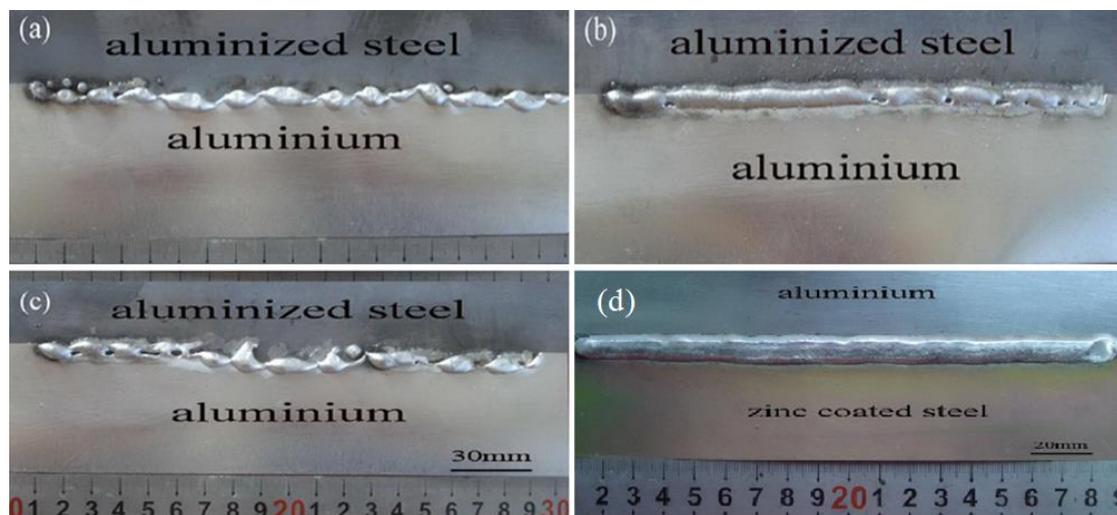


Figure I. 3: Micrographie des joints de soudure dissimilaires soudés par MIG ; (a-c) joints entre l'acier aluminisé / Al 2B50 fabriqués par différentes entrées de chaleur, (d) joint entre l'acier galvanisé / Al 2B50 [11].

Les travaux de Sierra et al. [12] montrèrent que de bon résultats ont été obtenus : une résistance à la traction jusqu'à  $300\text{ MPa}$  pour des assemblages dissimilaires soudés par TIG (aciers inoxydables avec métal d'apport Al-4%Si). Le problème majeur rencontré est l'importante quantité de chaleur produite qui conduit à la formation d'une épaisse couche d'intermétalliques, néanmoins ce problème est surmonté par l'augmentation de la vitesse de soudage (jusqu'à  $1\text{ m / min}$ ) [12].

Les travaux de Song et al. [13, 14] présentèrent le procédé de soudage TIG avec un métal d'apport d'Al-Si (figure I.4.) d'un joint dissimilaire d'alliage d'aluminium 5A06 et l'acier inoxydable ALSI321 de configuration bout à bout. Les auteurs ont étudié l'effet de la variation de la composition du métal d'apport sur les caractéristiques mécaniques, ils ont réussi à atteindre la valeur de  $172.5\text{ MPa}$  pour la résistance à la traction, ils ont conclu que c'est la différence de l'épaisseur de la couche intermétallique qui explique les variations de résistance.

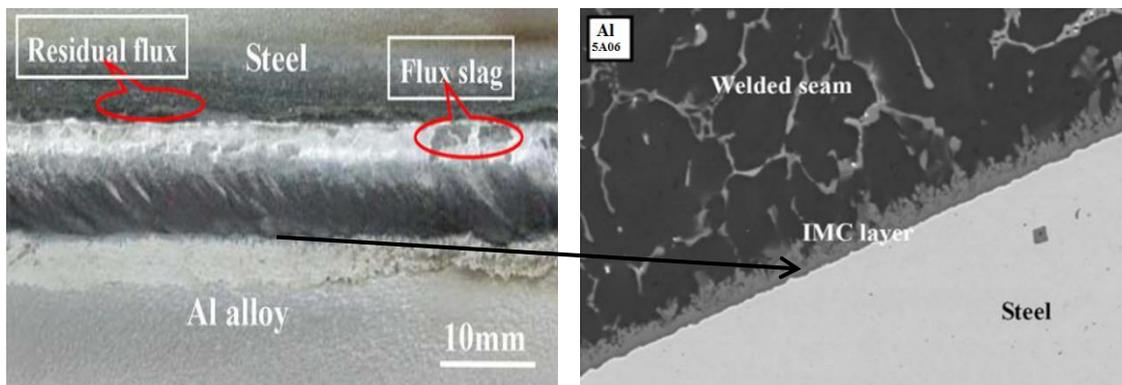


Figure I. 4: Section d'une soudure Al / Fe réalisée par procédé TIG [10].

Dans leurs travaux de Zheng Ye et al. [15] ont utilisé un nouveau procédé - soudage-brasage à double face MIG-TIG (DSAWB) (figure. I.5). Ce procédé a été appliqué pour assembler l'alliage d'aluminium AA5052 et l'acier à faible teneur en carbone Q235 d'une épaisseur de 3,0 mm. La microstructure et les propriétés mécaniques des joints ont été étudiés et comparées à celles de l'assemblage traditionnel de gaz inerte métallique (MIG). La résistance à la traction moyenne des joints DSAWB a atteint  $148,1\text{ MPa}$ , soit 2,5 fois celle des joints MIG traditionnels

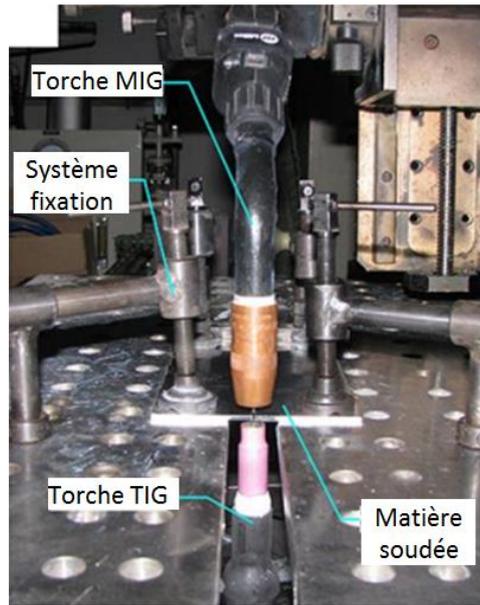


Figure I. 5: Assemblage du processus de soudage à l'arc à double face (DSAWB) [15].

### 1.3.1.2. Le soudage par faisceaux d'électrons

Le soudage par faisceaux d'électrons est un procédé de soudage par fusion où la chaleur est générée par un impact d'électrons émis et accélérés grâce à un canon à électrons. L'émission de ces électrons se fait sous vide. Les électrons sont focalisés et envoyés à grande vitesse sur les tôles à souder.

A l'endroit de l'impact des électrons incidents, la chaleur est produite par une transformation de l'énergie cinétique des électrons en énergie calorifique, le matériau peut fondre localement, c'est une fusion ciblée. Ce procédé permet d'obtenir des taux de pénétration élevés et donc souder des plaques d'épaisseur importante [16].

On peut souder des épaisseurs plus de 300 mm d'acier en passe. Cette technique à haute densité d'énergie (acier /aluminium) nécessite le pouvoir de contrôler le flux de chaleur et de le limiter (figure I.6.) [17].

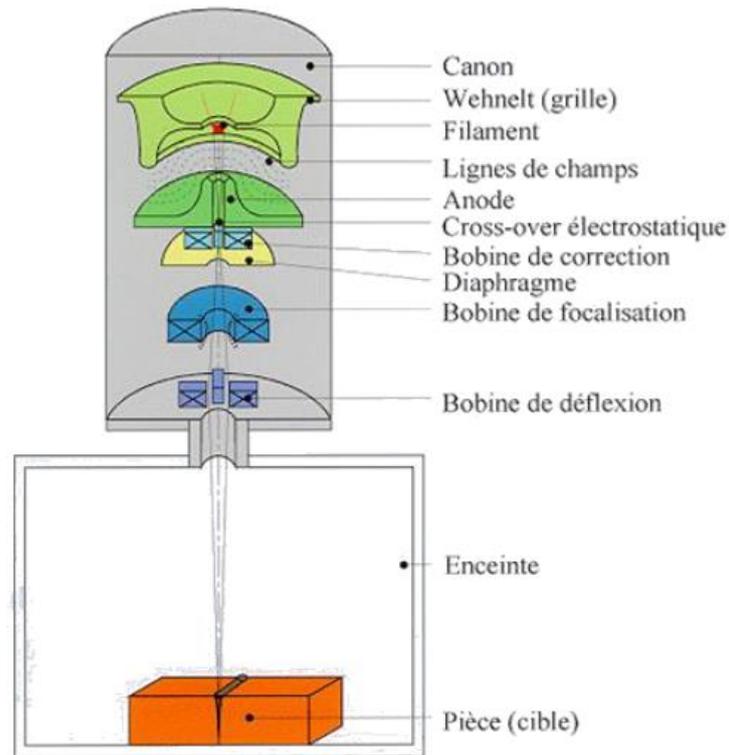


Figure I. 6: Schéma d'une machine à souder par faisceau d'électrons [17].

Bach et al. [18] il sont intéressés à cette technique (par faisceaux d'électrons) pour assembler des joints dissimilaires des alliages d'aluminium 6061 et A5182 avec un acier revêtu d'une couche de zinc de configuration recouvrement (figure .I.7), à résistance très élevée jusqu'à 210 MPa .

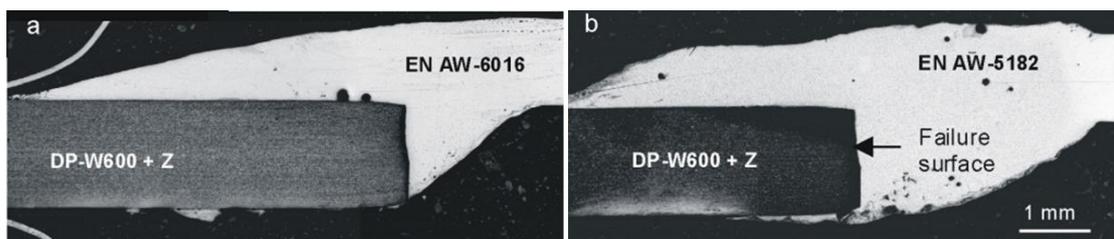


Figure I. 7: Soudage dissimilaire Al/ acier souder par faisceau d'électrons [18].

### 1.3.1.3. Le soudage par faisceaux laser

Le soudage par faisceaux laser est utilisé dans l'industrie automobile depuis quarante ans. En 1975, il fut installé un laser  $CO_2$  pour le soudage des composantes de transmission. De nos jours, les meilleures d'entreprise à travers le monde profitent des

avantages de ce procédé. Le soudage par faisceaux laser fournit une source de chaleur très concentrée comme le soudage par faisceau d'électrons (figure I.8.) [12].

Avec un faisceau focalisé et une densité d'énergie élevée qui permet d'obtenir un capillaire de vapeur (figure I.9 -a-). Avec un faisceau défocalisé pour lequel la densité d'énergie diminue inexorablement et l'apport calorifique se fait généralement par conduction thermique. (Figure I.9-b-).

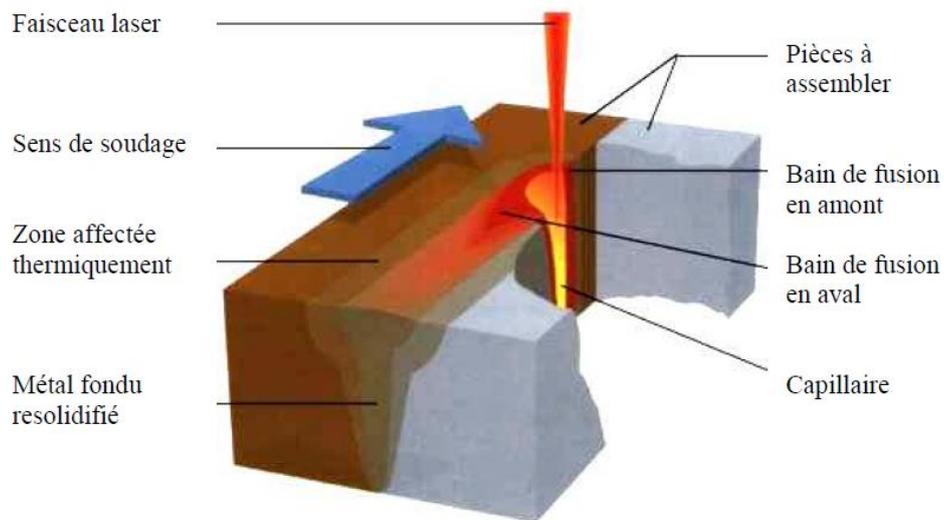


Figure I. 8: Le soudage par laser [19].

Le soudage par faisceau laser est une technique à haute densité d'énergie. On peut distinguer deux régimes de fonctionnement du laser (Figure I.8.) :

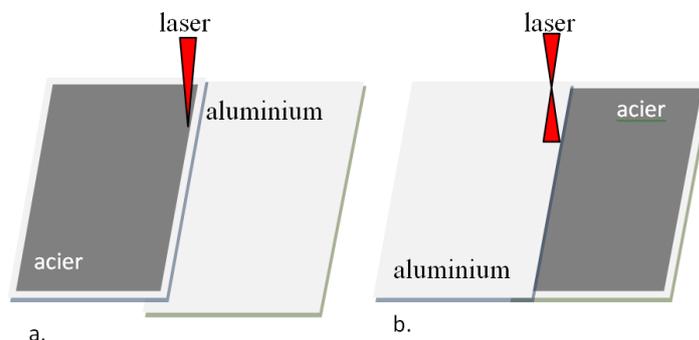


Figure I. 9: Procédé de soudage par faisceaux laser ; a : laser focalisé. b : laser défocalisé [12].

Concernant le soudage dissimilaire (aluminium avec acier) par un faisceau laser, des études ont été réalisées pour les deux configurations. Katayuma et al. [20] avaient testé deux configurations d'assemblages en transparence où l'acier peut être placé soit au-dessus de l'aluminium, soit en dessous, les deux métaux rentrent en fusion lors du passage du faisceau.

- a) Pour la première configuration, où un exemple est présenté sur la figure I.10.
  - a. Ces auteurs montrent qu'au-delà d'une certaine pénétration supérieure ou égale à 0.3 mm du bain de fusion dans l'aluminium lorsque la plaque d'acier est située au-dessus du dispositif, des fissures apparaissent à la périphérie du joint.
  - b) Dans le cas de la configuration (b) (Figure I.10. b), l'acier est placé au-dessus de l'alliage aluminium, l'aluminium entre en fusion grâce à une conduction thermique de la plaque d'acier. Les résultats de Sierra et al. [21] mettent en évidence un nombre important de fissures dans le joint (Figure I.10. b) et une croissance limitée des phases intermétalliques fragiles.

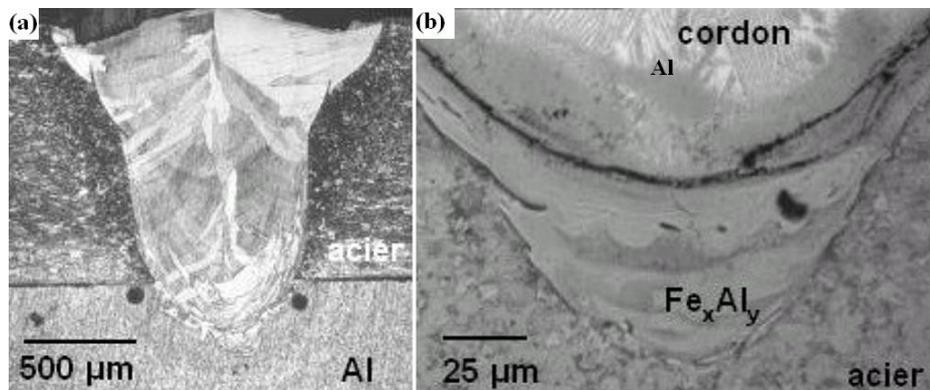


Figure I. 10 : Coupes transversales de soudures: a) Fe sur Al , b) Al sur Fe [21].

Le deuxième régime, où le faisceau laser est défocalisé sur l'acier, la température de soudage est inférieure et l'acier reste à l'état solide et la fusion de l'aluminium placé en-dessous, et ce-ci grâce à la chaleur transportée par conduction à travers l'acier [22, 23]. Si l'acier est placé au-dessus de l'alliage d'aluminium, l'aluminium rentre en fusion grâce à la conduction thermique de la plaque d'acier.

Kwang-Jin et al. [24] ont effectué des assemblages dissimilaires à l'aide d'un faisceau laser défocalisé pour une plaque d'alliage d'aluminium A6111 de 1,2 mm d'épaisseur et une plaque d'acier à faible teneur en carbone (SPCC) de 1,0 mm d'épaisseur (figure I.11.) . Le faisceau laser défocalisé a été appliqué sur la surface supérieure de la plaque SPCC et le faisceau a été déplacé dans différentes conditions de soudage. Une résistance améliorée est obtenue lorsque l'interface de soudure est recouverte d'une couche IMC mince (environ 1 µm d'épaisseur) et continue.

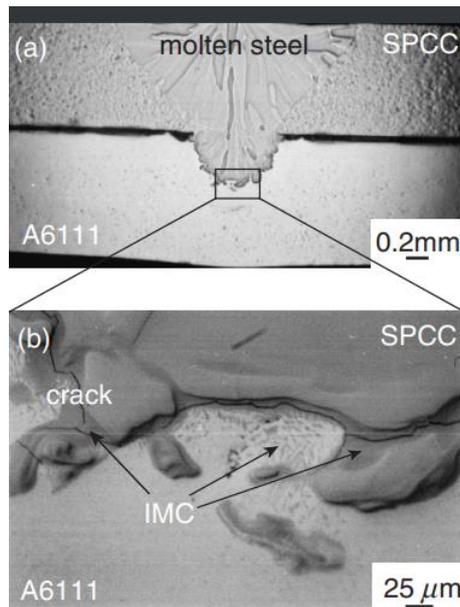


Figure I. 11: Joint dissimilaire soudé par faisceau laser défocalisé [24].

#### 1.3.1.4. Soudage par résistance

Le soudage par résistance a été inventé par E. Thomson en 1877. Il reprend le principe du soudage par forgeage [1]. Il existe d'autres techniques qui reposent sur le même principe : le soudage par bossage, le soudage en bout, le soudage à molette. L'augmentation de température est obtenue par effet Joule. La quantité de chaleur générée par cet effet est exprimée suivant la loi de Joule :

$$E = R.I^2.t \quad (1.)$$

Où :

E : Quantité de chaleur dégagée en joule [j].

R : Résistance électrique du conducteur exprimée en ohm [ $\Omega$ ].

I : Intensité du courant électrique exprimé en ampère [A].

t : Temps de passage du courant électrique exprimé en seconde [ s ].

En soudage par résistance, une force est appliquée pour maintenir les pièces à souder en contact (voir Figure I.12.). Un courant est alors imposé à travers les pièces au moyen d'électrodes. Il y a échauffement des interfaces et des volumes par effet Joule. L'action combinée de la force et de la température permet la réalisation du soudage.

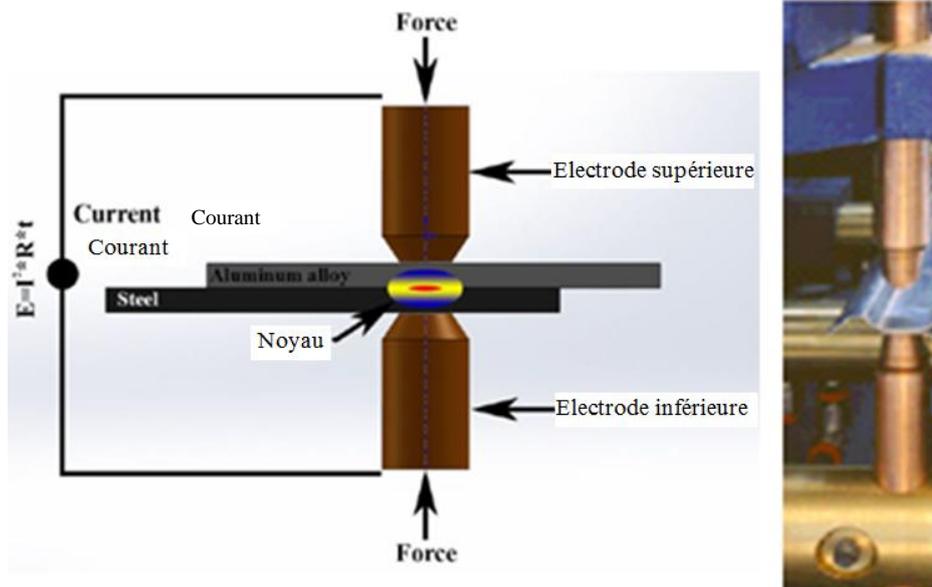


Figure I. 12: Schéma de principe du procédé de soudage par résistance [25].

Pour le soudage acier /aluminium en soudage par point, les études réalisées ont généralement été effectuées avec insert acier / aluminium calaminé [26]. Ces travaux montrent un bain de fusion présent uniquement dans l'alliage d'aluminium [27]. L'épaisseur de l'intermétallique est inférieure à  $10\mu\text{m}$ . Ogawa et al. [28-30] avaient effectué des essais d'arrachement assez concluants ils ont obtenu une résistance d'assemblage qui avoisine les 40 MPa.

Pour une plaque de recouvrement en acier, dans les travaux de Lihu Cui et al. [25, 31-33], il a été montré qu'avec l'augmentation du courant de soudage, le diamètre noyau

d'articulation augmente, et que la charge de cisaillement augmente dans un premier temps puis elle diminue ; et qu'une charge maximale au cisaillement par traction de 1.5 kN est obtenue avec un courant de soudage d'intensité 12 kA (Figure 1.13) [34].

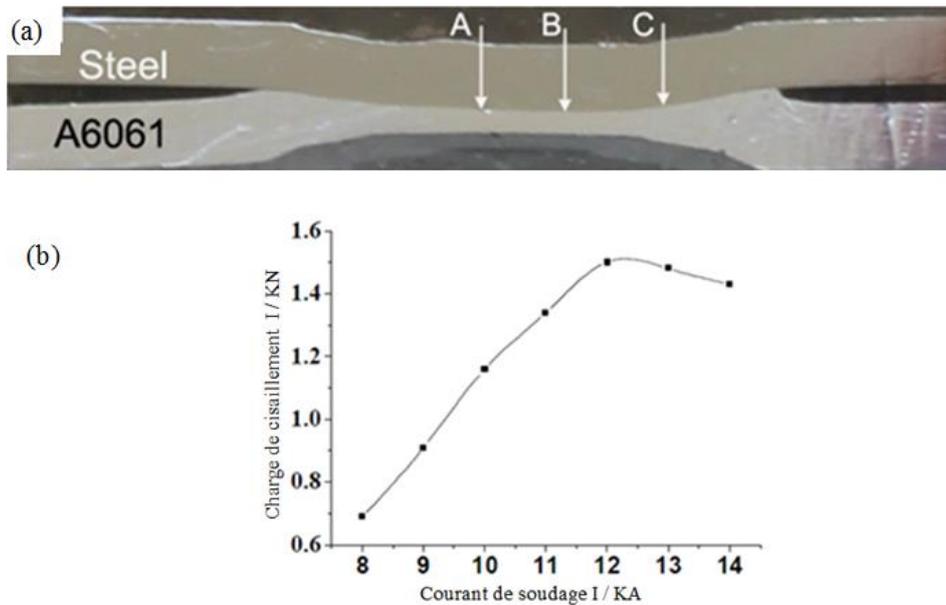


Figure I. 13: Soudure Al / Fe réalisée par résistance (par point) : (a) apparence de la section croisée du joint-soudé, (b) effet du soudage par courant sur la résistance [34].

## 1.4. Soudage à l'état solide

Le soudage à l'état solide est une classe des procédés dans lesquels deux surfaces sont jointes sans la fusion du métal de base (ou /et) l'ajout d'un métal d'apport fondu. Les procédés de soudage en phase solide ont été développés avant ceux passant par une phase liquide à cause de l'exigence de l'apport d'énergie moins important comparés aux autres procédés. Un exemple bien connu est le soudage par forgeage qui était utilisé dans la fabrication d'armes déjà dans les temps très reculés.

### 1.4.1.1. Soudage par diffusion

Dans ce procédé opérant en phase solide de manière statique, les pièces sont maintenues en contact sous un effort donné et sont réalisées à une température précise pendant un temps défini. Il y a déformation plastique locale des surfaces et, du fait du

contact intime de celle –ci, la diffusion des atomes entre les pièces à assembler permet d’obtenir la continuité de la matière (figure 1.14).

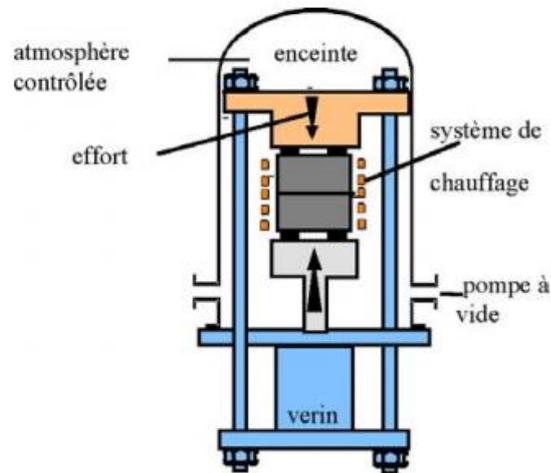


Figure I. 14: Schéma de principe de soudage par fusion.

Ce procédé peut être réalisé pour des soudures homogènes mais également pour des soudures hétérogènes notamment entre un acier et un alliage d’aluminium [27].

Les travaux de Kuroda et al. [35] ont été consacrés au soudage par diffusion dissimilaire des alliages Al-6061 avec un acier SUS316 afin de déterminer si l’alliage d’aluminium et les aciers inoxydables peuvent être jointes de cette manière. La liaison par diffusion a été effectuée sous vide à des températures de 723-848 K et une pression de 9,8 MPa. SEM investigations ont montré que forme une couche de réaction à l’interface A6061 / SUS316 d’environ 1 à 2 microns, la résistance à la traction des joints portée à environ 200 MPa. des composés intermétalliques tels que  $Fe_2Al_5$  et  $FeAl_3$  ont été détectés. Hirose et al. [36, 37] présentèrent des résultats de résistance en traction de l’ordre de 130 [MPa], entre alliage 6061 et acier, et des épaisseurs de couche intermétallique ont été réduite en quelque micromètres. Calderon et al [38] ont étudié l’assemblages acier inoxydable du type 316 (figure I.15) et qui ont été soudés par diffusion à deux alliages d’aluminium (1100 et 6061) et à 99,999% d’aluminium pur.

Cependant, ces méthodes ne sont pas largement utilisées dans la production pratique de l'industrie, car la taille et la forme de ces joints à l'état solide sont extrêmement restreintes, les conditions du processus sont compliquées et l'équipement coûte cher.

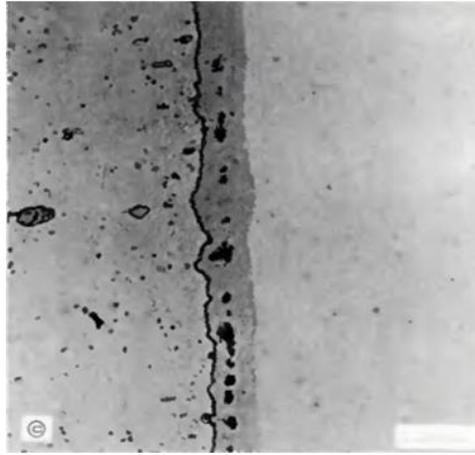


Figure I. 15: Joint dissimilaire Al / acier soudé par le procédé de soudage par diffusion [38].

#### **1.4.1.2. Soudage par friction**

Le soudage par friction est obtenu grâce à l'échauffement des deux matériaux à assembler, souvent des pièces de section circulaire. Un flux de chaleur est généré par conversion de l'énergie mécanique en énergie thermique. Généralement, l'une des pièces est en rotation alors que la deuxième reste statique. La figure 1.16 présente une machine de soudage par friction ayant une morphologie très simple et des avantages intéressants et appréciés dans les ateliers de construction mécanique [39].

On note que la qualité de la soudure dépend de plusieurs paramètres : la vitesse de rotation de l'outil, le temps de friction, et la pression exercée. L'avantage d'un tel procédé est qu'il n'y a pas de métal d'apport et qu'il permet de souder des matériaux dissimilaires, de plus, sa mise en œuvre est assez facile.

De nombreuses études [40-47] ont été réalisées sur le soudage hétérogène de l'acier avec l'aluminium pur ou en utilisant ses différents alliages, par friction rotative (Figure I.17).

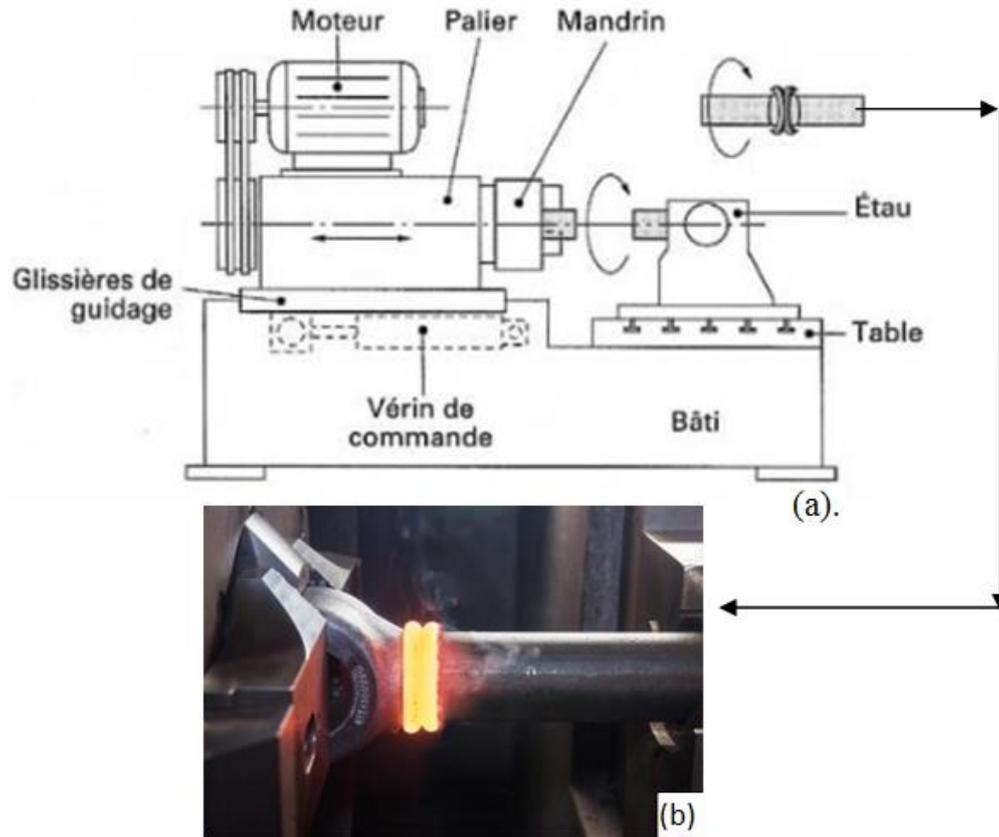


Figure I. 16; Soudage par friction (a) schéma d'une machine de soudage par friction, (b) exemple de soudage pour la fabrication des vérins hydrauliques.



Figure I. 17: Macrographie de soudage par friction AA6061-AISI 4340 [47].

Ces recherches ont démontré qu'il est possible d'atteindre des résistances mécaniques équivalentes à celle des matériaux de base (résistance mécanique en traction de 300 MPa pour un alliage 6061 et de 380 MPa pour un alliage 2017[40, 48], Ces résultats sont dus au fait que l'épaisseur de la couche de l'intermétallique est très mince, pour des paramètres opératoires optimisés.

Rombaut et al. [49] avaient réalisé des soudures par friction des alliages d'aluminium de différentes nuances et l'acier. Ils avaient remarqué que l'épaisseur de la couche IMC avait augmenté presque proportionnellement avec le temps de friction avec un taux en fonction du type d'alliage d'aluminium. Ces auteurs ont noté une augmentation de la pression de friction ce qui améliore la vitesse de croissance de la couche IMC, et que cette couche était constituée de particules granulaires aléatoirement distribuées (Figure I.18.).

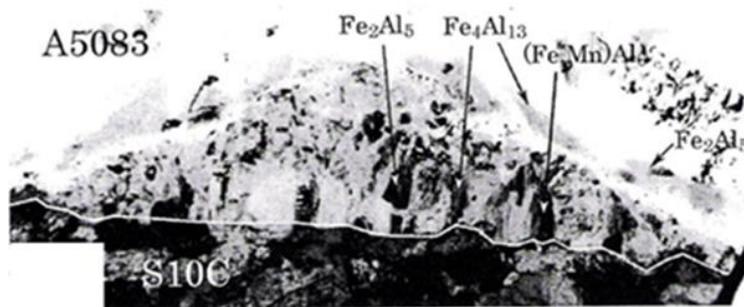


Figure I. 18: Joint dissimilaire A5083 / S10C obtenu par le soudage par friction : composés intermétalliques à l'intérieur de la couche IMC d'après l'analyse EDS de la soudure [49].

Malgré le succès de ce procédé de soudage, il peut engendrer plusieurs types de défauts tel que : fissures, caries ou porosités. Selon les paramètres de soudage utilisés, différentes formes de couches intermétalliques ont pu être observées. La figure (I.19.) représente les formes les plus courantes [49].

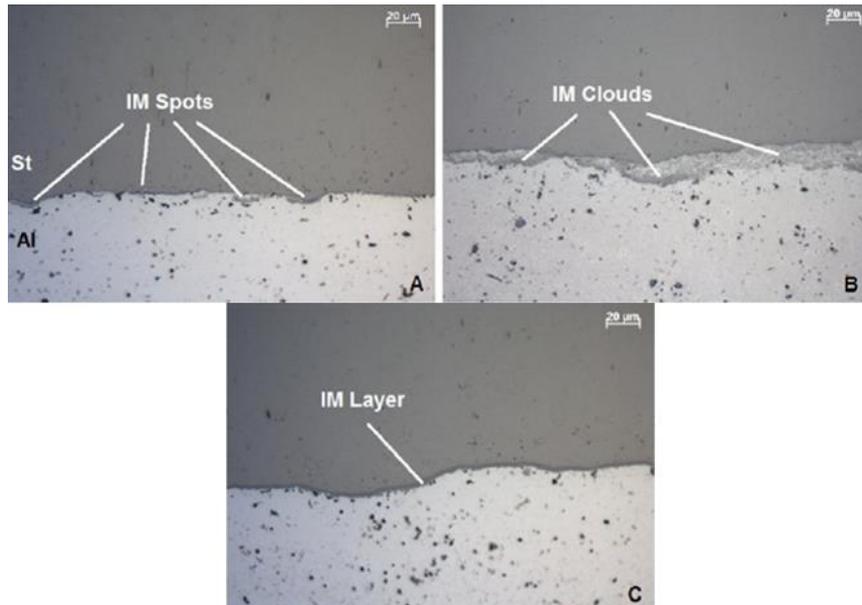


Figure I. 19: Différentes formes de couches intermétalliques dans une soudure : (a) taches intermétalliques, (b) poussière de intermétallique, (c) couche intermétallique [49].

### 1.4.1.3. Soudage par friction-malaxage

Le soudage par friction malaxage, présenté sur la (figure I.20.), un outil en rotation génère un flux de chaleur grâce à la friction de celui-ci avec les matériaux à assemblée. L'outil est muni d'un épaulement et d'un pion qui permet de malaxer et drainer les métaux. Une pression est exercée pour que la puissance totale mécanique soit suffisamment grande. Cette puissance se transforme en chaleur et élève la température des matériaux, d'une part grâce à la friction et, d'autre part, grâce aux déformations plastique subies par ceux –ci. L'outil est incliné d'un angle de 0.5 à 5 par rapport à la verticale.

Beaucoup d'études [50-62] ont été réalisés pour l'assemblage l'acier et l'aluminium avec ce procédé de soudage. Un état de l'art plus approfondi sur le soudage par friction malaxage sera présenté dans le (chapitre -II-).

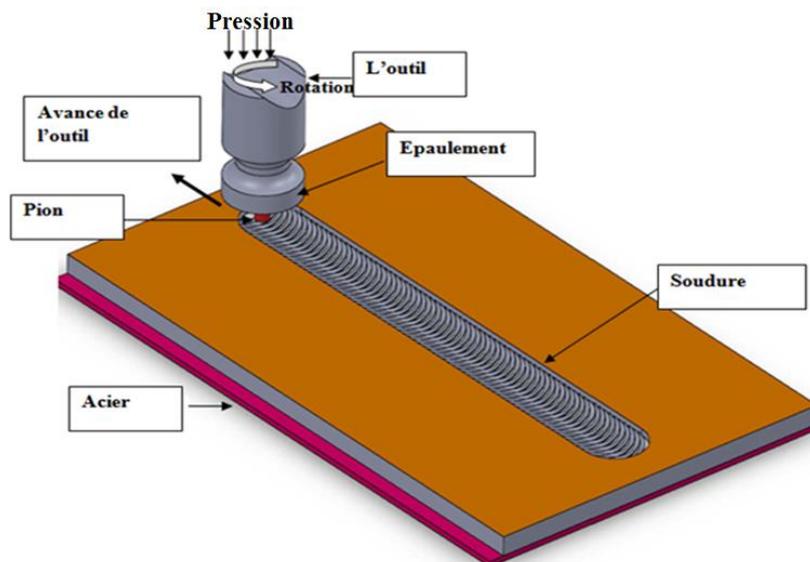


Figure I. 20: Schéma du procédé de soudage par friction malaxage [63].

#### 1.4.1.4. Soudage par ultrason

Les ultrasons sont des ondes acoustiques de hautes fréquences (20 à 50 kHz) qui transmises à un matériau le font vibrer. Il s'agit d'un procédé de soudage à froid en phase solide où les atomes des surfaces à assembler se combinent entre eux sous l'effet de forces d'attraction interatomiques. L'assemblage se fait par recouvrement, les pièces sont serrées l'une contre l'autre entre une « *enclume* » et une « *sonotrode* » qui produit des vibrations transversales, ainsi que des frictions localisées qui découpent les surfaces et élèvent la température jusqu'à la formation de la soudure. Le procédé est élément important sont schématisés sur la Figure I.21. Ce procédé permet l'assemblage homogène et hétérogène de métaux faible épaisseur ainsi que celui des matières plastiques.

Pour l'assemblage de l'aluminium avec l'acier, on signale que dans les travaux de Tsujino et al. [64], des joints de soudures dissimilaires acier /aluminium, ont été réalisés, en configuration bout à bout par ultrasons à 15 kHz avec une source de vibration de type Langevin appliquant huit PZT boulonnés serrés et 50 kW à induction statique amplificateur de puissance à thyristors. Ils ont obtenu un joint de soudure qui a une résistance à la traction de l'ordre de la résistance de l'aluminium de base. Tsujino et al. n'ont malheureusement pas réalisé d'étude métallographique qui aurait

permis de mettre en évidence la présence éventuelle de phases intermétalliques dans les joints obtenus.

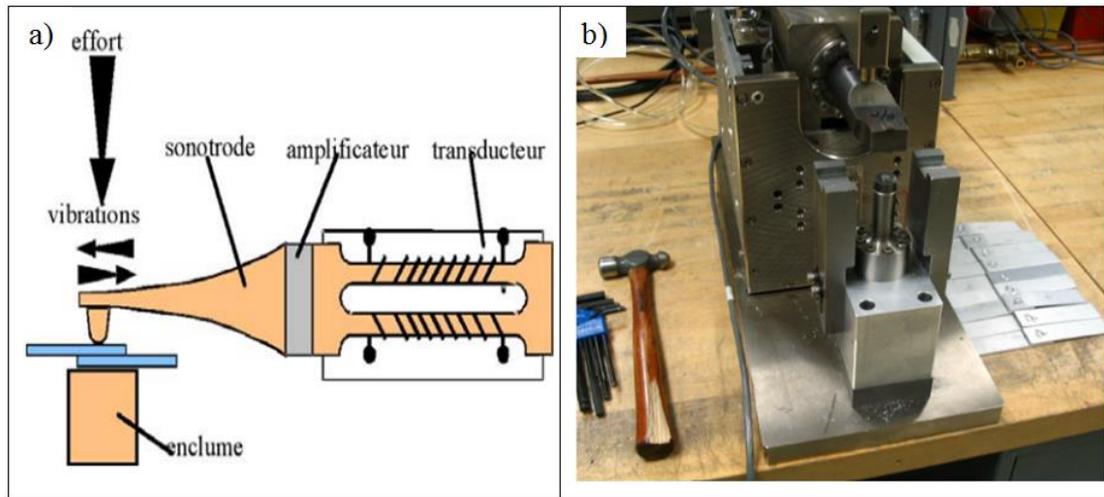


Figure I. 21: Soudage par ultrasons :a) schéma du procédé b) machine de soudage [65].

Watanabe et al. [66] Avaient effectué un soudage par ultrasons entre une tôle d'acier doux SS400 et un alliage d'aluminium A5052 (Figure I.22.) . Dans cette investigation, les auteurs avaient étudié l'influence des conditions de soudage par ultrasons sur les propriétés mécaniques et la microstructure de l'interface d'un joint, et avaient examiné l'effet de l'intermétallique pour améliorer la résistance du joint. Les principaux résultats obtenus dans cette étude sont : la résistance du joint soudé pour un temps de soudage de 3,0 s, avait diminué en raison de la formation du composé intermétallique  $Fe_2Al_5$  à l'interface. En utilisant comme métal d'insertion de l'aluminium commercial pur, la résistance du joint a été amélioré avec succès et la résistance de la soudure était environ trois fois plus grande que celle du joint sans que le métal d'insertion.

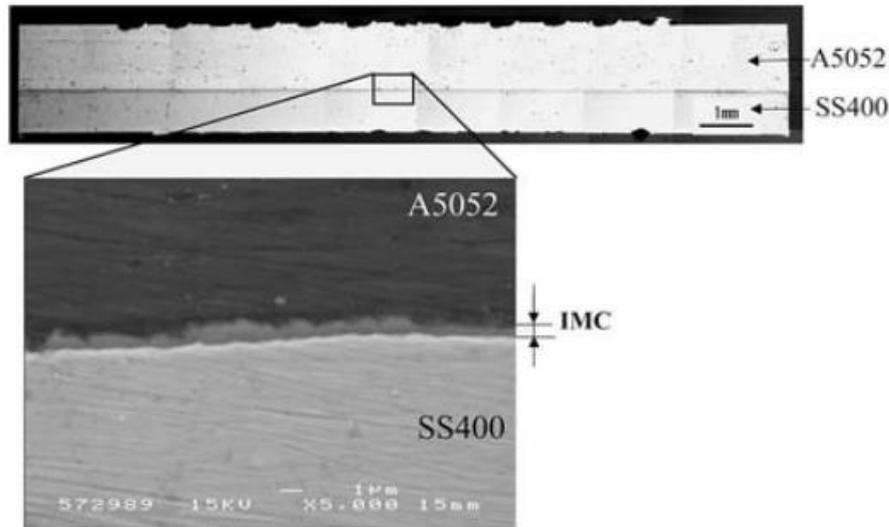


Figure I. 22 : Observation de l'interface dans le joint A1050 / SS400 soudé par ultrasons [66].

#### 1.4.1.5. Soudage par impulsion magnétique

Soudage par impulsion magnétique (Magnetic Pulse Welding) est un procédé basé sur l'utilisation de forces électromagnétiques. Etant donné que ces techniques ne font pas usage de chaleur pour réaliser l'assemblage (Figure I.23.), elles offrent d'importants avantages par rapport aux techniques conventionnelles de soudage [67].

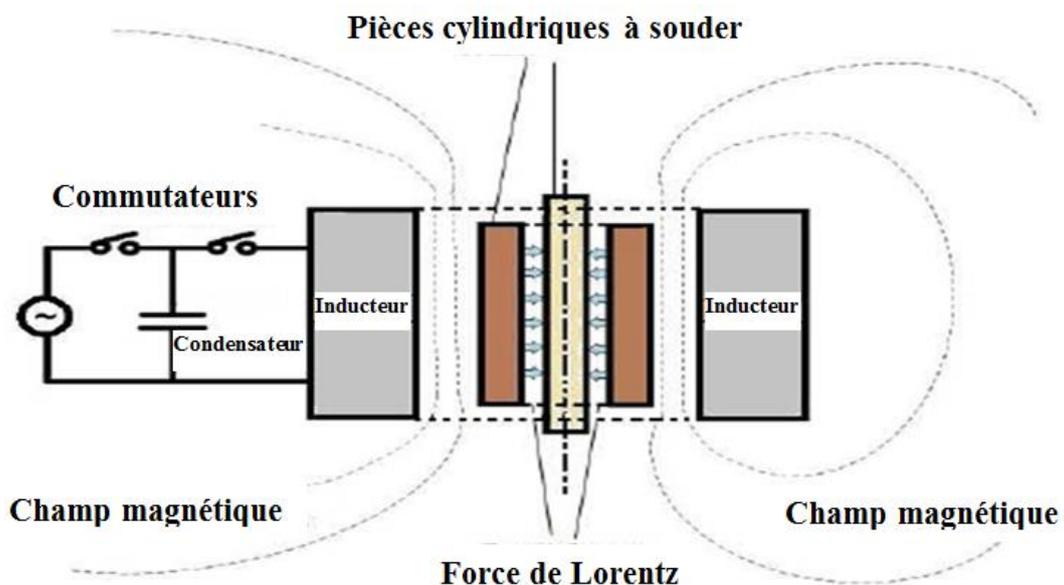


Figure I. 23:Principe de soudage par impulsion magnétique.

Pour l'assemblage de l'aluminium avec acier, dans leurs travaux de T. Aizawa et al. [68] avaient soudé des alliages d'aluminium (A1050, A2017, A3004, A5182, A5052, A6016, et A7075) et à l'acier (SPCC), par le soudage par impulsions magnétiques (Figure I.24. -a-) [68], il a été montré que la résistance à la traction maximale de cisaillement de l'échantillon soudé possède également la même que la valeur du métal de base plus faible. On peut signaler que les tôles conservent leurs propriétés d'origine, avec absence des problèmes liés à la zone affectée thermiquement pendant le processus de soudure, et que la zone soudée est plus forte que les métaux les plus faibles de base, enfin un échec a eu lieu en dehors de la zone soudée pour ces combinaisons. La rupture est toujours dans le métal le plus faible et à l'extérieur de la zone soudée, comme le montre la figure 1.24-b-.

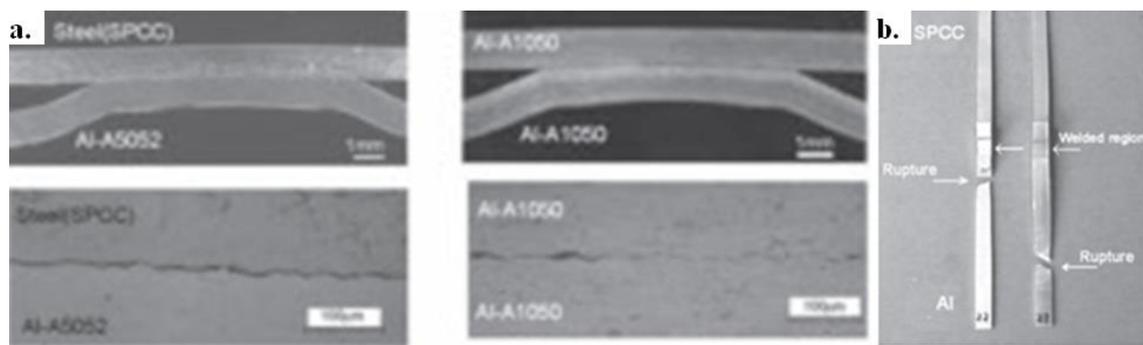


Figure I. 24: Soudage par impulsion magnétique AL / Fe ; a) La microstructure d'interface joint A1050/A1050 et A5052/SPCC. b) le mode rupture de joint soudé SPCC / Al [68].

Dans les travaux de Manogaran et al. [69] une approche innovante a été développée. C'est-à-dire le soudage par impulsion magnétique par point des joints aluminium / acier (Figure I.25.). Il a été conclu que c'est un procédé de soudage très rapide (temps de travail dure quelques microsecondes), il peut être appliqué aux joints homogène et hétérogène du couple Al/Fe, et que les couches intermétalliques ne se forment qu'autour des interfaces ondulées, elles sont très minces (de l'ordre 2-5  $\mu\text{m}$ ).

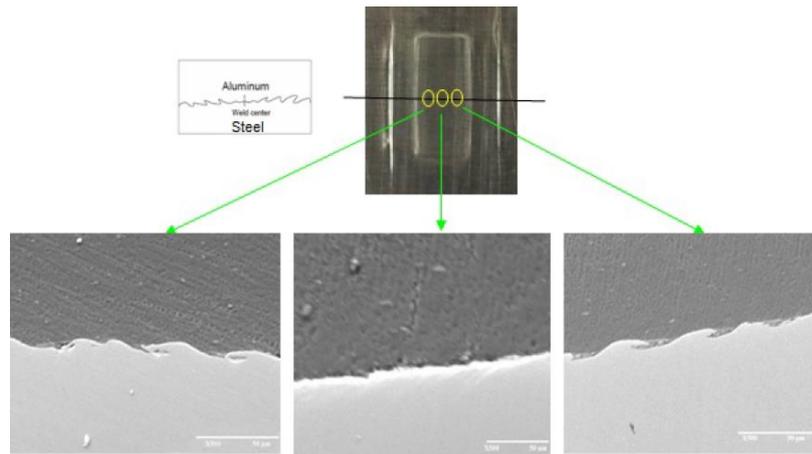


Figure I. 25: Analyse micrographique à l'aide SEM d'un joint soudé par impulsion magnétique Al / Fe [69].

Certains auteurs comme Kwang-Jin Lee et al. [70] avaient soudé des joints dissimilaires de l'acier à bas carbone (SPCC) avec un alliage d'aluminium 61611. Ce travail avait été réalisé en utilisant la méthode de soudure de pression magnétique de configuration joint recouvrement (figure I.26). La couche intermédiaire multi-phases et couche d'aluminium à grains raffinés sont considérées comme l'origine d'interfaciale à haute résistance de liaison du joint de recouvrement.

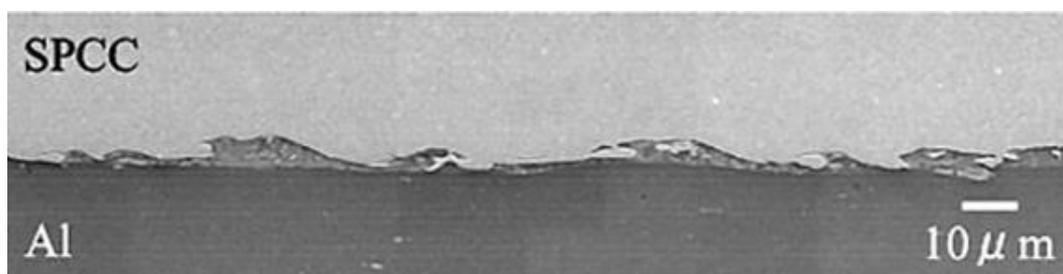


Figure I. 26: Soudage par pression magnétique acier / aluminium : a. micrographies MEB de l'interface de soudure avec couche intermédiaire [70].

Parmi les résultats obtenus par S. D. Kore et al. [71] une haute résistance au cisaillement a été signalé en raison de la plus grande pénétration du champ magnétique dans le centre de la zone de liaison.

#### 1.4.1.6. Soudage par explosion

Le soudage par explosion utilise l'énergie libérée par une charge d'explosion pour provoquer entre deux surfaces à assembler une collision dirigée de telle sorte que la

ligne de contact se déplace régulièrement pendant l'explosion. L'explosion projette violemment le revêtement sur le support et un mince jet de métal plastifié jaillit en précédant le fond de contact (Figure I.27.).

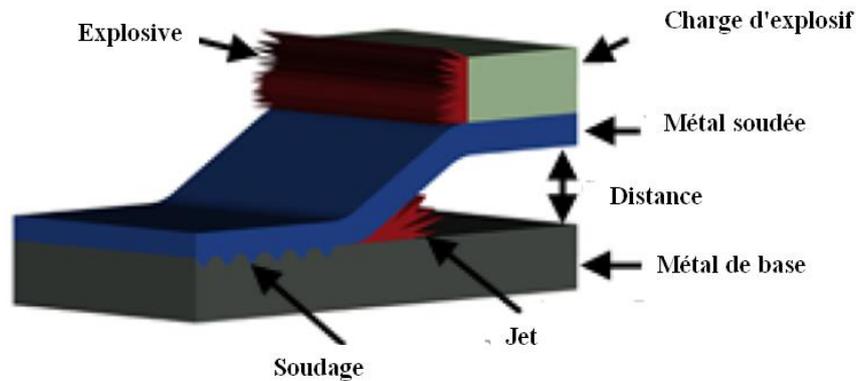


Figure I. 27: Schéma du procédé de soudage par explosion [72].

Le soudage par explosion est utilisé dans de nombreuses industries :

- ✓ Equipement de procédé chimique tel que les récipients sous pression, réacteurs, échangeurs de chaleur.
- ✓ Tuyaux cryogéniques joints de transition.
- ✓ Pour la fabrication des matériaux plaqués, le soudage de tubes sur les plaques tubulaires et la fabrication bimétalliques. Le placage par explosion ne s'applique qu'aux liaisons difficiles: métaux métallurgiquement très dissemblables (Al - acier), métaux altérables à chaud (Ti -Ta - Zr), pièces ne supportant pas le laminage, soit à cause de leur forme, soit à cause de la fragilité du support. Ce procédé permet d'arracher les impuretés et les oxydes superficiels [73] pour obtenir des soudures de bonne qualité comme le montre Figure I.28.
- ✓ Construction navale et marine bimétalliques transition joints sont les plus anciennes applications du soudage par explosion. Dans la construction navale de tôles entières de trois matériaux sont soudées par explosion. Les tôles sont un acier doux, un aluminium commercialement pur pour faire la transition, puis d'un alliage d'aluminium 5083. Elles sont ensuite découpées (figure1.29) [74].

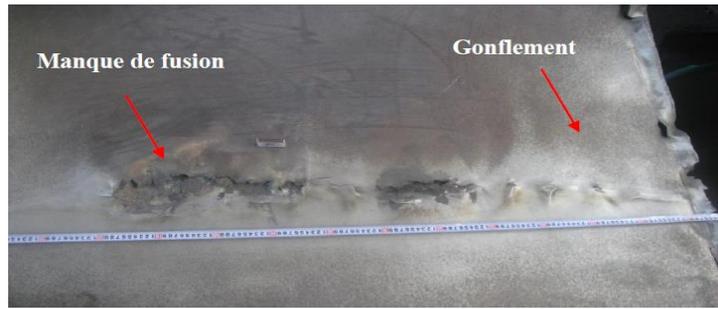


Figure I. 28: Défaut de manque de fusion au stade initial et arrachement local du matériau de placage [73].

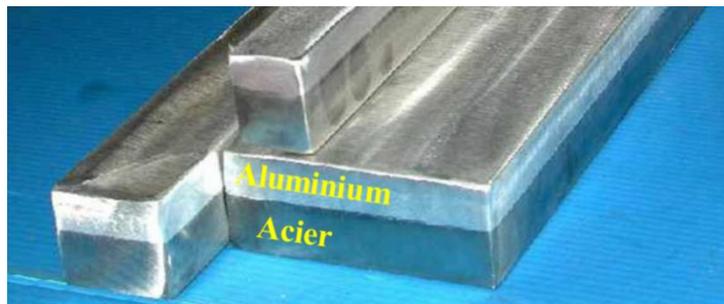


Figure I. 29: Assemblage par explosion Al / Fe [74].

Findik et al. [75] se sont intéressés à la fabrication bimétalliques à partir d'un acier faiblement allié à haute résistance (1,45 Wt.% Mn-0,2 Wt.%) et de l'acier à double phases reliée à un alliage d'aluminium, séparément par le soudage par explosion, ils ont rapporté que les efforts de cisaillement sont de l'ordre de 420 MPa et 720 MPa (Figure I.30).

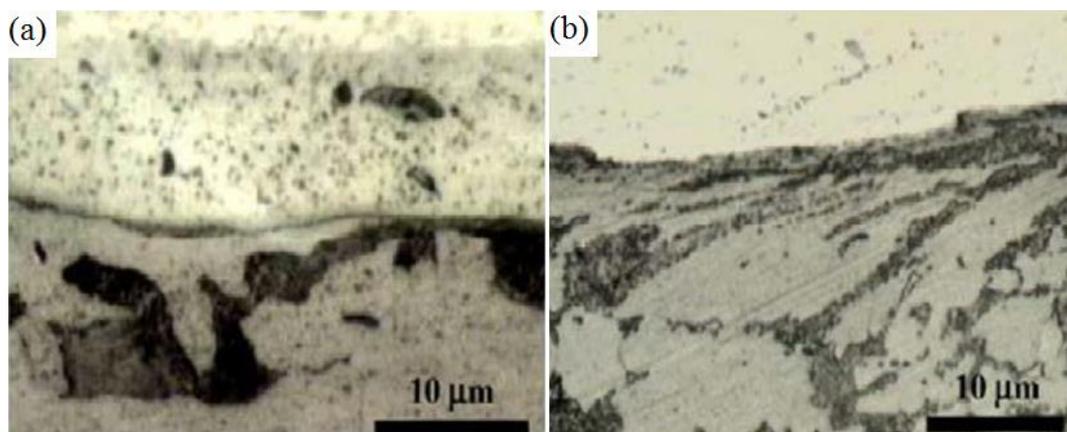


Figure I. 30: Microstructures de soudage par explosion : (a) acier haute résistance faiblement allié à l'aluminium (b) l'aluminium / l'acier à double phase [75].

Han et al. [76] avaient étudié les effets de l'épaisseur de la couche intermédiaire d'aluminium AA1050 sur la morphologie d'interface et le comportement à la déformation au cisaillement des tôles d'acier SS41 et d'un alliage d'aluminium AA5083 soudée par explosion. Il a été montré qu'une nouvelle couche (zone interfaciale) s'est formée à la limite (AA1050 / SS41) et irrégulière (figure I.31). L'épaisseur de AA1050 la plus mince (0,2 mm) a montré la plus haute résistance au cisaillement de l'ordre de 90 MPa et des composés intermétalliques de composition  $FeAl_3$ , se sont formés dans une zone d'épaisseur comprise entre 10 et 20  $\mu\text{m}$ .

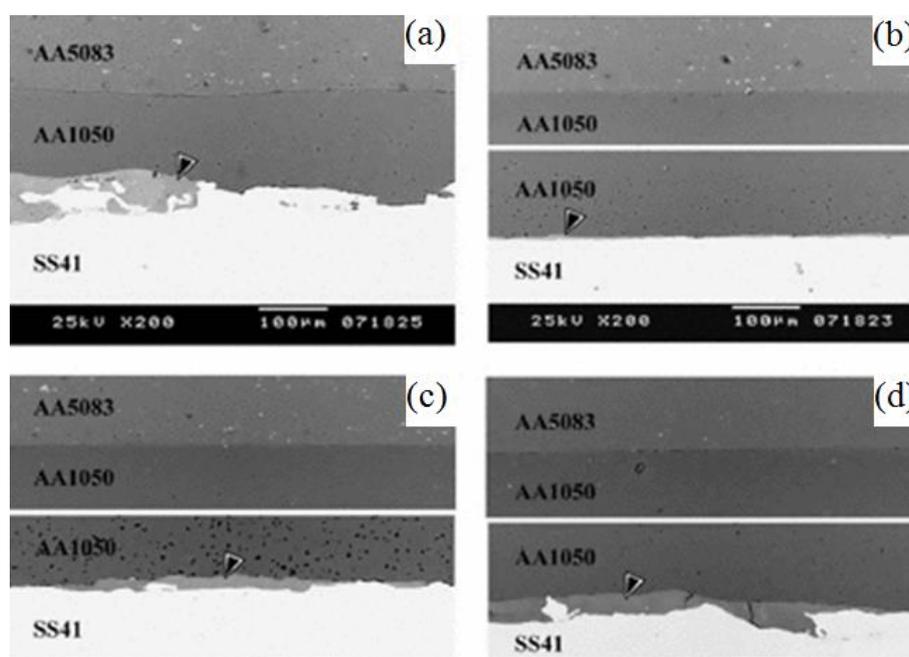


Figure I. 31: Microstructure des échantillons soudés par explosion, pour différentes épaisseurs de la couche intermédiaire : (a) de 0,2 mm, (b) 0,5 mm, (c) de 1,0 mm, et (d) de 2,0 mm [76].

### 1.5. Conclusion partielle :

Le soudage par friction malaxage présente beaucoup d'avantages par rapport aux différents procédés évoqués précédemment, tels que la facilité de mise en œuvre et la basse relative de la température de soudage (inférieure à la température de fusion), tout en restant compétitif du point de vue de la vitesse du soudage et des géométries des pièces à souder vis à vis aux procédés de soudage par fusion. Dans la suite de notre travail, nous avons focalisé notre intérêt sur le procédé de soudure par friction-malaxage (FSW).

## Références bibliographiques

1. Cazes, R., *Procédés de soudage: Principes généraux et critères de choix*. Techniques de l'ingénieur. Génie mécanique, 1995(B7700): p. B7700. 1-B7700. 6.
2. Murry, G., *Soudage et soudabilité métallurgique des métaux*. Techniques de l'ingénieur. Matériaux métalliques, 1994(M715): p. M715. 1-M715. 35.
3. Blondeau, R., *Procédés et applications industrielles du soudage*. Hermès Science publication, Paris, 2001.
4. Perry, N., *Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables*, 2000, Ecole Centrale de Nantes (ECN)(ECN)(ECN)(ECN).
5. Centre technique des industries, m., *Mécanosoudage : conception*1989, Senlis, Oise: CETIM.
6. Borrisutthekul, R., et al., *Feasibility of using TIG welding in dissimilar metals between steel/aluminum alloy*. Energy Research Journal, 2010. **1**(2): p. 82-86.
7. Dong, H., et al., *Dissimilar metal joining of aluminum alloy to galvanized steel with Al-Si, Al-Cu, Al-Si-Cu and Zn-Al filler wires*. Journal of Materials Processing Technology, 2012. **212**(2): p. 458-464.
8. Mathers, G., *The welding of aluminium and its alloys*2002: Woodhead publishing.
9. Davis, L. and M. Sc, *An introduction to welding fluxes for mild and low alloy steels*1981: Welding Institute.
10. He, H., et al., *Strength prediction of aluminum–stainless steel-pulsed TIG welding–brazing joints with RSM and ANN*. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2014. **27**(6): p. 1012-1017.
11. Zhang, H. and J. Liu, *Microstructure characteristics and mechanical property of aluminum alloy/stainless steel lap joints fabricated by MIG welding–brazing process*. Materials Science and Engineering: A, 2011. **528**(19): p. 6179-6185.
12. Sierra, G., *Etude métallurgique et mécanique de l'assemblage hétérogène acier/aluminium par les procédés laser et TIG*, 2006, Montpellier 2.
13. Song, J., et al., *Effects of Si additions on intermetallic compound layer of aluminum–steel TIG welding–brazing joint*. Journal of Alloys and Compounds, 2009. **488**(1): p. 217-222.
14. Song, J., et al., *Spreading behavior and microstructure characteristics of dissimilar metals TIG welding–brazing of aluminum alloy to stainless steel*. Materials Science and Engineering: A, 2009. **509**(1): p. 31-40.
15. Ye, Z., et al., *Microstructure and mechanical properties of 5052 aluminum alloy/mild steel butt joint achieved by MIG-TIG double-sided arc welding–brazing*. Materials & Design, 2017. **123**: p. 69-79.
16. Rathod, M. and M. Kutsuna, *Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding*. WELDING JOURNAL-NEW YORK-, 2004. **83**(1): p. 16-S.
17. Tomashchuk, I., *Assemblage hétérogène cuivre-inox et TA6V-inox par les faisceaux de haute énergie: compréhension et modélisation des phénomènes physico-chimiques*, 2010, Université de Bourgogne.
18. Bach, F.W., et al. *Joining of steel-aluminium hybrid structures with electron beam on atmosphere*. in *Advanced Materials Research*. 2005. Trans Tech Publ.

19. Belhadj, A., *Contribution à l'étude expérimentale et numérique du soudage laser: application aux alliages de magnésium*, 2009, Paris, ENSAM.
20. Katayama, S., *Laser welding of aluminium alloys and dissimilar metals*. Welding international, 2004. **18**(8): p. 618-625.
21. Sierra, G., et al., *Steel to aluminium key-hole laser welding*. Materials Science and Engineering: A, 2007. **447**(1): p. 197-208.
22. Wagner, F., et al., *Characterization and properties of dissimilar metal combinations of Fe/Al and Ti/Al-sheet materials*. Proc. ICALEO'01 (CD-ROM), 2001.
23. Kreimeyer, M. and G. Sepold. *Laser steel joined aluminium-hybrid structures*. in *Proceedings of ICALEO*. 2002.
24. Lee, K.-J., S. Kumai, and T. Arai, *Interfacial microstructure and strength of steel to aluminum alloy lap joints welded by a defocused laser beam*. Materials transactions, 2005. **46**(8): p. 1847-1856.
25. Qiu, R., S. Satonaka, and C. Iwamoto, *Effect of interfacial reaction layer continuity on the tensile strength of resistance spot welded joints between aluminum alloy and steels*. Materials & Design, 2009. **30**(9): p. 3686-3689.
26. Yasuyama, M., K. Ogawa, and T. Taka, *Spot welding of aluminium and steel sheet with an insert of aluminium clad steel sheet: dissimilar metal joining of aluminium and steel sheet (1st Report)*. 1996.
27. Girard, M., *Soudage Diffusion Hétérogène assisté par Friction Malaxage: cas du couple Al/Fe*, in *Ecole Centrale de Nantes 2010*, Ecole Centrale de Nantes: Nantes. p. 218.
28. Ogawa, K., et al., *Shear strength characteristics of aluminium alloy friction welds*. Welding international, 1991. **5**(11): p. 860-866.
29. Ogawa, et al., *Fatigue strength of aluminium alloy similar material friction welded joints*. Journal of Light Metal Welding Structure Association, 1987. **25**(1): p. 6.
30. Ogawa, K., S. Kaga, and K. Adachi, *Friction Welding of Aluminum*. J. Light Met. Weld. Constr., 1981. **19**(10): p. 448-454.
31. Miyamoto, K., et al., *Dissimilar joining of aluminum alloy and steel by resistance spot welding*. SAE International Journal of Materials and Manufacturing, 2009. **2**(2009-01-0034): p. 58-67.
32. Qiu, R., et al., *Interfacial characterization of joint between mild steel and aluminum alloy welded by resistance spot welding*. Materials characterization, 2010. **61**(7): p. 684-688.
33. Zhang, Y., et al., *Feasibility study of dissimilar joining of aluminum alloy 5052 to pure copper via thermo-compensated resistance spot welding*. Materials & Design, 2016. **106**: p. 235-246.
34. Cui, L., et al., *Resistance spot welding between steel and aluminum alloy*. 2015.
35. Kuroda, S., K. Saida, and K. Nishimoto, *Microstructure and properties of directly bonded joint of A6061 aluminum alloy to SUS316 stainless steel*. Quart J Jpn Weld Soc, 1999. **17**(3): p. 484-489.
36. Hirose, A., et al. *Interfacial reaction and strength of dissimilar joints of aluminum alloys to steels for automobile*. in *Materials Science Forum*. 2005. Trans Tech Publ.
37. Hirose, A., et al. *Influence of alloying elements on interfacial reaction and strength of aluminum/steel dissimilar joints for light weight car body*. in *Materials science forum*. 2007. Trans Tech Publ.

38. Calderon, P., D. Walmsley, and Z. Munir, *An investigation of diffusion welding of pure and alloyed aluminum to Type 316 stainless steel*. WELDING JOURNAL, 1985. **64**(4): p. 104-114.
39. Cazes, R., *Soudage par friction* 1980: Ed. Techniques Ingénieur.
40. Yamamoto, N., et al. *Formation of intermetallic compounds in friction bonding of Al alloys to steel*. in *Materials science forum*. 2007. Trans Tech Publ.
41. Fukumoto, S., et al., *Evaluation of friction weld interface of aluminium to austenitic stainless steel joint*. Materials Science and Technology, 1997. **13**(8): p. 679-686.
42. Fukumoto, S., et al., *Microstructures of friction welded joint of 6061 aluminum alloy to 304 stainless steel*. JOURNAL-JAPAN INSTITUTE OF LIGHT METALS, 1998. **48**: p. 36-41.
43. Shubhavardhan, R. and S. Surendran, *Friction welding to join dissimilar metals*. International journal of emerging technology and advanced engineering, 2012. **2**(7): p. 200-210.
44. Fukumoto, S., et al., *Amorphization by friction welding between 5052 aluminum alloy and 304 stainless steel*. Scripta materialia, 2000. **42**(8): p. 807-812.
45. OCHI, H., et al., *Friction welding using insert metal*. Welding journal, 2004. **83**(3): p. 36-40.
46. Kimura, M., et al., *Joining phenomena and joint strength of friction welded joint between pure aluminium and low carbon steel*. Science and Technology of Welding and Joining, 2009. **14**(5): p. 388-395.
47. Meshram, S.D. and G.M. Reddy, *Friction welding of AA6061 to AISI 4340 using silver interlayer*. Defence Technology, 2015. **11**(3): p. 292-298.
48. Kawai, G., et al., *Friction weldability of aluminium alloys to carbon steel*. Welding international, 2000. **14**(2): p. 101-107.
49. Rombaut, P., W. De Waele, and K. Faes. *Friction welding of steel to ceramic*. in *Sustainable Construction and Design 2011 (SCAD)*. 2011. Ghent University, Laboratory Soete.
50. Simar, A., T. Pardoën, and B. De Meester, *Effect of rotational material flow on temperature distribution in friction stir welds*. Science and Technology of Welding & Joining, 2013.
51. Zheng, Q., et al., *Dissimilar friction stir welding of 6061 Al to 316 stainless steel using Zn as a filler metal*. Journal of Alloys and Compounds, 2016.
52. Yazdipour, A. and A. Heidarzadeh, *Effect of friction stir welding on microstructure and mechanical properties of dissimilar Al 5083-H321 and 316L stainless steel alloy joints*. Journal of Alloys and Compounds, 2016. **680**: p. 595-603.
53. Leitao, C., et al., *Aluminium-steel lap joining by multipass friction stir welding*. Materials & Design, 2016. **106**: p. 153-160.
54. Zhang, G., et al., *Friction stir brazing: a novel process for fabricating Al/steel layered composite and for dissimilar joining of Al to steel*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011. **42**(9): p. 2850-2861.
55. Chen, C. and R. Kovacevic, *Joining of Al 6061 alloy to AISI 1018 steel by combined effects of fusion and solid state welding*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2004. **44**(11): p. 1205-1214.
56. Kimapong, K. and T. Watanabe, *Friction stir welding of aluminum alloy to steel*. Welding journal, 2004. **83**(10): p. 277.

57. Lee, W.-B., et al., *Interfacial reaction in steel–aluminum joints made by friction stir welding*. Scripta materialia, 2006. **55**(4): p. 355-358.
58. Okamura, H. and K. Aota, *Joining of dissimilar materials with friction stir welding*. Welding international, 2004. **18**(11): p. 852-860.
59. Uzun, H., et al., *Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 to X5CrNi18-10 stainless steel*. Materials & Design, 2005. **26**(1): p. 41-46.
60. Watanabe, T., H. Takayama, and A. Yanagisawa, *Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding*. Journal of Materials Processing Technology, 2006. **178**(1): p. 342-349.
61. Yasui, T., et al. *Welding of aluminum and steel by friction stir diffusion process*. in *Materials Science Forum*. 2004. Trans Tech Publ.
62. Kimapong, K. and T. Watanabe, *Effect of welding process parameters on mechanical property of FSW lap joint between aluminum alloy and steel*. Materials Transactions, 2005. **46**(10): p. 2211-2217.
63. Helal, Y. and Z. Boumerzoug, *Dissimilar friction stir welding of Al-6061 to steel*. AIP Conference Proceedings, 2016. **1772**(1): p. 030008.
64. Tsujino, J., et al., *Ultrasonic butt welding of aluminum, aluminum alloy and stainless steel plate specimens*. Ultrasonics, 2002. **40**(1): p. 371-374.
65. Vlad, M., *Ultrasonic welding of aluminum: a practical study in consistency, part marking and control modes*2007: ProQuest.
66. Watanabe, T., H. Sakuyama, and A. Yanagisawa, *Ultrasonic welding between mild steel sheet and Al–Mg alloy sheet*. Journal of Materials Processing Technology, 2009. **209**(15): p. 5475-5480.
67. Soudure, I.B.d. *Soudage par impulsion magnétique*. 2016; Available from: <http://www.bil-ibs.be/fr/soudage-par-impulsion-magnetique>.
68. Aizawa, T., M. Kashani, and K. Okagawa, *Application of magnetic pulse welding for aluminum alloys and SPCC steel sheet joints*. Welding journal, 2007. **86**(5): p. 119-124.
69. Manogaran, A., et al. *magnetic pulse spot welding: application to al/fe Joining*. in *6th International Conference on High Speed Forming, March 27th-29th 2014, Daejeon, Korea*. 2014.
70. Lee, K.-J., et al., *Interfacial microstructure and strength of steel/aluminum alloy lap joint fabricated by magnetic pressure seam welding*. Materials Science and Engineering: A, 2007. **471**(1–2): p. 95-101.
71. Kore, S., P. Date, and S. Kulkarni, *Electromagnetic impact welding of aluminum to stainless steel sheets*. Journal of Materials Processing Technology, 2008. **208**(1): p. 486-493.
72. Acarer, M. and B. Demir, *An investigation of mechanical and metallurgical properties of explosive welded aluminum–dual phase steel*. Materials letters, 2008. **62**(25): p. 4158-4160.
73. Pervukhin, L.B., *Explosive welding: theory and practice*. 2010.
74. McKenney, C.R. and J.G. Banker, *Explosion-bonded metals for marine structural applications*. Marine Technology Society Journal, 1971. **8**(3).
75. Findik, F., *Recent developments in explosive welding*. Materials & Design, 2011. **32**(3): p. 1081-1093.
76. Han, J.H., J.P. Ahn, and M.C. Shin, *Effect of interlayer thickness on shear deformation behavior of AA5083 aluminum alloy/SS41 steel plates manufactured by explosive welding*. Journal of Materials Science, 2003. **38**(1): p. 13-18.

## 2. Chapitre –II- Soudage par friction malaxage

### 2.1. Introduction

En 1991 Wayne Thomas du TWI (The Welding Institute = l'institut Britannique de soudage) avait mis au point une technique de soudage à l'état solide, le soudage par friction-malaxage « *Friction Stir Welding* »[1] . Le soudage par friction-malaxage est un procédé de soudage à l'états solide utilisé aussi bien pour assembler des joints de haute qualité entre des matériaux que pour un travail à bas point de fusion. La difficulté principale dans l'assemblage du couple « alliage d'aluminium / fer » réside dans l'hétérogénéité de leurs propriétés métallurgiques et thermomécaniques.

La présence de contraintes résiduelles dues à la l'importante différence des coefficients de dilatation et du module de Young peut dégrader de manière significative les propriétés mécaniques du joint soudé. Le soudage par FSW supprime les défauts liés à la solidification et conduit à des contraintes internes plus faibles que les procédés de soudage classiques [2, 3].

Un problème plus majeur réside dans l'apparition de phases intermétalliques au niveau de la couche de liaison c'est à l'interface entre les pièces jointes. L'épaisseur de cette couche doit être minutieusement contrôlée. En effet la présence de cette couche très fragile peut abaisser considérablement la ductilité et la ténacité de l'ensemble soudé. Les faibles températures atteintes par les matériaux lors du soudage par FSW permettent de limiter l'apparition et la croissance de ces phases intermétalliques indésirables. D'autre part, la FSW permet de diminuer les opérations de pré et post de soudage, ainsi limiter l'énergie consommée et le temps global de réalisation d'un joint, avec des vitesses de soudage élevées qui peuvent atteindre des valeurs de l'ordre du mètre par minute ; de plus, le besoin de produits consommables est très réduit. Les avantages énumérés font de FSW un procédé très convoité, il est d'ores et déjà utilisé dans un bon nombre d'application.

## 2.2. Principaux domaines d'application

Le procédé FSW est utilisé principalement dans l'industrie de la construction et du transport, telle que l'industrie spatiale, aéronautique, ferroviaire automobile, maritime, etc.

### 2.2.1. Domaine du spatial

Dans le domaine spatial, des en 1999 Soudures longitudinales et circulaires des réservoirs à oxygène liquide de la fusée Boeing Delta ont été réalisés avec le procédé de soudage par FSW. Mettait en orbite 4 satellites de télécommunication (Figure II.1).

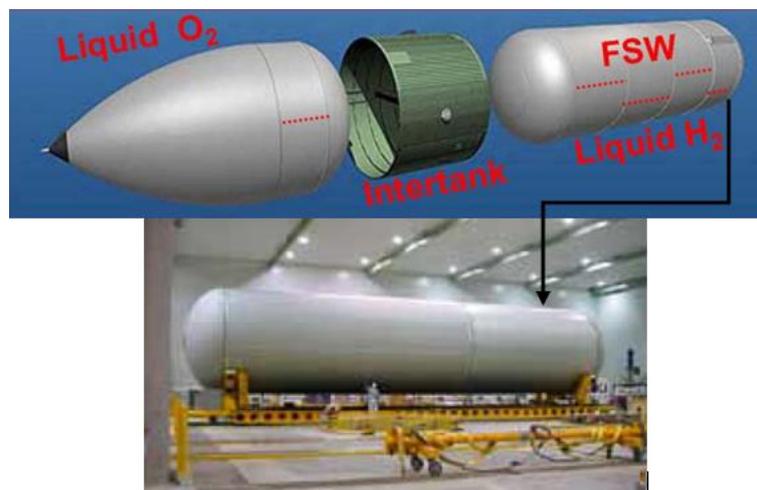


Figure II. 1: Utilisation du procédé FSW pour souder les réservoirs de carburant de ses fusées Delta par la compagnie Boeing [4].

### 2.2.2. Domaine de l'automobile

L'objectif principal de l'utilisation FSW dans l'industrie automobile est de remplacer le rivetage. Citons l'exemple des portes arrière de la Mazda RX-5 comme le montre la figure II.2. D'autres constructeurs automobiles comme Ford utilisent ce procédé pour l'assemblage d'éléments au niveau de la suspension.

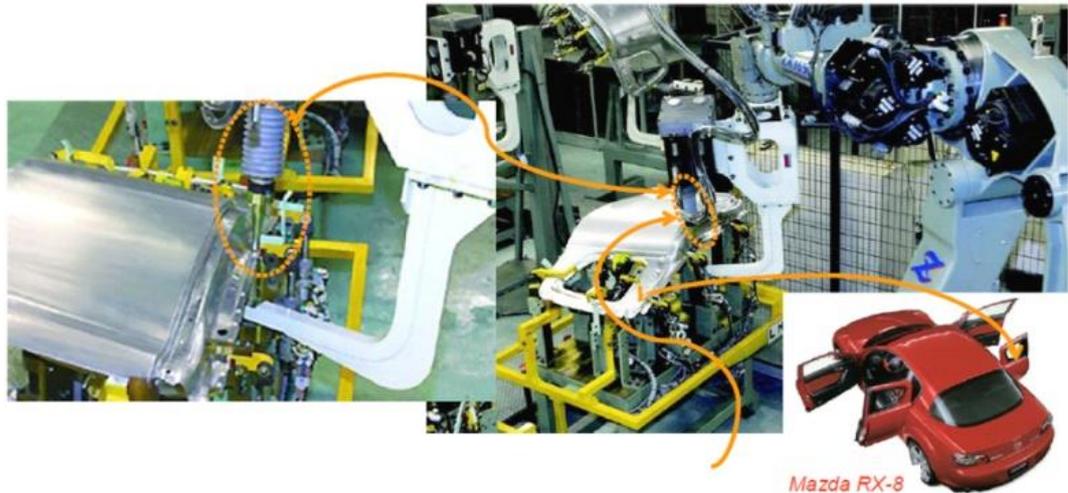


Figure II. 2 : Soudage « friction-malaxage » par point utilisé pour l'automobile [5].

### 2.2.3. Domaine l'industrie aéronautique

Le facteur de poids est capital dans le secteur de l'industrie aéronautique, le procédé FSW est la solution optimale. Cette technique de soudage entraîne une nette diminution du poids des structures, ce qui influe directement sur la consommation du carburant. La figure II.3 montre le soudage de lisses d'injecte fabriquées par l'entreprise Eclipse aviation. L'utilisation du FSW fait diminuer l'utilisation de rivets à 60%.

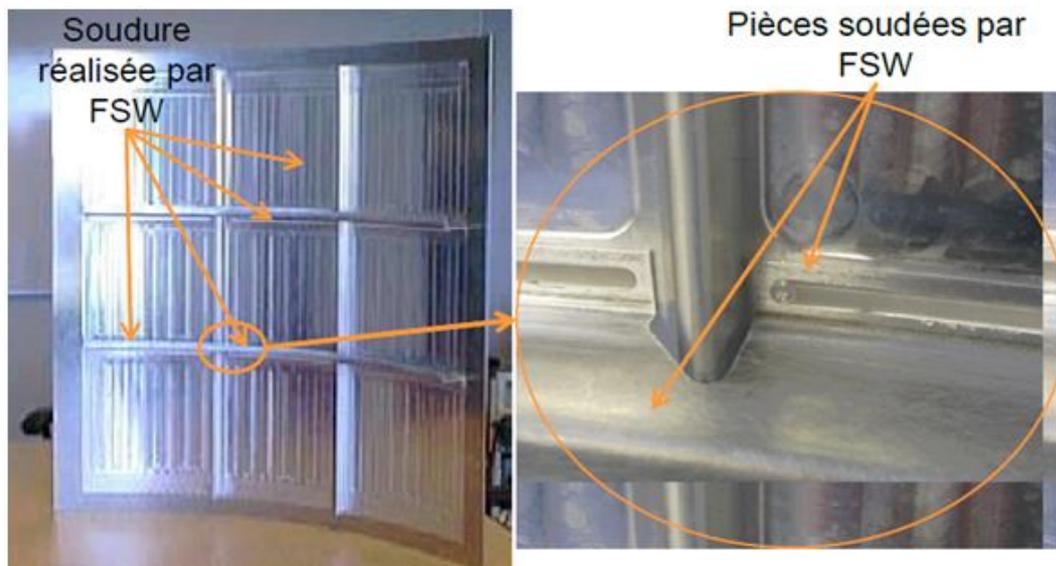


Figure II. 3: Voilure d'avion soudée par FSW [5].

### 2.2.4. Domaine du nucléaire

Actuellement en Suède, des études avancées se penchent sur le soudage par FSW d'un couvercle de containers en cuivre destinés à l'enfouissement des déchets hautement radioactifs. La Société Suédoise du Combustible nucléaire et de la Gestion des déchets (SKB) avait lancé un projet de recherche sur ce sujet dès 1978, puis elle a mis en œuvre une collaboration avec TWI en 1997 sur FSW de cuivre [6] pour le développement des conteneurs de de déchets de combustibles nucléaires (figure II.4 ) [7, 8]. La boîte métallique est produite par soudage d'un couvercle et éventuellement d'un fond à un cylindre. Cette méthode d'assemblage est réalisée par une action d'extrusion lorsque l'outil rotatif est pressé vers l'avant grâce à deux parties qui seront reliés entre eux.

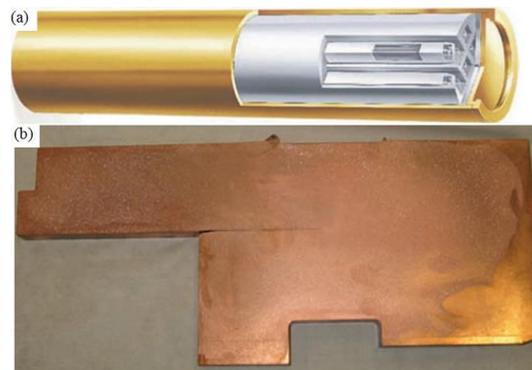


Figure II. 4: Utilisation FSW dans le domaine nucléaire. :(a)-cartouche en cuivre avec insert en fonte pour le combustible nucléaire produite à SKB , avec un couvercle scellé, (b) :Aire de la section du couvercle soudé [9].

### 2.2.5. Domaine ferroviaire

La figure II.5.représente le train développé et fabriqué par HITACHI, qui est composé de profilés d'aluminium soudés par FSW sur toute la longueur.

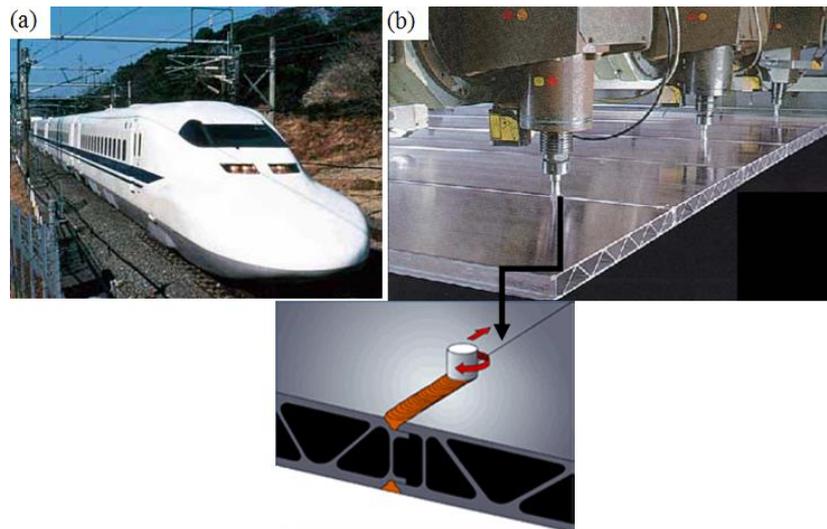


Figure II. 5 : Soudage par FSW trains : (a) Hitachi train Series 700, (b) Technique de soudage des carrosseries des trains Hitachi.

### 2.2.6. Domaine naval

La première application de FSW dans l'industrie navale a été réalisée par une société scandinave en 1995 pour l'aluminium extrudé. Actuellement, dans le secteur de la construction navale, trois entreprises scandinaves et plusieurs entreprises japonaises utilisent le procédé de fabrication de grands panneaux en aluminium, fabriqués à partir d'extrusions d'aluminium. Des machines FSW de recherche et commerciales sont maintenant disponibles et comprennent des installations complètes pour souder jusqu'à 16m de longueur. Cette technique elle est appliquée notamment pour la structures de pont de bateaux Figure (II.6) [10].



Figure II. 6 : a ) Bateau en aluminium construit en utilisant FSW, (b)-Panneaux préfabriqués ( Hydro Marine Aluminium ) destinés au pont du bateau de croisière [10].

## 2.3. Description du procédé

### 2.3.1. Principe général

Le principe général du soudage FSW consiste à assembler des plaques par déformation plastique à chaud ; un flux de chaleur est généré par la friction des matériaux (interface outil / plaque) et également par la déformation plastique dues au malaxage des deux plaques en contact. Les plaques sont fortement bridées afin d'éliminer tout mouvement lors du malaxage (figure II.7 a).

La température des matériaux augmente à cause de ce flux de chaleur, tout en restant en dessous de leur température de fusion, cette chaleur est générée par les grands frottements de l'outil de haute résistance mécanique et thermique avec la surface des pièces à souder. L'outil possédant un épaulement (shoulder) réalise une double fonction : malaxage et déformation de la matière, est pion (pin) peut malaxer la matière ramollie et entamant ainsi un mouvement d'avance dans la direction de la ligne de joint à soudée pour former la soudure après refroidissement (Figure II.8.b).

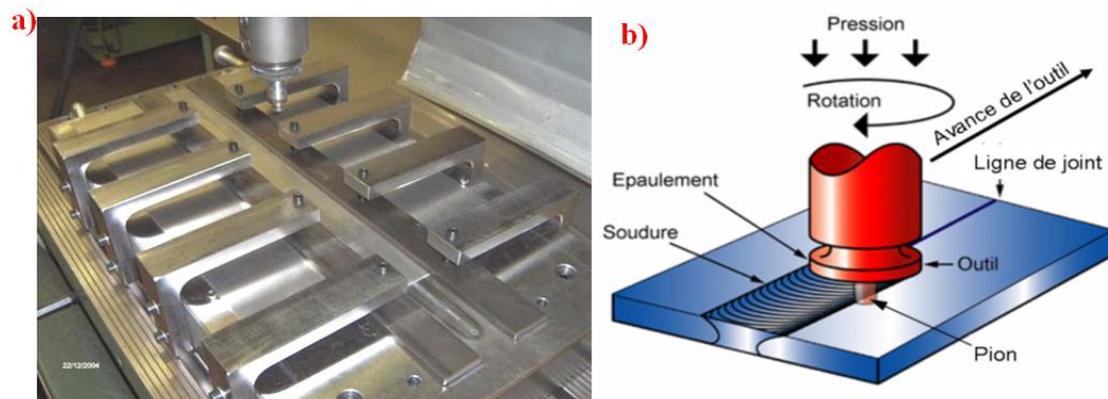


Figure II. 7: a) Exemple de système de bridage [11]. b) Illustration du procédé de soudage par friction et malaxage [12].

### 2.3.2. Les différentes phases opératoires de soudage FSW

La figure II.8. Présente de façon schématique les quatre phases opératoires du procédé de soudage par FSW. L'opération de soudage peut-être décomposée en 4 phases successives : ❶ phase de pénétration, ❷ phase de préchauffage, ❸ une phase de réalisation du cordon de soudure ❹ une phase de retrait de l'outil.

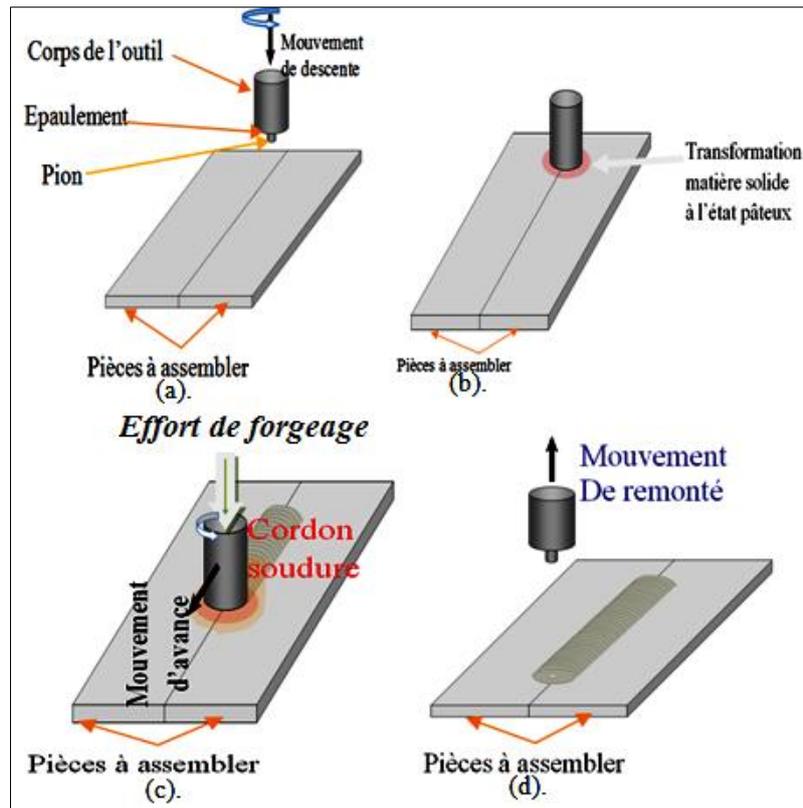


Figure II. 8: Chronologie d'une opération de soudage FSW : (a)phase de plongée, (b) Phase e préchauffage, (c) phase de soudage et (d) phase de retrait

### 2.3.2.1. Phase de pénétration de l'outil

Dans cette étape illustrée par la figure II.8. a. on réalise la pénétration du pion sous l'effet d'un effort vertical, il pénètre progressivement à l'intérieur du joint, grâce à la vitesse de rotation jusqu'à ce que l'épaulement soit au contact avec des plaques à souder.

### 2.3.2.2. Phase de préchauffage

Durant cette phase, l'outil toujours en rotation, reste sur place afin de préchauffer la matière à l'aide de l'épaulement jusqu'à la transformation de matière solide à l'état pâteux (figure II.8.b). Cette phase est dite « la phase de pré-soudage ». La figure II.9-a-, montre un exemple de soudage FSW en acier inoxydable, réalisée par Hitachi du Japon [13-16]. On fait remarquer que la chaleur fait monter l'échantillon au rouge pendant le soudage, les deux phases de soudage d'un joint recouvrement d'après.

### 2.3.2.3. Phase de soudage

Dans cette étape la figure II.8.c, l'outil est animé d'un mouvement longitudinal dans la direction du joint représentant l'interface des deux plaques à souder, avec une vitesse  $V_f$ , appelée vitesse d'avance. La matière malaxée est déformée plastiquement et constitue le cordon de soudure. Le cordon obtenu n'est pas symétrique. En effet, le mouvement combiné de rotation et d'avance donne naissance à deux zones :

La zone où la vitesse d'avance de l'outil a le même sens que la vitesse de rotation est appelée la zone d'attaque (*advancing zone*), dans le cas contraire, on l'appelle zone retraitée (*retreating zone*). La figure II.9-b-, illustre les deux côtés lors du soudage FSW.

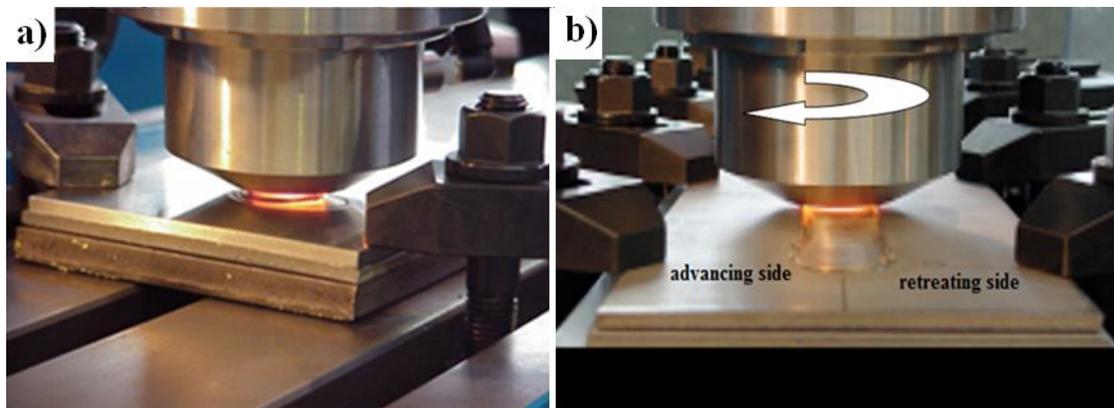


Figure II. 9: a) phase de chauffage. b) Phase de soudage d'un joint [17].

### 2.3.2.4. Phase de retrait de l'outil

Cette phase (illustrée sur la Figure II.8.d) consiste à un retrait de l'outil suivant un mouvement perpendiculaire aux tôles. Selon le type de d'outil utilisé, l'empreinte du pion à l'intérieur de la matière peut être présente au niveau d'extraction du pion (figure II.10.).



Figure II. 10: Trou à la fin de soudure.

### **2.3.3. Paramètre du soudage par « friction-malaxage »**

La qualité du joint de soudage par friction-malaxage est liée à l'apport chaleur et le taux de déformation du joint. Plusieurs paramètres affectent la quantité de la chaleur générée et le taux de déformation dans le joint : la vitesse de rotation de l'outil (tr/min), la vitesse d'avance de l'outil (mm/min) le long de la ligne du joint, l'angle d'inclinaison de l'outil et l'effort de plongée de l'outil dans la matière à souder [18].

En contrôlant ces paramètres, on contrôle la microstructure et la dureté d'un joint FSW. Les propriétés mécaniques (résistance en traction et en fatigue) sont grandement affectées par la microstructure, la dureté et le fini de surface du joint, et donc les propriétés mécaniques (résistance en traction et en fatigue) du joint soudé par le biais du cycle thermomécanique qu'il engendre. Leurs valeurs optimales varient selon l'outil à utiliser et la nature des matériaux soudés des épaisseurs soudées ainsi que de la configuration de soudage (bout à bout, par recouvrement, etc.) [19].

#### **2.3.3.1. Vitesses de rotation et d'avance**

La vitesse de rotation en soudage par friction malaxage c'est la vitesse de rotation de l'outil de soudage et la vitesse d'avance est la vitesse de déplacement de l'outil dans la plaque à soudé, la combinaison deux vitesse assurer le malaxage de matériaux. De même pour la génération de la quantité de chaleur entrante. Il est dépendent de la nature de l'alliage à assembler et des dimensions des plaques.

Mishra et al. [18] ont rapporté que la vitesse d'avance et la vitesse de rotation de l'outil sont des paramètres très importants, qui influencent la qualité des joints FSW. L'augmentation de la vitesse de rotation fait croître le coefficient de frottement entre l'outil et matière soudée, donc augmentation de la quantité de chaleur générée. La réduction de la vitesse de rotation réduit le coefficient de frottement, diminue la quantité de chaleur générée et la quantité du métal remué [20]. Watanabe et al. [21] ont conclu qu'une vitesse de rotation optimale mène à une microstructure plus fine et une dureté plus élevée comme le montre la figure II.10.

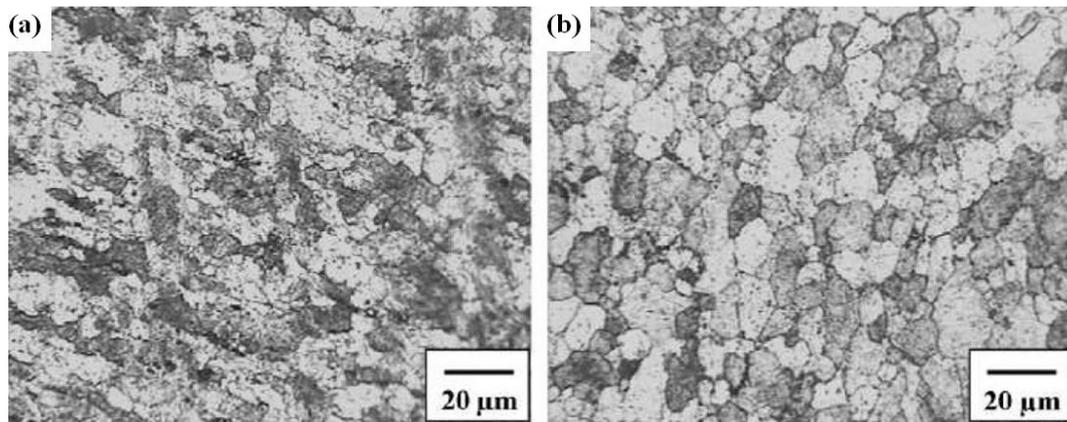


Figure II. 10: Effet de la vitesse de rotation sur la microstructure ; (a) vitesse de rotation 1500 tr / min (b) vitesse de rotation 1700 tr /min [21].

Le choix de vitesse d'avance est généralement lié directement à la vitesse de rotation. La vitesse de soudage influe sur les caractéristiques mécaniques des joints obtenus par soudage par friction malaxage. La formation de défauts et des discontinuités sont commandés par la vitesse d'avance.

Plusieurs chercheurs ont étudié l'effet de la vitesse de soudage sur les caractéristiques mécaniques des joints obtenus par soudage par friction malaxage. L'augmentation excessive de vitesse de soudage risque d'induire des défauts internes de type macropores et des défauts sous forme de tunnel (figure II.11) [22-25].

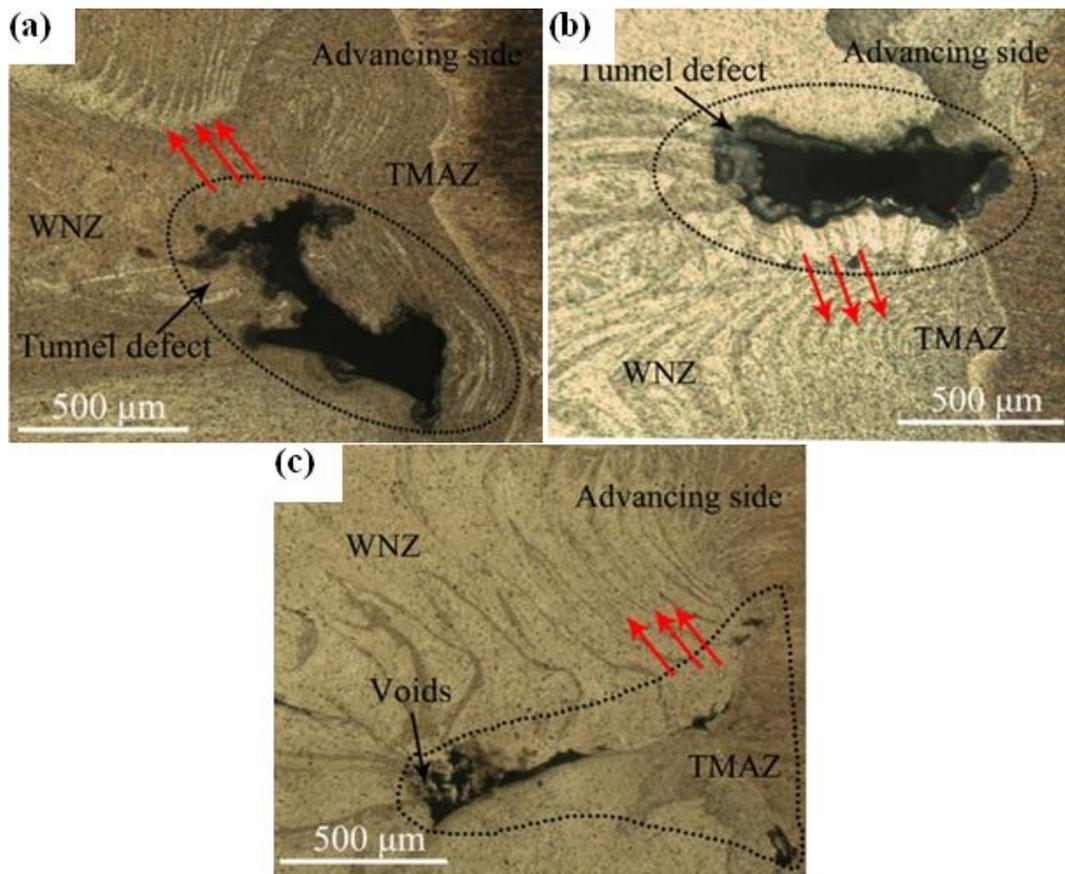


Figure II. 11: Evolution des défauts de soudure en fonction de la vitesse de soudage  
(a).10 mm / min ,(b).100 mm / min et (c) 200 mm / min [25].

### 2.3.3.2. Force verticale exercée par l'outil

Pour effectuer un joint soudé, il est nécessaire d'appliquer une force verticale sur l'outil pour maintenir le contact entre l'outil et les pièces à souder ce qui permet d'assurer l'apport d'énergie par frottement et de contenir le matériau malaxé [26], il est suivi soit par le pilotage de la position verticale de l'outil, soit par le contrôle de l'effort vertical appliqué sur l'outil au cours de la phase de soudage. Dans le cas où l'outil est piloté en position, la force est une résultante elle augmente avec la vitesse d'avance et diminue avec la vitesse de rotation [27].

Zhang et al. [28] avaient observé que lorsque la force axiale augmente, la déformation plastique équivalente augmente dans le noyau, et que la résistance à la traction augmente si la vitesse d'avance, la vitesse de rotation et la force sont élevées [29]. D'un côté, Une force trop faible peut engendrer un manque de compacité de la

soudure (film d'oxydes mal broyés, porosités). D'un autre côté, une force trop grande crée des bavures le long du joint de soudure.

Kumar et Kailasn [24] avaient rapporté que pour une force optimale, le défaut dans joint soudé par friction-malaxage disparaît complètement (Figure II.12.).

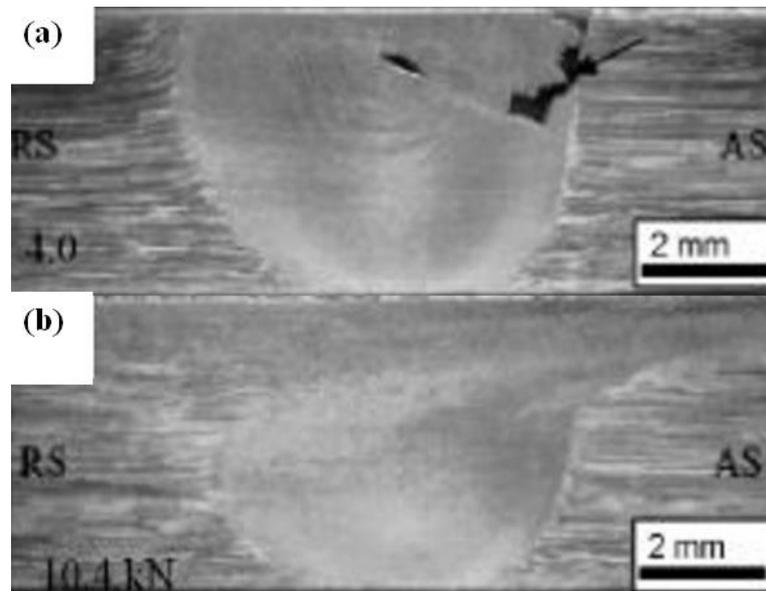


Figure II. 12: État du joint FSW en AA7020 de 4,4 mm d'épaisseur et la force mesurée (a) 4 kN, avec défaut (b) à 10,4 kN son défaut [24].

Il peut être noté que l'application d'un effort axial a pour but :

- De maintenir l'épaulement en contact avec la surface des pièces afin :
- D'assurer un apport de chaleur par frottement.
- De contenir le matériau malaxé sous l'outil et d'assurer ainsi la compacité du joint [30].
- D'assurer la profondeur de pénétration de l'outil [18].

### 2.3.3.3. Angle d'inclinaison de l'outil

L'orientation de l'outil par rapport à un repère fixe lié au plan de joint des pièces à souder est définie par un angle d'inclinaison  $\theta$  appelé aussi angle de soudage orienté dans la direction de soudage (Figure II.13.), cette orientation est définie dans le plan du joint. L'angle d'inclinaison (tilt) joue un rôle principal dans le procédé.

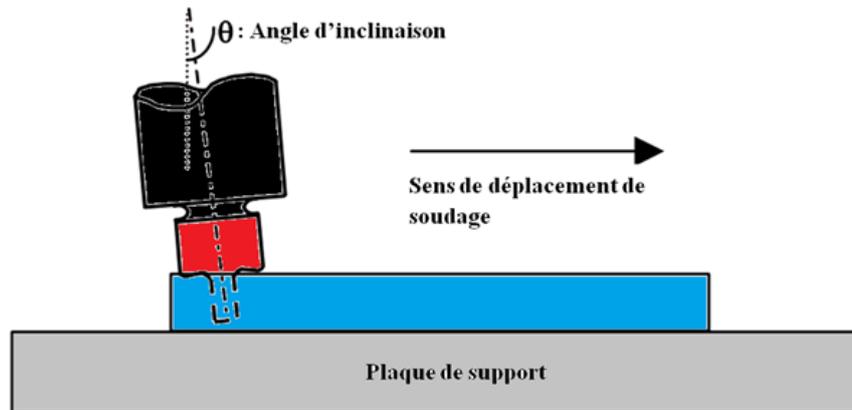


Figure II. 13: Angle d'inclinaison de l'outil [31].

L'angle d'inclinaison de l'outil le plus couramment utilisé est compris entre  $1^\circ$  et  $5^\circ$ , elle est nécessaire pour maintenir une quantité de métal suffisante dans la cavité de l'épaulement et pour permettre à l'arrière de l'outil de maintenir la compression nécessaire pour assurer la consolidation du joint.

Les études menées par Chen et al. [32] ont prouvé que le choix de l'angle de soudage à un effet déterminant sur la tenue mécanique du joint de soudure.

L'effet de la variation de l'angle d'inclinaison de l'outil a été étudié par Chen et al. [103] (Figure II.14). L'étude montre que si l'inclinaison de l'outil est :

- $\theta < 1^\circ$  : apparition de défaut rainure.
- $\theta = 1.5^\circ$  : joint de soudure sans défaut.
- $\theta = 2.5^\circ$ : diminution de la présence de couche d'oxyde résiduelle et la série de lignes d'oxyde courbées espacées dans le noyau.
- $\theta = 3.5^\circ$ : le joint est exempt de défauts
- $\theta = 4.5^\circ$  : joint soudure présente des défauts des bavures sont visibles à la surface du joint et des cavitations sont apparues du côté sortant du joint.

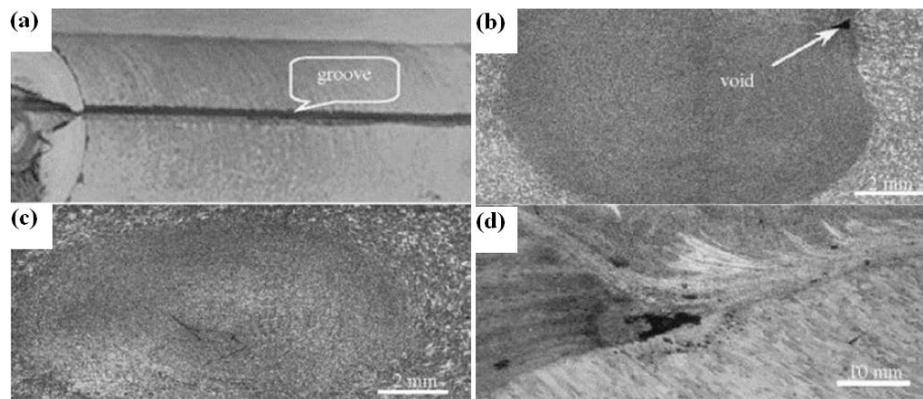


Figure II. 14 : Effet de l'inclinaison de l'outil par rapport à la surface du joint FSW de l'alliage AA5456 ; (a) La surface du joint soudé à une inclinaison de l'outil. de  $1^\circ$ , (b), (c) et (d) sont des coupes transversales des joints soudés lorsque l'inclinaison de est de  $1,5^\circ$ ,  $3,5^\circ$  et  $4,5^\circ$  respectivement [32].

### 2.3.4. L'outil de soudage par friction malaxage

#### 2.3.4.1. Différents types de l'outil de soudage

L'outil de soudage en FSW est primordial, il comporte deux parties : un épaulement et un pion, il existe trois configurations d'outil possible qui sont :

- L'outil conventionnel,
- L'outil à pion rétractables,
- L'outil double épaulement.

##### 2.3.4.1.1. L'outil conventionnel

La figure (II.15.) présente en un seul bloc (pion et épaulement solidaires), il n'y a pas de mouvement relatif possible entre le pion et l'épaulement. Le soudage s'effectue avec appui et frottement de l'épaulement sur une seule face, c'est la configuration les plus simples.

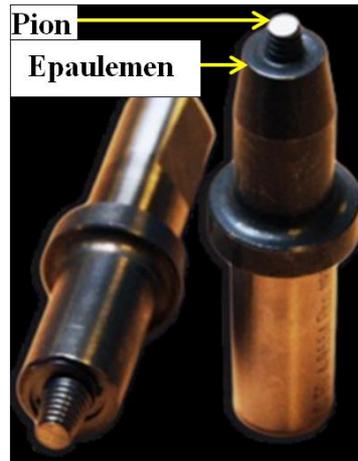


Figure II. 15 : Exemple d'outil pion fixe [33].

### 2.3.4.1.2. L'outil à pion rétractable

L'outil à pion rétractable (Figure II.16) a la particularité de fonctionner avec un épaulement et un pion actionnés par deux axe machine indépendants l'un de l'autre (possibilité de mouvement relative) parmi les avantages de pion rétractable :

- La longueur du pion réglable.
- Il est soudé des pièces épaisseur variable le long du joint.
- Élimination du trou présenté afin du soudage par friction malaxage.

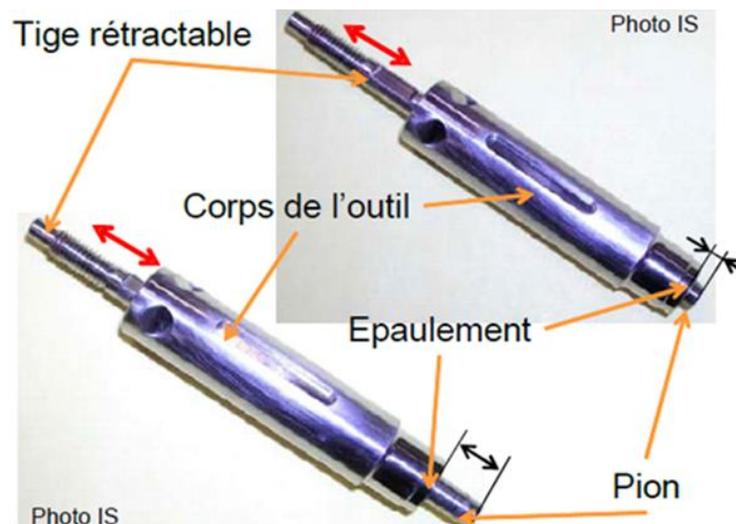


Figure II. 16 : Outil à pion rétractable [34].

### 2.3.4.1.3. Outils double épaulements

Ce type d'outil (Figure II.17) possède deux épaulements positionnés côtés en droit et en vers des pièces à soudée. L'apport de chaleur s'effectue par frottement des épaulements sur les deux faces des pièces. La distribution de température est alors symétrique à l'intérieur du joint. Pour une épaisseur identique l'effort de soudage sont plus faible que ceux nécessaires pour les deux technologies d'outil ce dessus la soudure obtenue est verticalement symétrique et le risque de manque de liaison est éliminé.



Figure II. 17 : Outil à double épaulements [35].

### 2.3.4.2. Présentation général de l'outil de soudage FSW

Quel que soit l'outil FSW, il se représente sous le format suivant (Figure II.18.) :

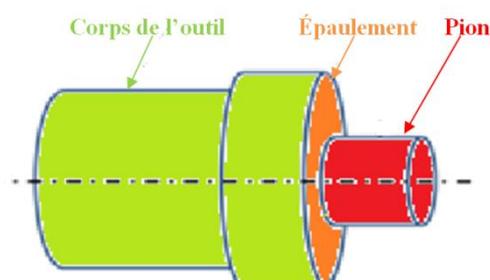


Figure II. 18 : Schématisation d'un outil FSW.

#### 2.3.4.2.1. Epaulement

L'épaulement et le pion conjointement contrôlent l'écoulement du métal [36]. L'épaulement est en contact direct avec les pièces à assembler, il applique une pression à la surface des pièces assemblées son premier rôle est d'amener de la chaleur par frottement [37] et de confiner la matière malaxée sous l'outil, il permet de forger

la matière en la bloquant au-dessous de l'outil. L'effort de forgeage au cours de la phase de soudage se traduit par une pression exercée principalement par l'épaulement sur la matière. Généralement, le contact épaulement / matière indique la fin de la phase de pénétration. En effet, cette dernière est achevée lorsque l'épaulement vient accoster sur la surface supérieure des pièces à souder.

La taille relative de l'épaulement par rapport au pion est primordiale [18, 36], donc la chaleur générée par le frottement de l'épaulement avec la pièce influence directement ou indirectement la propriété du joint soudée, la rupture des joints FSW d'aluminium à durcissement structural prend place dans la ZAT. L'adoucissement de la ZAT est principalement causé par la chaleur générée par le frottement entre l'épaulement de l'outil et la pièce [38] où la température maximale varie entre 360 °C et 370 °C . Lors du soudage, la température maximale se trouve au centre et diminue graduellement en s'éloignant du centre pour atteindre la température ambiante. Il existe toujours une zone où la température se situe entre 360 °C et 370 °C. La présence d'une zone à dureté réduite est pratiquement inévitable est indépendante de la dimension de l'outil et la vitesse de rotation l'effet du diamètre se limite à la distance entre le centre du joint et la zone à dureté réduite [39].

Le diamètre de l'épaulement doit être environ cinq fois supérieur à celui du pion afin d'augmenter l'efficacité du frottement. Afin d'améliorer les rôles de l'épaulement décrits précédemment, plusieurs formes ont été ajoutées ce dernier (figure II.19.) .le choix des formes reste dépendant de la configuration de soudage

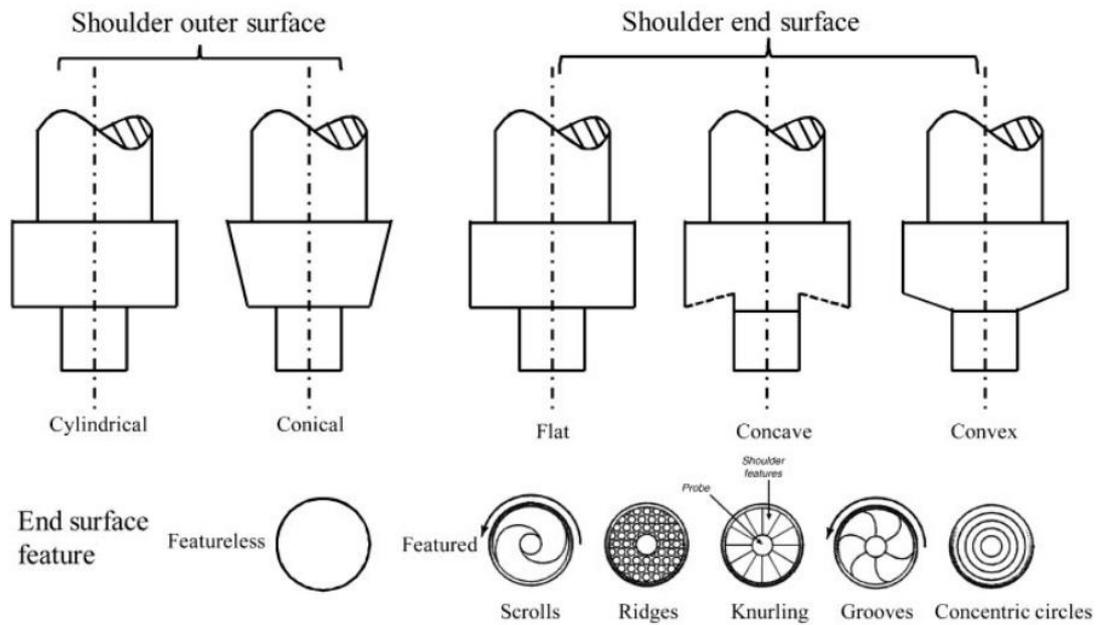


Figure II. 19 : Différentes géométries et formes utilisées pour l'épaulement d'un outil FSW [40].

#### 2.3.4.2.2. Le pion

Le pion est l'élément principal de l'opération de malaxage. Il assure la déformation plastique de la matière en malaxant la matière des pièces à souder. Généralement la géométrie du pion est conçue afin d'assurer à une amélioration de l'écoulement du matériau et de minimiser les efforts appliqués sur l'outil. La longueur du pion doit être adaptée à l'épaisseur des pièces à souder. Une longueur adéquate du pion permet de souder sur toute l'épaisseur sans avoir un défaut de manque de pénétration [41].

Le pion assure deux rôles : le malaxage de la matière et la génération de chaleur par frottement et déformation [42]. Le pion peut se présenter sous différentes formes. La figure II.20 présente les formes et les géométries utilisées pour la conception d'un pion.

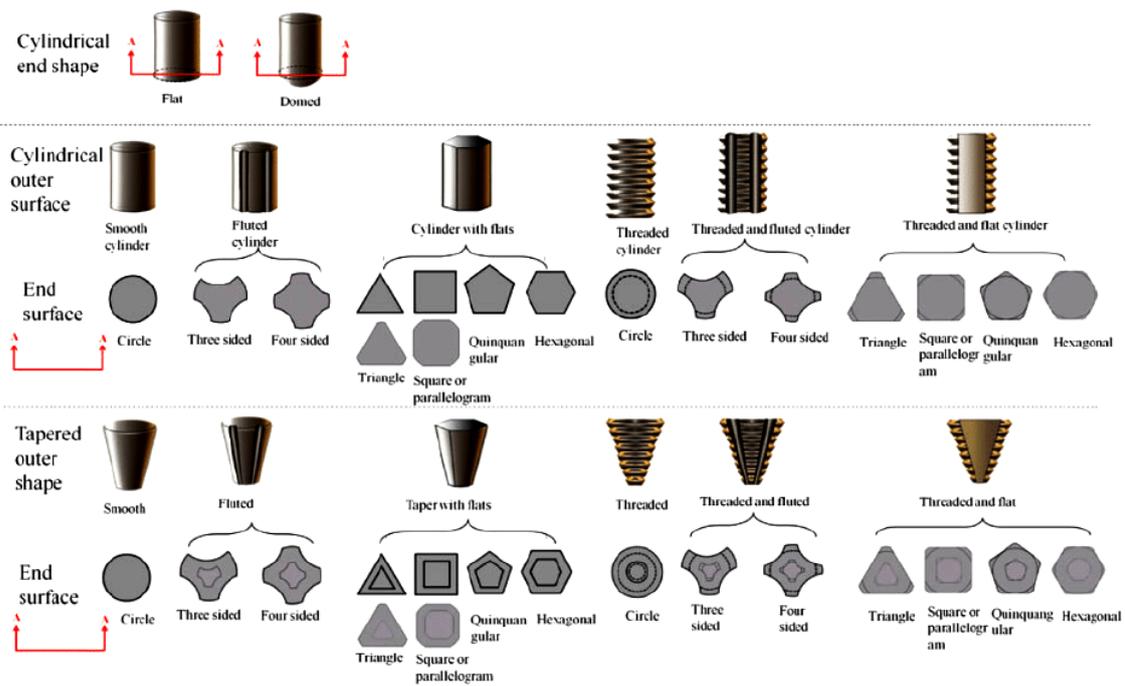


Figure II. 20 : Synthèse des géométries et des formes utilisées pour les pions [40].

Des études sont menées sur la géométrie du pion pour optimiser l'opération de soudage et la qualité de la soudure, et on rencontre des formes de pions dont de plus en plus complexes, tel que les outils « MX Triflute<sup>TM</sup> » et « World<sup>TM</sup> » développées par l'institut de soudure britannique [34] représenté dans la figure II.21.

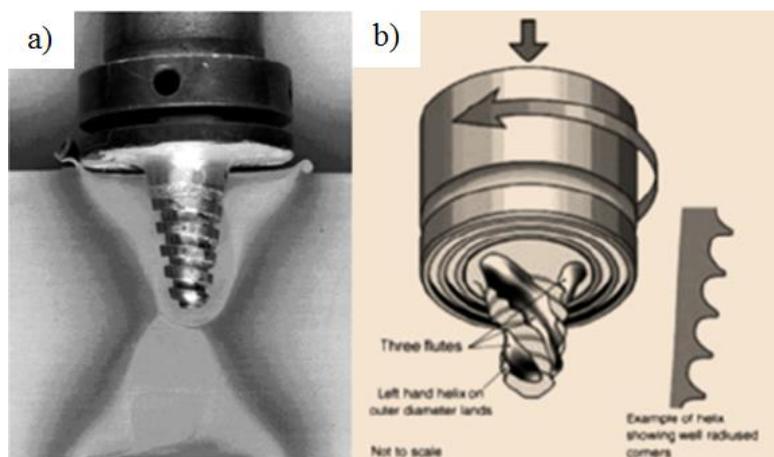


Figure II. 21 : Exemples d'outils FSW développés par TWI [34].

Les caractéristiques de conception des pion Whorld<sup>TM</sup> et le MX Triflute<sup>TM</sup> sont censés [9] :

- réduire la force de soudage,

- permettre plus facilement le flux de matière plastifiée,
- faciliter l'effet de tarière vers le bas,
- augmenter l'interface entre le pion et la matière plastifiée, augmentant ainsi la production de chaleur.

Mishara et Ma [39] avaient conclu que les outils « MX Triflute<sup>™</sup> » et « World<sup>™</sup> » ont plusieurs avantages par rapport à un outil conventionnel de forme cylindrique :

1. Ils permettent de diminuer les efforts nécessaires pour avancer dans le matériau plastifié et ainsi le risque de rupture du pion.
2. Ils permettent d'augmenter la vitesse de soudage.
3. Ils réduisent l'asymétrie du cordon de soudure.
4. Ils réduisent la quantité de matière déplacée lors de la formation du joint (60% de moins pour « World<sup>™</sup> » environ 70% de moins pour l'outil « MX Triflute<sup>™</sup> ») en confinant la matière autour du pion. [39][38]
5. Ils augmentent l'interface entre le pion et la matière malaxée, ce qui favorise l'élévation de la température par friction.
6. Ils améliorent le flux de matière.
7. Ils facilitent la pénétration de l'outil dans la matière.
8. Possibilité de souder des tôles d'aluminium bout à bout de 35 mm à 50mm, en une passe avec des outils « MX Triflute<sup>™</sup> » et « World<sup>™</sup> ».

#### **2.3.4.2.3. Corps de l'outil**

Le corps de l'outil assure le montage et le maintien de l'outil sur la broche de la machine de soudage. Le corps de l'outil FSW n'est pas généralement monté directement sur la broche, il est plutôt associé à un porte outil.

Dans certains cas, la longueur du corps de l'outil ou du porte-outil permet d'améliorer l'accessibilité à la ligne du joint. L'évacuation de la chaleur de l'outil par convection est assurée par la surface du corps dont la conductivité thermique est grande. Pour améliorer le refroidissement de l'outil FSW au cours du soudage, le corps de l'outil peut contenir des formes géométriques très variées, telles que les gorges [41].

#### **2.3.5. Matériaux utilisés pour la réalisation des outils FSW**

La qualité de soudage et l'usure de l'outil sont deux considérations importantes dans le choix du matériau de l'outil. Les propriétés la qualité de la soudure peuvent être affectées, en influençant la production de chaleur et de sa dissipation [40].

Les conditions extrêmes de soudage diminuent sa durée de vie de l'outil FSW et peuvent rapidement l'endommager. Les matériaux de l'outil doivent assurer sa résistance aux contraintes exercées par la matière.

Durant chaque phase du soudage, l'outil est sollicité à différents efforts qui varient selon les conditions opératoires. Les efforts engendrés lors de de l'interaction « outil / matière », les conditions tribologiques, et thermiques peuvent entraîner la dégradation de la partie active de l'outil. Lors des phases de pénétration et le soudage, le pion subit un effort de forgeage important. L'effort de cisaillement appliqué par la matière au niveau de l'épaulement peut provoquer la rupture du pion.

Puisque l'outil doit assurer à la fois le malaxage et le frottement avec la matière à souder, ces fonctions dégradent rapidement l'outil. L'alternance du contact « outil / matière », glissement, adhérence mènent à l'usure des formes usinée au pion et ou l'épaulement [40]. Les matériaux des outils FSW (tableau II.1) ont été développés pour répondre aux besoins de soudage de différents types d'alliages. En raison des différentes nuances et épaisseurs des structures soudées en FSW, l'outil doit présenter pour chaque application une bonne dureté à haute température.

Tableau II. 1: Synthèse des matériaux d'outil utilisés en FSW [43].

Alliage	Epaisseur : e [mm]	Matériau Outil
Alliages d'aluminium	$12 < e < 26$	Acier à outil, WC-CO MP159
Alliage de Magnésium	$e < 6$	Acier à outil, WC
Cuivre et ses alliages	$11 < e < 50$	Alliage de nickel, PCBN Acier à outil
Alliage de titane	$e < 6$	Alliage de tungstène
Acier Inoxydable	$e < 6$	PCBN <sup>1</sup> , alliage de tungstène
Acier faiblement allié	$e < 10$	WC, PCBN <sup>3</sup>
Alliage de Nickel	$e < 6$	PCBN <sup>3</sup> , alliage de tungstène

<sup>1</sup> PCBN=Polycrystalline cubic boron nitride

### 2.3.6. Géométrie des joints réalisables par friction-malaxage

Le soudage par friction malaxage peut être appliqué à la plupart des formes structurelles géométriques et à divers types d'articulations (Figure II.22.) tels que les [18]:

- ✚ Soudage bout à bout (1)
- ✚ Soudage bout à bout avec deux plaques l'une sur l'autre (2)
- ✚ Soudage par recouvrement (3)
- ✚ Soudage par recouvrement multicouches (4)
- ✚ Soudure en T (5) et (6)
- ✚ Soudure en L (7) et (8)
- ✚ Soudage à clin (9)

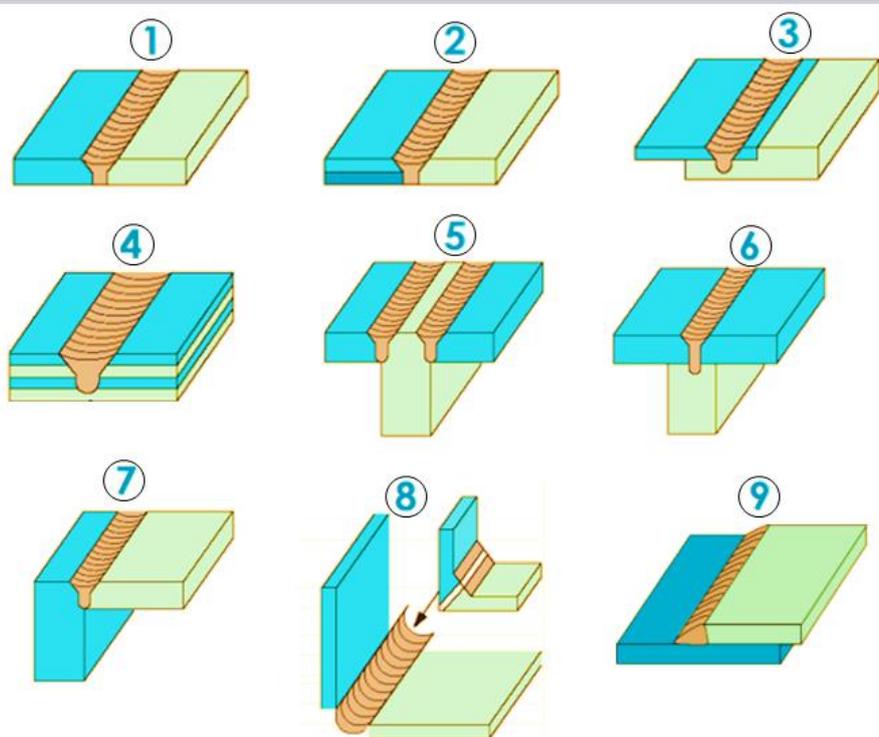


Figure II. 22 : Configurations des joints pour le soudage par friction.[18].

On choisit pour notre étude configuration transparente comme montre dans la figure II.26 et leur application industrielle.

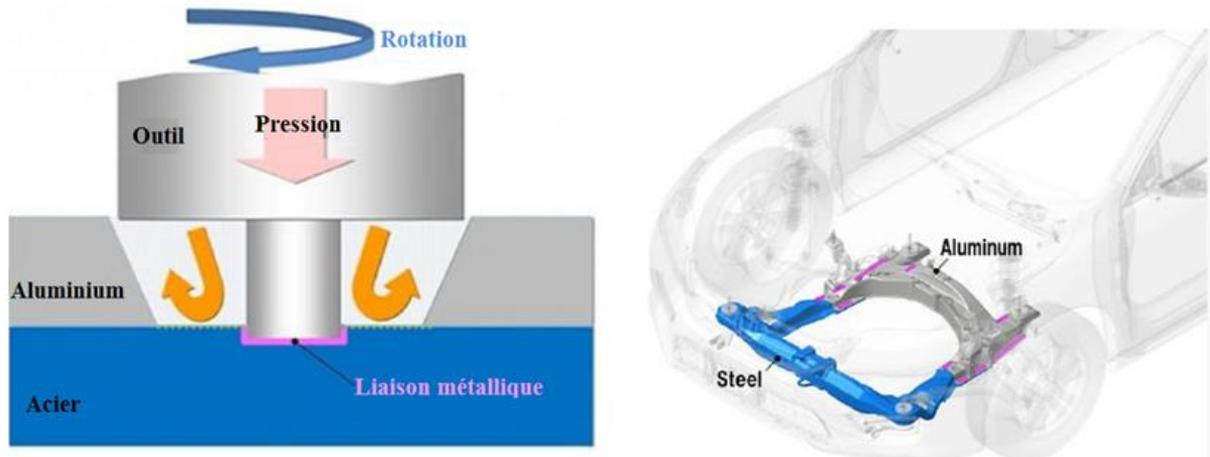


Figure II.23 : Soudage par friction malaxage de configuration transparente automobile Honda [44].

## 2.4. Caractéristiques d'un joint de soudure FSW

### 2.4.1. Caractéristiques microstructurales

L'élévation temporelle de la température, ainsi que les déformations plastiques des matériaux au cours de l'opération de soudage par friction malaxage provoque des transformations métallurgiques dans la structure du joint soudé. Durant le soudage par friction-malaxage, la matière ne passe pas par une phase liquide [45, 46]. Les faibles températures atteintes lors du soudage par friction-malaxage limitent la chute des propriétés mécaniques du joint par rapport à celles du matériau de base non soudé [47], donc le métal ne parvient pas au point de fusion ce qui permet d'obtenir des modifications moins importantes comparées à celle induites lors du soudage selon basés sur la fusion de la matière. La Macrographie d'un joint de soudure obtenu par soudage FSW comporte quatre zones différentes [30, 48-53] comme le présente la figure II.24.

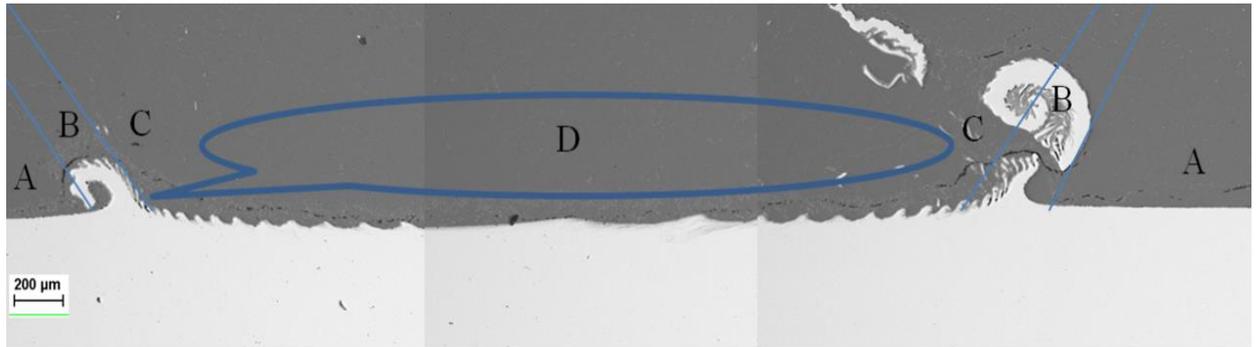


Figure II. 24 : Macrographie d'une soudure dissimilaire Al-6061-T6 / Acier effectuée par FSW.

**Zone A** : dans cette zone, le métal de base n'est pas affecté par le soudage, les propriétés mécaniques et la microstructure restent inchangées au cours du soudage.

**Zone B** : zone affectée thermiquement (ZAT) : Les propriétés mécaniques et la microstructure sont modifiées thermiquement par la source de chaleur effective. La température d'échauffement comprise entre 150 °C et 350 °C, sans déformation notable [54]. La texture granulaire est identique à celle du métal de base ou présente une légère croissance des grains, cependant la population de dislocations et l'état de précipitation peuvent changer [55, 56].

Cette zone est similaire à la zone affectée thermiquement que l'on a observée lors du soudage par fusion [57]. La ZAT est généralement une zone critique au niveau des propriétés mécaniques, elle marque le lieu de rupture pour la plus part des essais de traction d'un cordon FSW d'un alliage d'aluminium [58].

**La zone C** : zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM) : Les propriétés mécaniques et la microstructure sont modifiées par la chaleur et par les grandes déformations dues à la rotation de l'outil (le pion). Les grains initiaux subissent une rotation pouvant atteindre 90°. La recristallisation n'y a pas lieu du fait des plus faibles déformations [18] et des plus faibles températures atteintes (Les températures varient entre 350 °C et 450 °C) [54].

**La zone D** : zone du noyau soudé : Cette zone subit des déformations plastiques encore plus importantes que dans la (ZATM) et la température peut atteindre 500 °C, pour les alliages d'aluminium [59]. La taille des noyaux est un peu plus grande que la taille du pion. Du fait des hautes températures atteintes et des déformations plastiques importantes, on y trouve une structure granulaire fine résultant d'un phénomène de recristallisation dynamique [59-62]. Les grains sont fins et équi-axiaux avec un

diamètre compris entre 1 et 10  $\mu\text{m}$ . La forme du noyau dépend étroitement de l'alliage et des paramètres de mise en œuvre du procédé suivi [18]. Cette forme peut être soit en forme de cuvette, soit en forme d'ellipsoïde comme le montre la Figure II.25.

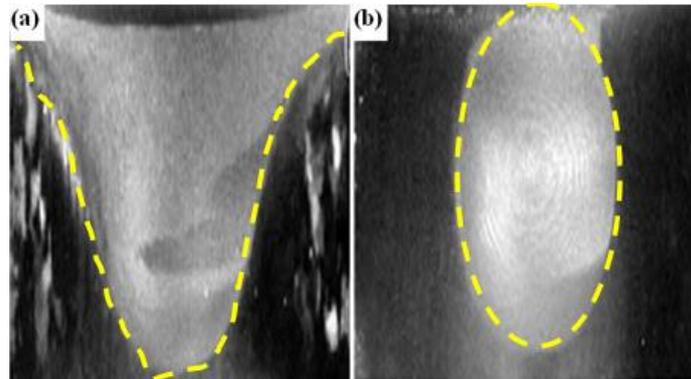


Figure II. 25 : Noyaux : (a)- forme de cuvette ; (b)- forme d'ellipsoïde [18].

La figure .II.26 .présente une coupe transversale macrographique de la soudure sur un alliage d'aluminium 7075 Al T651, on y identifie les quatre zones citée ci-dessus :

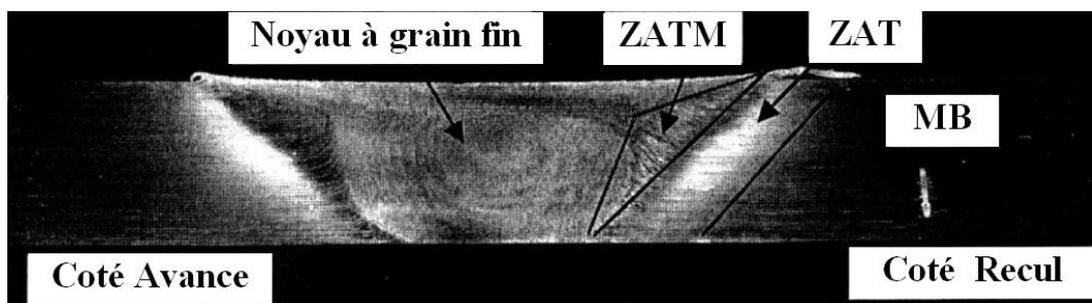


Figure II. 26 : Macrographie d'une soudure FSW de l'alliage 7075Al-T651 [58].

#### 2.4.2. Caractéristique mécanique d'un joint FSW

Les propriétés mécaniques globales des joints soudés par FSW sont dictées par les propriétés des zones constituant, par contre celles de la zone soudée par fusion sont relativement mauvaises que celles des soudures par FSW, en soudage par FSW les propriétés sont relativement peu diminuées par rapport au métal de base [63, 64]. L'augmentation des vitesses de soudage permet d'augmenter la dureté du noyau et d'améliorer les propriétés mécaniques [65]. Les propriétés du joint soudé dépendent d'une manière générale de l'état initial du matériau, du cycle thermomécanique subit et de son comportement face au traitement thermomécanique. La pratique la plus

couramment utilisée est la caractérisation de la microstructure dans les différentes zones du joint afin d'obtenir un profil dans l'ensemble de ce dernier et d'établir où se trouvent les zones les plus faibles.

Des essais de traction sont aussi effectués, la résistance du joint soudé soumis à une contrainte cyclique doit être déterminée à l'aide d'essais de fatigue, permettant d'établir la courbe d'endurance du joint. De tels essais sont accompagnés d'une analyse fractographique, qui vise à évaluer quelques caractéristiques critiques pour la durée de vie du joint soudé.

### 2.4.3. Microdureté

De manière générale, les propriétés métallurgiques des différentes zones du joint varient en fonction de l'apport de chaleur déterminé par les paramètres de soudage, cette variation est mise en évidence par les mesures de microdureté. L'évaluation de la microdureté le long du joint soudé a un intérêt particulier. En plus des informations que l'on peut en déduire sur les hétérogénéités de la microstructure le long de la soudure ; La microdureté est considérée comme un marqueur direct des propriétés mécaniques. Il existe une corrélation entre le profil de microdureté et le profil de ces propriétés le long des joints FSW [55]. Le profil de microdureté à travers la soudure change de forme selon l'alliage et l'état initial, notamment entre les alliages à durcissement par écrouissage (séries : 1xxx, 3xxx, 4xxx et 5xxx) et ceux à durcissement structural (séries : 2xxx, 6xxx et 7xxx).[18]. La figure II.29. illustre les profils de dureté générique du joint FSW en fonction des alliages soudés. En général, le profil de dureté à travers les joints soudés par FSW a une forme W dans les alliages d'aluminium à durcissement structural (Figure II.28) [66].

La dureté est minimale dans la zone soudée, elle chute de façon significative dans le noyau et dans la ZATM [67]. Dans le noyau ce phénomène est dû à la structure recristallisée dans laquelle les grains ont une densité de dislocation faible, et à la dissolution des précipités durcissant [68].

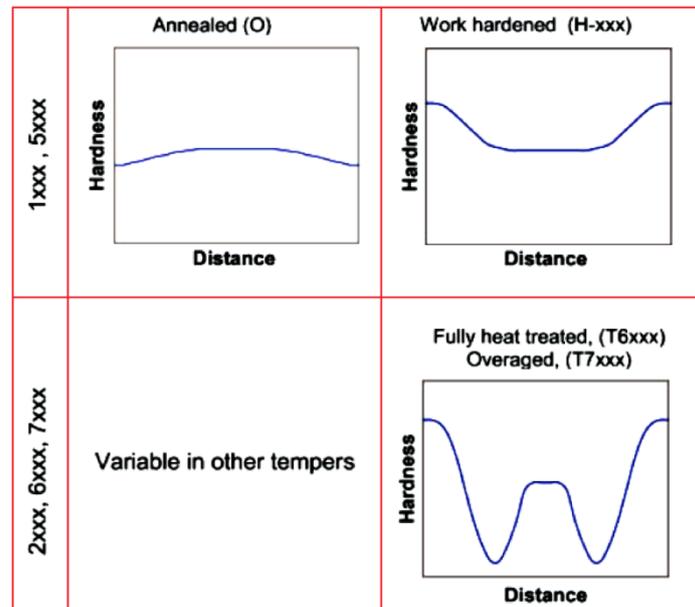


Figure II. 27 : Courbes schématiques montrant le profil de dureté générique d'un joint FSW [59].

La forme du profil varie peu en fonction de l'épaisseur de la tôle soudée. Par contre, elle est affectée par l'apport de chaleur [69]. La répartition de la dureté dans les soudures est rationalisée en fonction des paramètres de soudage par friction malaxage et les historiques de températures résultantes. Les alliages durcis par écrouissage (1050 et 5083) ne présentent pas un tel comportement. Les alliages à durcissement par écrouissage à l'état recuit présentent une légère augmentation de la dureté, observée dans le noyau très déformé à cause de la taille des grains devenues plus fins suite à la recristallisation, comme le montre la Figure II.28. [70]. Sato et al.[48] Ont examiné les profils de dureté associés à la microstructure dans un FSW 6063Al-T5. Ils ont indiqué que le profil de dureté était fortement affecté par la distribution précipitée plutôt que par la taille des grains dans la soudure.

La figure II.28-c- présente un exemple des profils de dureté représentatives mesurés le long de la section transversale des éprouvettes soudées par friction malaxage dissimilaire d'un alliage d'aluminium. Comme on peut le voir à partir de cette figure, deux propriétés différentes du matériau de l'acier inoxydable (X5CrNi18-10) et de l'alliage Al 6013. Présentent deux profils de dureté distinctes de côté en retrait (côté acier inoxydable) et en avant (côtés alliage Al 6013) [71].

Certains auteurs [72] affirment que le profil de dureté des joints homogènes est asymétrique: la dureté minimale est plus élevée côté (AS ) et la zone adoucie est plus large au côté ( RS ). Cela provient d'une asymétrie dans le profil de température : le coté (AS) est plus froid que le coté (RS). Cette affirmation ne fait cependant pas l'accord dans la littérature [73, 74], c'est à dire qu'il y a contradiction dans la littérature.

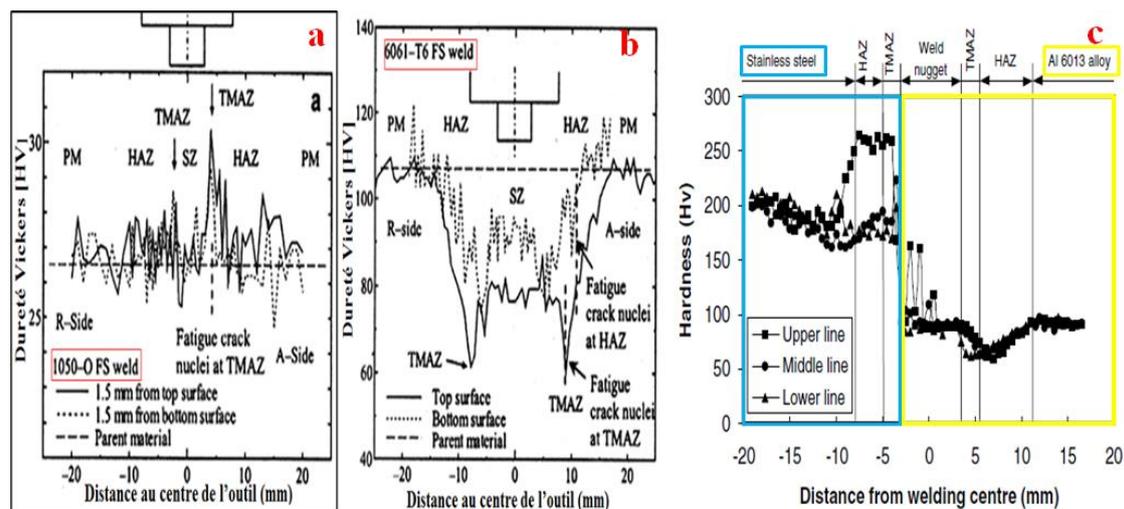


Figure II. 28 : Profil de microdureté pour deux alliages d'aluminium différents (a) 1050 , (b) 60601 T6 [48], (c) Al 6013-T4 / acier inoxydable [71]

#### 2.4.4. Résistance à la traction

Les propriétés mécaniques des joints sont également étudiées, elles concernent la limite d'élasticité, la contrainte maximale à la rupture en traction, ainsi que l'allongement à la rupture. Les joints soudés par FSW ont été rapportées comme ayant des propriétés de traction conjointe de 80 à 100% du matériau de base [75, 76]. De nombreuses études sont portées sur les propriétés mécaniques des joints FSW des alliages d'aluminium aptes au traitement thermique, tels que 2017-T351[76] 2195-T8 [77], 7020-T6 [78] , 6061 [60, 79], 6063 [48, 62] et 6082 [80].

De nombreux travaux de recherche ont été effectués pour déterminer le comportement des joints soudés par FSW, notamment en traction et en fatigue. Néanmoins, le champ

de contrainte local, dans chaque zone du joint, reste expérimentalement inaccessible [81].

Pourali et al [82] ont fait une étude sur le soudage par friction malaxage dissimilaire de configuration joint recouvrement Al 1100 / acier St37 avec une rotation d'outil et des vitesses de soudage différentes. Ils sont rapporté que la résistance à la traction optimale est atteinte à de faibles vitesses de soudage et à des vitesses de rotation élevées. La charge de cisaillement par la traction maximale a atteint 1925 N, qui appartient au joint sous une vitesse de soudage de 50 mm / min et une vitesse de rotation de 400 tr / min.

Justman et al [83] Ont réalisé une étude pour General Motors, où un outil équipé d'un scribe a été utilisé pour déterminer la faisabilité du soudage par friction de la plaque aluminium 6022 et d'acier galvanisé de configuration transparence. Les résultats des essais de traction ont montré que la charge maximale de rupture est de 3,7 kN.

Xiong et al. [84] ont effectués une étude sur les joints de configurations recouvrement d'un alliage d'aluminium Al 1100 avec un acier inoxydable soudés par friction malaxage. Ils ont trouvé que la plus grande résistance au cisaillement du joint a atteint 89,7 MPa, qui étaient même plus élevés que du métal de base (l'aluminium).

Chen et Nakata [85] ont comparé la résistance mécanique des joints soudés FSW de l'aluminium avec les aciers qui étaient revêtus de zinc et non revêtus. L'acier revêtu de zinc avait une résistance d'assemblage égale à 97,7% de l'acier. L'acier non revêtu a montré une résistance de joint de 63,2% de l'acier.

Braun et al. [86] ont effectué une comparaison des joint des soudures Al 6013-T6 bout à bout produits à l'aide d'un soudage au laser et par friction malaxage . Les joints FSW ont dépassé 80% de la résistance à la traction finale du matériau de base (6013-T6) comparativement à une valeur comprise entre 60 % et 80 % pour le Soudures laser, selon le métal d'apport utilisé.

Cavalière et al. [87] ont mené une investigation sur des joints soudés dissimilaire de nuances différentes d'alliages d'aluminium 2024 et 7075. Le joint présente de bonnes propriétés mécaniques en termes de limite d'élasticité et de ductilité par rapport à celles des matériaux de base. L'ensemble des éprouvettes testées ont été cassés à côté de la zone affectée thermiquement (ZAT) du côté de l'alliage 2024 [87].

Kimapong et al. [88] Étudièrent les joints d'un soudage dissimilaire Al 5083 et acier SS400 soudée par procédé de soudage par friction malaxage de configuration transparence. Les auteurs ont constaté qu'en augmentant la vitesse de rotation de l'outil, il y avait une diminution de la charge de cisaillement du joint (figure II.29.a.) car la vitesse de rotation supérieure constituait un composé intermétallique  $FeAl_3$  épais à l'interface entre l'aluminium et l'acier.

De plus l'augmentation de la vitesse de déplacement d'un outil a aussi augmenté la charge de cisaillement des joints. (figure II. 29. b.) . L'augmentation de pénétration de pion a rendu l'épaisseur du composé intermétallique plus épais et a donné lieu à une articulation incomplète (figure II.29.c).

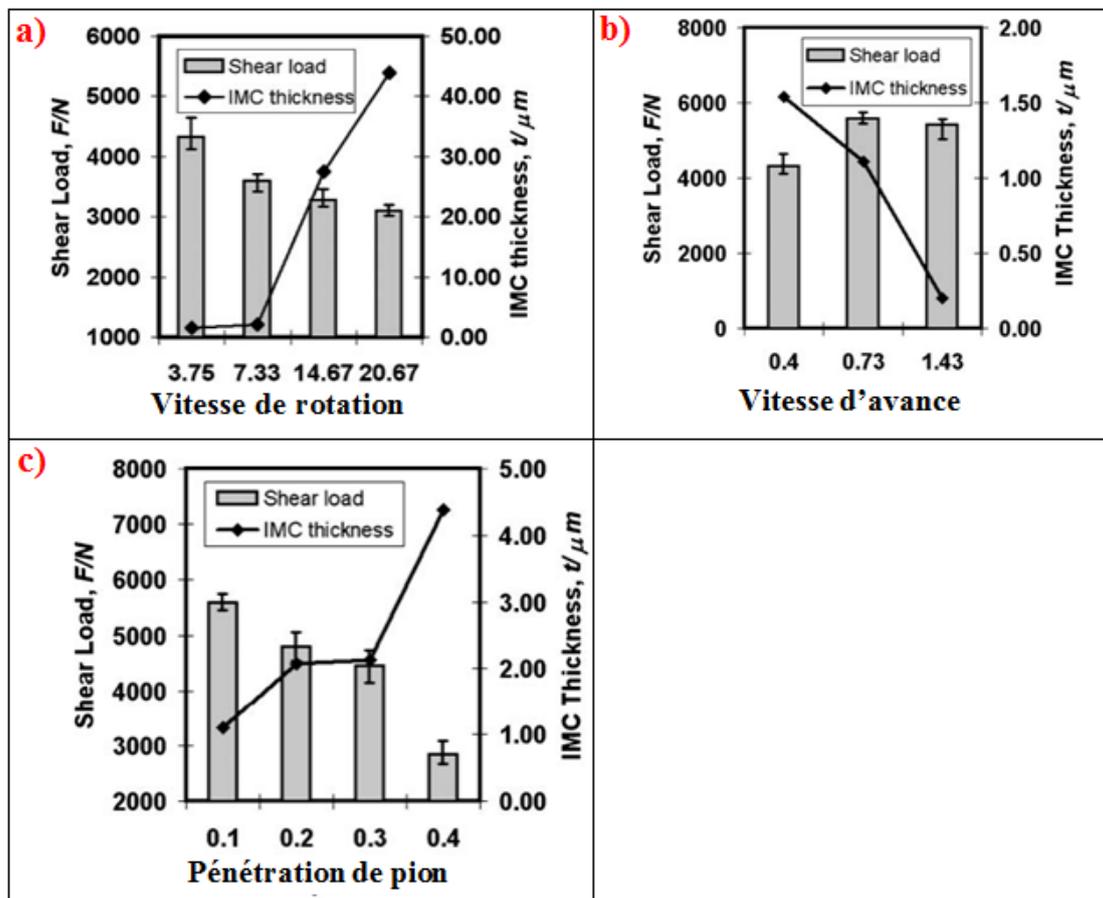


Figure II. 29 : Variation de la résistance en cisaillement et l'épaisseur d'IMC : (a) vitesse de rotation, (b) vitesse d'avance, (c) pénétration de pion [88].

## 2.5. La liaison du joint soudée aluminium /acier

L'étude de la métallurgie de l'interface des composants soudés par métal / métal est essentielle pour comprendre la qualité d'assemblage.

De nombreux auteurs ont étudié la capacité de soudage par friction malaxage de l'aluminium / l'acier. Yilmaz et al. [89] a déclaré l'importance d'une interface Al / acier pour la résistance à la soudure. Ils ont signalé que les fractures devraient se produire lorsque l'épaisseur de la couche de composés intermétalliques (IMC) augmente, entraînant un affaiblissement de la résistance mécanique. Tanaka et al. [90] a établi que la résistance de l'articulation a augmenté exponentiellement avec une diminution de l'épaisseur IMC. D'autres auteurs se sont concentrés sur la zone interfaciale. Uzun et al. [71] n'est pas identifié IMC, Fukumoto et al. [91] a observé une couche amorphe à l'interface. Chen et al. [92] identifié IMC tels que  $Fe_4Al_{13}$ ,  $Fe_2Al_5$  et  $FeAl_4$ , mais sans fournir le lien pour les propriétés mécaniques de soudure.

Les observations de TEM indiquent la présence d'enchevêtrements de composés intermétalliques elliptiques.  $FeAl_3$ ,  $Fe_2Al_5$  et  $FeAl_2$  ont été identifiés en fonction des conditions de soudage [93]. Une couche IMC semble nécessaires pour améliorer la résistance à la soudure, mais si la couche est trop épaisse, les fissures commencent et se propagent facilement à travers les enchevêtrements IMC difficiles.

### 2.5.1. Composition chimique de la liaison joint soudée Al / Fe

Le soudage dissimilaire est une opération de soudage où les deux pièces à assembler ont des compositions chimiques différentes. Lors d'un soudage, on va créer une liaison (métallique) entre ces deux matériaux, avec ou sans métal d'apport. La difficulté majeure réside souvent dans les grandes différences des propriétés physiques, métallurgiques et mécaniques des matériaux de base (Figure II.32). En cas d'une incompatibilité métallique, on peut éventuellement ajouter un élément supplémentaire à l'interface des deux métaux.

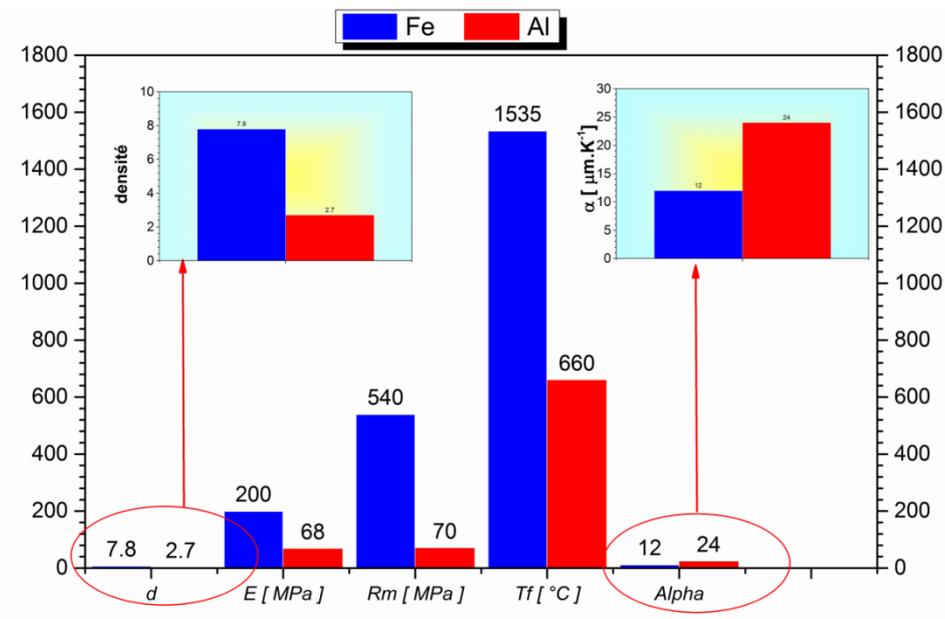


Figure II. 9: Comparaison des propriétés.

D'après la figure II.32 qui résume les propriétés physiques du Fe et d'Al à température ambiante. L'hétérogénéité des propriétés de matériaux explique les problématiques suivantes :

1. Le risque de déformation et de contrainte résiduelle engendrée par différences importantes de module de Young et de coefficient de dilatation.
2. La formation d'intermétallique directement liée à la faible solubilité des couples de matériaux en question, et à la complexité de diagramme de phase.

Le diagramme de phase du système Fe-Al est présenté sur la figure II-34. Les composés intermétalliques formés ont été classés en deux familles :

- IM riche fer : Fe Al et Fe<sub>3</sub> Al.
- IM riche en aluminium : FeAl<sub>2</sub>, FeAl<sub>5</sub> et Fe Al<sub>3</sub>.

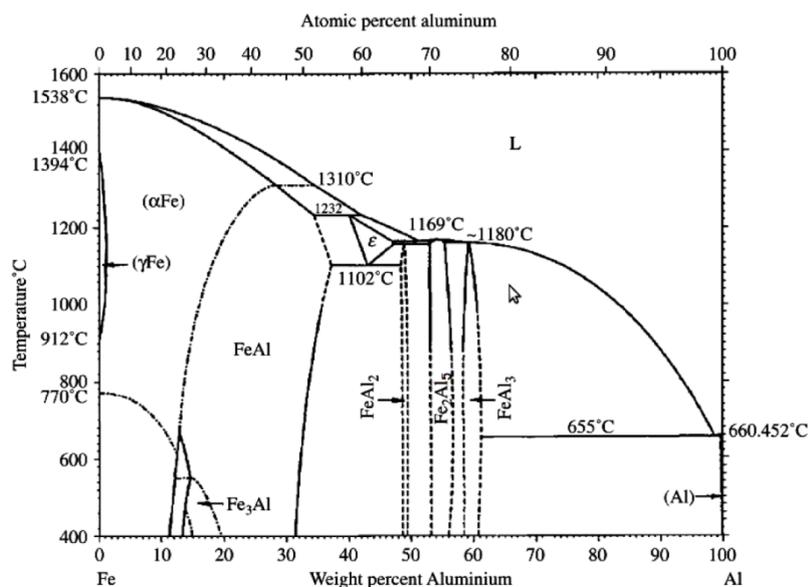


Figure II. 10 : Diagramme de phase du système binaire Fe-Al [94].

D'après le diagramme de phase Fe-Al, l'aluminium est soluble dans le fer pour concentrations allant jusqu'à 40-45% .at. à  $T=1300\text{ }^{\circ}\text{C}$  et que le fer n'est pas presque soluble dans l'aluminium. Les intermétalliques riches en aluminium présentent une composition atomique de Fer qui est proche de 30 %.

Tableau II. 2 : Structure cristallographique et domaine de composition des phases formées dans le système binaire Fe-Al. [95]

Phases	Symbole	Structure cristallographique	Domaine de composition [% at. Al]	Densité [-]
<b><math>\alpha</math>-Fe (Al)</b>	$\alpha$ -Fe	CC	0-45	7.8
<b><math>\Upsilon</math>-Fe</b>	$\Upsilon$ -Fe	CFC	0-1.3	7.8
<b>FeAl</b>	$\beta_1$	CC	23-55	5.58
<b>Fe<sub>3</sub>Al</b>	$\beta_2$	CFC	23 - 34	6, 72
<b>Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub></b>	$\epsilon$	Cubique	58 - 65	-
<b>FeAl<sub>2</sub></b>	$\xi$	Triclinique	66 - 66,9	-
<b>Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub></b>	$\eta$	Orthorhombique	70 - 73	4, 11
<b>FeAl<sub>3</sub></b>	$\theta$	Monoclinique	74,5 - 76,5	3, 9

## **2.5.2. Propriétés mécaniques des composés intermétalliques.**

### **2.5.2.1. Influence de l'épaisseur d'IMC sur les propriétés mécaniques des joints.**

L'étude de la couche de liaison entre l'aluminium et l'acier et a un impact très important sur la résistance mécanique des joints soudés. Plusieurs auteurs se sont déjà intéressés au comportement des bicouches soumises à des essais de traction.

Lorsqu'on réalise un joint (Al / Acier), les résultats de la littérature montrent que la couche intermétallique, appelée également couche de réaction, peut avoir une influence non négligeable sur la résistance totale du joint soudure.

D'autre part, Das et al. [96] a signalé une augmentation de la charge maximale avec une augmentation de l'épaisseur de la couche IM jusqu'à 6.5  $\mu\text{m}$  (figure II.34), Contrairement à la tendance montrée dans le présent travail et au travail de Tanaka et al. [90], où ils ont remarqué que la résistance maximale est obtenue pour un épaisseur de 1  $\mu\text{m}$  pour les deux alliages (1xxx, 6xxx). Celle-ci décroît à mesure que l'épaisseur de l'IM augmente.

La figure II.35-a- présente les résultats issus des études de Kuroda et al. [97]. la figure II.36-b- illustre les résultats obtenus par Yilmaz et al. [89], Des essais de traction réalisés sur des soudures Al / Acier, en fonction de l'épaisseur globale de la couche de intermétalliques ont été réalisées.

Bien que les soudures soient réalisées avec des matériaux différents, les résultats de Kuroda et al. [97] (Figure II.35.-a-) mettent en avant une résistance globale plus faible lorsque l'épaisseur de la couche intermétallique est inférieure à quelques centaines de nanomètres. Dans le même temps, après une résistance maximale observée pour des épaisseurs comprises entre quelques centaines de nanomètre et un micron. Les résultats exposés sur la figure II.36. montrent une décroissance de la résistance avec l'augmentation de l'épaisseur de la couche intermétallique qui augmente. Cette décroissance est plus ou moins rapide en fonction des alliages d'aluminiums observés. En effet, la décroissance avec l'alliage d'aluminium de la série 6xxx (figures : II.35.-b-) semble plus rapide que celle de l'alliage d'aluminium de la série 1xxx présenté sur les Figures II.35.-a- [81].

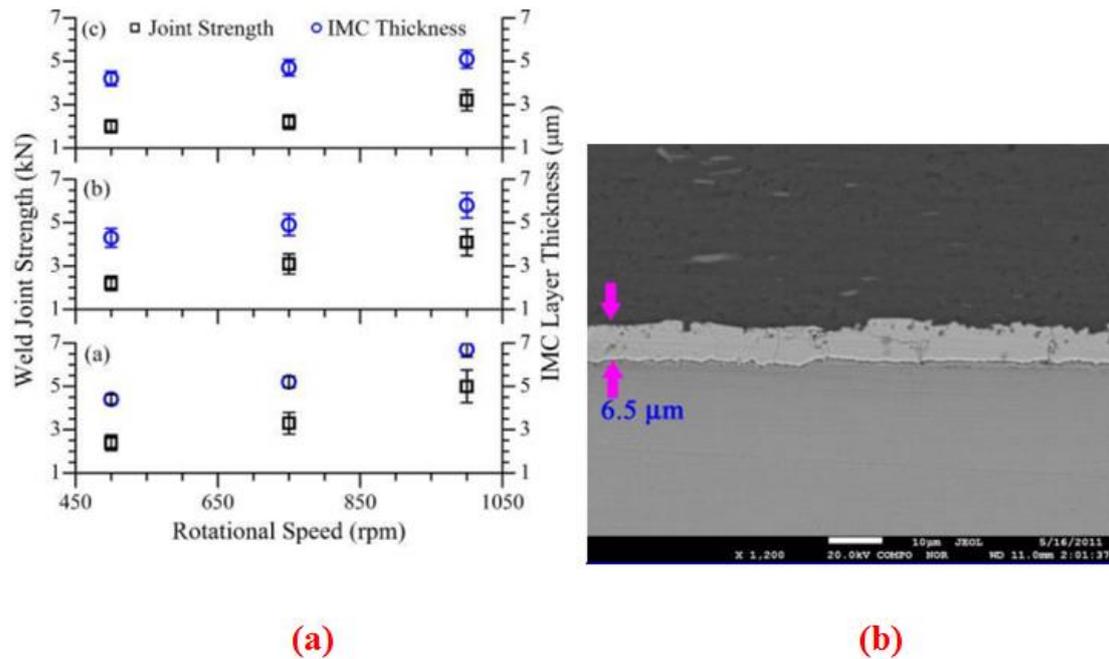


Figure II. 11: Force de joint de soudure mesurée expérimentalement et épaisseur de couche intermétallique en fonction de la vitesse de rotation de l'outil (a), mesure de l'épaisseur de couche intermétallique (b) [96].

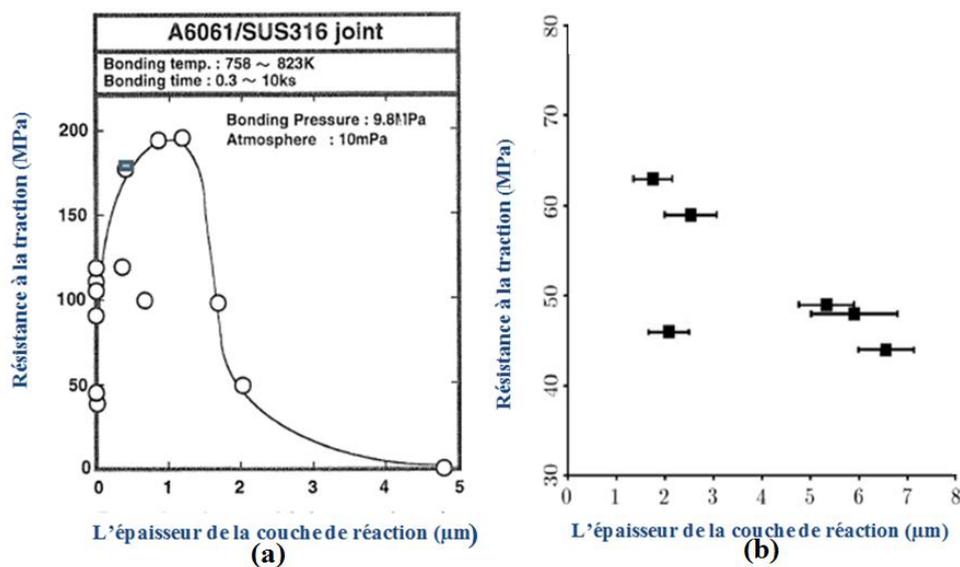


Figure II. 12: (a) Variation de la résistance à la traction en fonction de l'épaisseur de l'IM Al / acier ) [170]; (b) Variation de la résistance à la traction en fonction de l'épaisseur de l'IM Al6061 / SUS316\_[89].

### 2.5.2.1. Composition de l'intermétallique

La faible solubilité du fer dans la matrice d'aluminium favorise différentes constitutions des IMC sous différentes formes à l'interface Al / acier [98].

Dans le diagramme de phase binaire représenté sur la figure II.31.  $\text{AlFe}_3$ ,  $\text{AlFe}$ ,  $\text{Al}_3\text{Fe}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{Fe}$ ,  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  et  $\text{Al}_3\text{Fe}$  ( $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ ) Sont les formes IMC les plus attendues conformes aux résultats de la plupart des études [88, 99, 100].

Pour déterminer les propriétés mécaniques de chaque composé intermétallique du système Fe-Al. On peut citer les travaux d'Ozaki et al. [101] qui ont caractérisé mécaniquement (par des essais d'indentation et de compression) quelques phases du système Fe-Al. Les auteurs ont conclu que les composés riches en Aluminium ( $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , et  $\text{FeAl}_3$ ) se caractérisent par une plus grande dureté et rigidité que ceux riches en fer ( $\text{FeAl}$ , et  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ). Dans la Figure (II.36), on remarque le comportement purement fragile, les résultats sont vérifiés par des essais de compression réalisés sur des matériaux massifs [102].

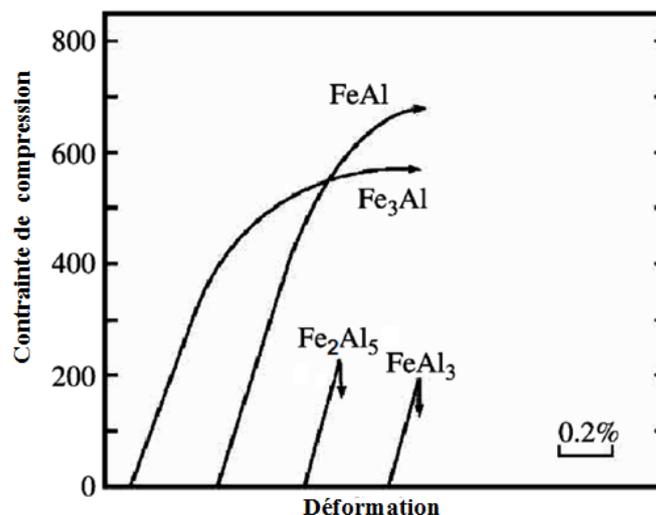


Figure II. 13: Courbes de contrainte / déformation des essais de compression réalisés sur quelques composés intermétalliques du système Fe-Al. [101].

Haghshenas et al. [99] et al ont montré que le joint soudé par FSW de l'aluminium AA5754 avec l'acier 22MnB5 à donner la formation de composée intermétallique  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  IMC et qui a une résistance à la rupture inférieure à celle du joint AA5754 / DP600 avec  $\text{AlFe}$  IMC comme montrée dans la figure II.38. Donc la résistance des joint soudure par friction malaxage des matériaux dissimilaires 'd'alliage d'aluminium /acier est liée à la nature du composée intermétallique.

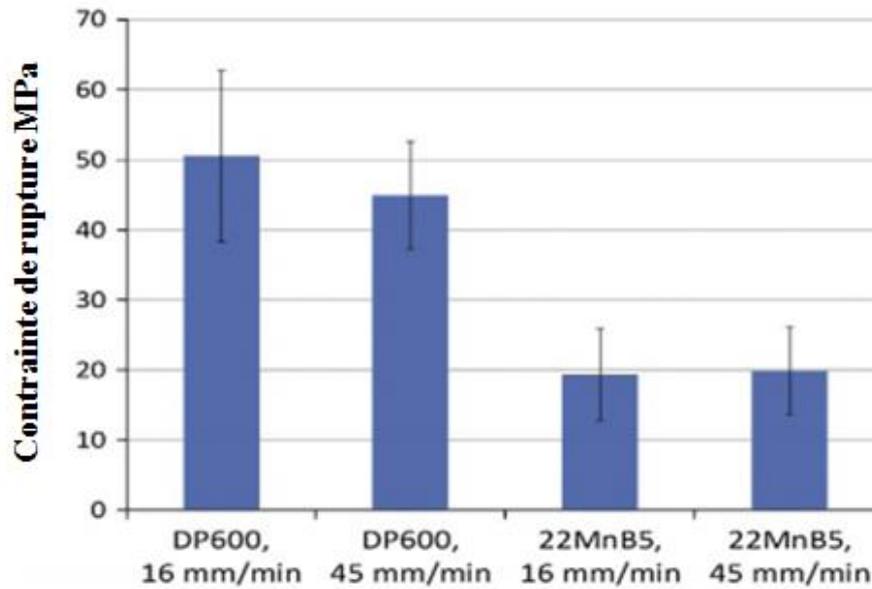


Figure II. 14: Résultats du test fracture par traction des joints dissimilaires Al AA5754 / acier DP600 et AA5754/ 22Mn55 [99].

## 2.6. Conclusion partielle

Le soudage par friction malaxage (FSW) correspond à une méthode d'assemblage à l'état solide permettant de souder des alliages de même et différentes natures. Cette technique est utilisée dans différents secteurs. Sur le plan industriel, le procédé FSW est aujourd'hui utilisé presque exclusivement pour le soudage des alliages d'aluminium. L'assemblage de matériaux dissimilaires tels qu'un alliage d'aluminium et un acier présentent un intérêt pour l'allègement des structures mécaniques.

Dans les prochains chapitres, nous avons procédé à l'assemblage de deux matériaux différents à savoir un alliage d'aluminium et un acier. Nous nous sommes focalisés sur l'étude de l'évolution de la microstructure et caractéristiques des joints soudés par FSW. Une investigation sur la formation d'IMC avait été menée afin de comprendre ses mécanismes et d'en diminuer la formation.

## Références bibliographiques

1. Thomas, W. and D. Nicholas, *JD Needham, MG Murch, P. Templesmith and CJ Daws: Friction stir butt welding*, International Patent Appl, 1991(9125978.8).
2. Merzoug, M., et al., *Parametric studies of the process of friction spot stir welding of aluminium 6060-T5 alloys*. Materials & Design, 2010. **31**(6): p. 3023-3028.
3. Merzoug, M., et al. *Qualification du domaine de soudabilité en soudage par point par friction malaxage*. in *3ème Conférence Internationale sur le Soudage, le CND et l'Industrie des Matériaux et Alliages (IC-WNDT-MI'12)*. 2012. Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle (CSC).
4. <http://www.iiwelding.org/>. 2014.
5. Arbegast, W.J., *Application of Friction Stir Welding and related technologies*. Friction Stir Welding and Processing, 2007: p. 273-308.
6. Andersson, C., et al. *A comparison of copper canister fabrication by the electron beam and friction stir processes*. in *Proceedings of the 2nd International Symposium "Friction Stir Welding"*, Gothenburg. 2000.
7. Kaellgren, T., *Friction Stir Welding of Copper Canisters for Nuclear Waste*, 2005, Royal Inst. of Tech.
8. Bernard TISSOT, *Recherches et études relatives à la gestion des matières et des déchets radioactifs*, 2009, commission nationale d'évaluation(CNE2): Paris. p. 248.
9. Källgren, T., *Friction stir welding of copper canisters for nuclear waste*. 2005.
10. Kallee, S.W., *5 - Industrial applications of friction stir welding*, in *Friction Stir Welding 2010*, Woodhead Publishing. p. 118-163.
11. Jonckheere, C., *Soudage par friction-malaxage de joints hétérogènes en alliages d'aluminium 2014 et 6061*, 2012, UCL.
12. Thomas, W. and E. Nicholas, *Friction stir welding for the transportation industries*. Materials & Design, 1997. **18**(4): p. 269-273.
13. Sato, Y.S., et al., *FIB-assisted TEM study of an oxide array in the root of a friction stir welded aluminium alloy*. Scripta Materialia, 2004. **50**(3): p. 365-369.
14. Sato, Y.S., et al., *Post-weld formability of friction stir welded Al alloy 5052*. Materials Science and Engineering: A, 2004. **369**(1-2): p. 138-143.
15. Park, S.H.C., et al., *Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding*. Scripta Materialia, 2003. **49**(12): p. 1175-1180.
16. Park, S.H.C., Y.S. Sato, and H. Kokawa, *Effect of micro-texture on fracture location in friction stir weld of Mg alloy AZ61 during tensile test*. Scripta Materialia, 2003. **49**(2): p. 161-166.
17. Timesli, A., *Simulation du soudage par friction et malaxage à l'aide de méthodes sans maillage*, 2013, Université de Lorraine.
18. Mishra, R.S. and Z. Ma, *Friction stir welding and processing*. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2005. **50**(1): p. 1-78.
19. Kulekci, M.K., A. Şik, and E. Kaluç, *Effects of tool rotation and pin diameter on fatigue properties of friction stir welded lap joints*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2008. **36**(9-10): p. 877-882.
20. Elangovan, K., V. Balasubramanian, and M. Valliappan, *Influences of tool pin profile and axial force on the formation of friction stir processing zone in*

- AA6061 aluminium alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2008. **38**(3-4): p. 285-295.
21. Watanabe, T., et al., *Observation of the Solid State Welded Interface between Steel and Aluminum Alloy Using a Rotating Pin-Solid State Welding of Dissimilar Metals Using a Rotating Pin(Report 2)*. Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 2005. **23**(4): p. 603-607.
  22. Zhang, H., et al., *Defects formation procedure and mathematic model for defect free friction stir welding of magnesium alloy*. *Materials & Design*, 2006. **27**(9): p. 805-809.
  23. Zhang, H., et al., *Effect of welding speed on the material flow patterns in friction stir welding of AZ31 magnesium alloy*. *Rare Metals*, 2007. **26**(2): p. 158-162.
  24. Kumar, K. and S.V. Kailas, *The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation*. *Materials Science and Engineering: A*, 2008. **485**(1): p. 367-374.
  25. Huang, Y., et al., *The weld formation of self-support friction stir welds for aluminum hollow extrusion*. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016: p. 1-9.
  26. Aizawa, T., M. Kashani, and K. Okagawa, *Application of magnetic pulse welding for aluminum alloys and SPCC steel sheet joints*. *Welding journal*, 2007. **86**(5): p. 119-124.
  27. Chen, C. and R. Kovacevic, *Finite element modeling of friction stir welding—thermal and thermomechanical analysis*. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2003. **43**(13): p. 1319-1326.
  28. Zhang, H., Z. Zhang, and J. Chen, *3D modeling of material flow in friction stir welding under different process parameters*. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007. **183**(1): p. 62-70.
  29. Heidarzadeh, A. and T. Saeid, *Prediction of mechanical properties in friction stir welds of pure copper*. *Materials & Design*, 2013. **52**: p. 1077-1087.
  30. Balasubramanian, N., B. Gattu, and R.S. Mishra, *Process forces during friction stir welding of aluminium alloys*. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2009. **14**(2): p. 141-145.
  31. Khaled, T., *An outsider looks at friction stir welding*. *Fed Aviat Admin*, 2005. **25**: p. 27-29.
  32. Chen, H.-B., et al., *The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds*. *Materials Science and Engineering: A*, 2006. **433**(1): p. 64-69.
  33. *Bulletin technique N°46 Le soudage Friction Stir Welding sur Machine-Outil à Commande Numérique*. institut maupertuis., avril 2016.
  34. Zimmer, S., et al., *Manuel Pédagogique, Le soudage par friction malaxage, friction stir welding*, 2006, ISBN 978-2-900781-67-8 Projet Corouso Livrable.
  35. Hilgert, J., *Knowledge based process development of bobbin tool friction stir welding*, 2012.
  36. Nandan, R., T. DebRoy, and H. Bhadeshia, *Recent advances in friction-stir welding—process, weldment structure and properties*. *Progress in Materials Science*, 2008. **53**(6): p. 980-1023.
  37. He, H., et al., *Strength Prediction of Aluminum–Stainless Steel–Pulsed TIG Welding–Brazing Joints with RSM and ANN*. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2014. **27**(6): p. 1012-1017.

38. Woo, W., et al., *Influence of the tool Pin and shoulder on microstructure and natural aging kinetics in a friction-stir-processed 6061–T6 aluminum alloy*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007. **38**(1): p. 69-76.
39. Liu, F. and Z. Ma, *Influence of tool dimension and welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction-stir-welded 6061-T651 aluminum alloy*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008. **39**(10): p. 2378-2388.
40. Zhang, Y., et al., *Review of tools for friction stir welding and processing*. Canadian Metallurgical Quarterly, 2012. **51**(3): p. 250-261.
41. Jemal, N., et al., *Influence de la géométrie de l'outil sur la robustesse du FSW robotisé*. 2014.
42. Arbegast, W.J., *Modeling friction stir joining as a metalworking process*. Proceedings of Hot Deformation of Aluminum Alloys III, 2003: p. 313-327.
43. Lienert, T., R. Mishra, and M. Mahoney, *Friction Stir Welding and Processing*. ASM International, Materials Park, OH, 2007: p. 123-154.
44. Association, E.A., *The aluminium automotive manual*. Joining-Adhesive bonding. EAA, 2013.
45. McClure, J.C., et al., *A thermal model of friction stir welding*. Trends in Welding Research, 1998. **1**(999): p. 62.
46. Tang, W., et al., *Heat input and temperature distribution in friction stir welding*. Journal of Materials Processing and Manufacturing Science, 1998. **7**: p. 163-172.
47. Gingell, A. and T. Gooch, *Review of factors influencing porosity in aluminium arc welds*. TWI Members Report, 1997. **625**: p. 1997.
48. Sato, Y.S., et al., *Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding*. Metallurgical and materials transactions A, 1999. **30**(9): p. 2429-2437.
49. Heurtier, P., et al., *Mechanical and thermal modelling of friction stir welding*. Journal of Materials Processing Technology, 2006. **171**(3): p. 348-357.
50. Leal, R., et al., *Material flow in heterogeneous friction stir welding of thin aluminium sheets: effect of shoulder geometry*. Materials Science and Engineering: A, 2008. **498**(1): p. 384-391.
51. Elangovan, K. and V. Balasubramanian, *Influences of tool pin profile and welding speed on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy*. Journal of Materials Processing Technology, 2008. **200**(1): p. 163-175.
52. Reimann, M., et al., *Keyhole closure using friction spot welding in aluminum alloy 6061–T6*. Journal of Materials Processing Technology, 2016. **237**: p. 12-18.
53. Dehghani, K., R. Ghorbani, and A. Soltanipoor, *Microstructural evolution and mechanical properties during the friction stir welding of 7075-O aluminum alloy*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015. **77**(9-12): p. 1671-1679.
54. Frigaard, Ø., Ø. Grong, and O. Midling, *A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys*. Metallurgical and materials transactions A, 2001. **32**(5): p. 1189-1200.
55. Genevois, C., *Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 & 5000 et comportement mécanique résultant*, 2004, Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG.

56. Chen, Y., J. Feng, and H. Liu, *Precipitate evolution in friction stir welding of 2219-T6 aluminum alloys*. Materials characterization, 2009. **60**(6): p. 476-481.
57. Guedoiri, A., *Contribution à la modélisation et à la simulation numérique du soudage par friction et malaxage*, 2012, Ecole nationale supérieure d'arts et métiers-ENSAM.
58. Schneider, J. and A. Nunes Jr, *Thermo-mechanical processing in friction stir welds*. 2002.
59. Threadgill, P., et al., *Friction stir welding of aluminium alloys*. International Materials Reviews, 2013.
60. Liu, G., et al., *Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum*. Scripta materialia, 1997. **37**(3): p. 355-361.
61. Rhodes, C., et al., *Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum*. Scripta materialia, 1997. **36**(1): p. 69-75.
62. Sato, Y.S. and H. Kokawa, *Distribution of tensile property and microstructure in friction stir weld of 6063 aluminum*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001. **32**(12): p. 3023-3031.
63. Strangwood, M., et al. *Characterization of the thermo-mechanical effects on microstructural development in friction stir welded age hardening aluminiumbased alloys*. in *Proceedings of the First International Conference on Friction Stir Welding*. 1999.
64. Hannour, F., A. Davenport, and M. Strangwood. *Corrosion of friction stir welds in high strength aluminium alloys*. in *Proceedings of the 2nd International Friction Stir Welding Symposium*. 2000.
65. Biallas, G., et al. *Mechanical properties and corrosion behavior of friction stir welded 2024-T3*. in *1st International Symposium on Friction Stir Welding, Thousand oaks, CA, USA, czerwiec*. 1999.
66. Kimapong, K. and T. Watanabe, *Effect of welding process parameters on mechanical property of FSW lap joint between aluminum alloy and steel*. Materials Transactions, 2005. **46**(10): p. 2211-2217.
67. Sato, Y.S., S.H.C. Park, and H. Kokawa, *Microstructural factors governing hardness in friction-stir welds of solid-solution-hardened Al alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001. **32**(12): p. 3033-3042.
68. Svensson, L.-E., et al., *Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA 6082*. Science and Technology of Welding and Joining, 2013.
69. Schneider, J., R. Beshears, and A.C. Nunes, *Interfacial sticking and slipping in the friction stir welding process*. Materials Science and Engineering: A, 2006. **435**: p. 297-304.
70. Reynolds, A.P., et al., *Relationships between weld parameters, hardness distribution and temperature history in alloy 7050 friction stir welds*. Science and Technology of Welding and Joining, 2005. **10**(2): p. 190-199.
71. Uzun, H., et al., *Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 to X5CrNi18-10 stainless steel*. Materials & Design, 2005. **26**(1): p. 41-46.
72. Zadpoor, A.A., et al., *Mechanical properties and microstructure of friction stir welded tailor-made blanks*. Materials Science and Engineering: A, 2008. **494**(1): p. 281-290.
73. Hirasawa, S., et al. *Analysis of flow and temperature distribution during friction stir welding*. in *ASME 2004 Heat Transfer/Fluids Engineering Summer Conference*. 2004. American Society of Mechanical Engineers.

74. Simar, A., T. Pardoën, and B. De Meester, *Effect of rotational material flow on temperature distribution in friction stir welds*. Science and Technology of Welding & Joining, 2013.
75. Liu, H., et al., *Tensile properties and fracture locations of friction-stir-welded joints of 2017-T351 aluminum alloy*. Journal of Materials Processing Technology, 2003. **142**(3): p. 692-696.
76. Lee, W.B., Y. Yeon, and S. Jung, *The improvement of mechanical properties of friction-stir-welded A356 Al alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2003. **355**(1): p. 154-159.
77. Seidel, T. and A.P. Reynolds, *Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001. **32**(11): p. 2879-2884.
78. Kumar, K. and S.V. Kailas, *On the role of axial load and the effect of interface position on the tensile strength of a friction stir welded aluminium alloy*. Materials & Design, 2008. **29**(4): p. 791-797.
79. Murr, L., G. Liu, and J. McClure, *A TEM study of precipitation and related microstructures in friction-stir-welded 6061 aluminium*. Journal of Materials Science, 1998. **33**(5): p. 1243-1251.
80. Payganeh, G., et al., *Effects of friction stir welding process parameters on appearance and strength of polypropylene composite welds*. International Journal of Physical Sciences, 2011. **6**(19): p. 4595-4601.
81. Girard, M., *Soudage Diffusion Hétérogène assisté par Friction Malaxage: cas du couple Al/Fe*, in *Ecole Centrale de Nantes 2010*, Ecole Centrale de Nantes: Nantes. p. 218.
82. Pourali, M., et al., *Influence of welding parameters on intermetallic compounds formation in dissimilar steel/aluminum friction stir welds*. Journal of Alloys and Compounds, 2017. **715**: p. 1-8.
83. Justman, R., et al., *Friction Stir Lap Welding Aluminum to Steel Using Scribe Technology*. 2013.
84. Xiong, J., et al., *High strength lap joint of aluminium and stainless steels fabricated by friction stir welding with cutting pin*. Science and Technology of Welding and Joining, 2012. **17**(3): p. 196-201.
85. Chen, Y. and K. Nakata, *Effect of the surface state of steel on the microstructure and mechanical properties of dissimilar metal lap joints of aluminum and steel by friction stir welding*. Metallurgical and materials transactions A, 2008. **39**(8): p. 1985.
86. Braun, R., C.D. Donne, and G. Staniek, *Laser beam welding and friction stir welding of 6013-T6 aluminium alloy sheet*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 2000. **31**(12): p. 1017-1026.
87. Cavaliere, P., *Friction stir welding of Al alloys: analysis of processing parameters affecting mechanical behavior*. Procedia CIRP, 2013. **11**: p. 139-144.
88. Kimapong, K. and T. Watanabe, *Lap joint of A5083 aluminum alloy and SS400 steel by friction stir welding*. Materials transactions, 2005. **46**(4): p. 835-841.
89. Yılmaz, M., M. Çöl, and M. Acet, *Interface properties of aluminum/steel friction-welded components*. Materials Characterization, 2002. **49**(5): p. 421-429.

90. Tanaka, T., T. Morishige, and T. Hirata, *Comprehensive analysis of joint strength for dissimilar friction stir welds of mild steel to aluminum alloys*. Scripta materialia, 2009. **61**(7): p. 756-759.
91. Fukumoto, S., et al., *Amorphization by friction welding between 5052 aluminum alloy and 304 stainless steel*. Scripta materialia, 2000. **42**(8): p. 807-812.
92. Chen, C. and R. Kovacevic, *Joining of Al 6061 alloy to AISI 1018 steel by combined effects of fusion and solid state welding*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2004. **44**(11): p. 1205-1214.
93. Bozzi, S., et al., *Intermetallic compounds in Al 6016/IF-steel friction stir spot welds*. Materials Science and Engineering: A, 2010. **527**(16): p. 4505-4509.
94. Kattner, U. and T.B. Massalski, *Binary alloy phase diagrams*. ASM International, Material Park, OH, 1990. **148**.
95. Shahverdi, H., et al., *Microstructural analysis of interfacial reaction between molten aluminium and solid iron*. Journal of Materials Processing Technology, 2002. **124**(3): p. 345-352.
96. Das, H., et al., *Numerical and experimental investigation on friction stir lap welding of aluminium to steel*. Science and Technology of Welding and Joining, 2014. **19**(1): p. 69-75.
97. Kuroda, S.-i., K. Saida, and K. Nishimoto, *Microstructure and Properties of Directly Bonded Joint of A6061 Aluminum Alloy to SUS316 Stainless Steel: Study on Diffusion Bonding of Aluminum Alloy to Stainless Steel (Report 1)*. Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 1999. **17**(3): p. 484-489.
98. Coelho, R., et al., *Friction-stir dissimilar welding of aluminium alloy to high strength steels: Mechanical properties and their relation to microstructure*. Materials Science and Engineering: A, 2012. **556**: p. 175-183.
99. Haghshenas, M., et al., *Friction stir weld assisted diffusion bonding of 5754 aluminum alloy to coated high strength steels*. Materials & Design, 2014. **55**: p. 442-449.
100. Chen, Z., S. Yazdanian, and G. Littlefair, *Effects of tool positioning on joint interface microstructure and fracture strength of friction stir lap Al-to-steel welds*. Journal of materials science, 2013. **48**(6): p. 2624-2634.
101. Ozaki, H. and M. Kutsuna, *Dissimilar metal joining of zinc coated steel and aluminum alloy by laser roll welding*, in *Welding processes 2012*, InTech.
102. Yasuyama, M., K. Ogawa, and T. Taka, *Spot welding of aluminium and steel sheet with an insert of aluminium clad steel sheet: dissimilar metal joining of aluminium and steel sheet (1st Report)*. 1996.

### 3. Chapitre -III- Matériaux et procédures expérimentales

Les matériaux constitutifs des tôles utilisées sont respectivement l'alliage d'aluminium 6061-T6 pour la plaque supérieure et l'acier faible pourcentage de carbone (ULC) « Ultras Low carbon » pour la plaque inférieure. Une brève description de chacun de ces deux métaux est reprise ci –dessous. De plus, le procédé de soudage et techniques de caractérisations des joints de soudure obtenus seront aussi présentés.

#### 3.1. L'alliage d'aluminium 6061-T6

##### 3.1.1. Généralités :

L'alliage d'aluminium, dont il est question dans ce travail de thèse, est un alliage d'aluminium 6061-T6 de composition chimique représenté sur le tableau III.1.

Tableau III. 1: Composition de l'alliage 6061 en pourcentage massique.

Al	Cr	Cu	Fe	Ga	Mg	Mn	Si	Ti	v	Zn	Zr
96.8	0.19	0.24	0.44	0.015	0.92	0.05	0.56	0.02	0.01	0.04	<0.01

L'aluminium 6061 est également un alliage à durcissement structural, c'est-à-dire qu'il tire ses propriétés mécaniques de la taille et de la distribution des précipités qu'il contient. Il s'agit d'un alliage très répandu de la série 6XXX. Ses principaux éléments d'addition sont le magnésium et le silicium. Les alliages d'aluminium de la série 6XXX sont très nombreux. Ils se différencient par leur teneur en magnésium (qui peut varier de 0,3 à 1,5 %) et leur teneur en silicium (de 0,3 à 1,4 %). Ils comportent également des éléments d'alliage secondaires comme le chrome, le manganèse, le cuivre, le plomb, etc. qui jouent également un rôle dans les propriétés des alliages de cette série.

Parmi les qualités de ces alliages dans le monde industriel, on peut par exemple citer [1].

Une très bonne aptitude à la déformation à chaud par laminage et surtout par filage et matriçage. Et également, une bonne aptitude à la mise en forme à froid en particulier dans les états recuits (O) et, à un degré moindre, trempé muri (T4).

- Des caractéristiques mécaniques relativement bonnes à l'état trempé revenu (T6), ainsi qu'un bon comportement aux basses et très basses températures mais une résistance à chaud limitée à partir de 150 à 200 °C suivant la durée du maintien à chaud.
- Une très bonne résistance à la corrosion pouvant être renforcée par des traitements d'anodisation.
- Une bonne aptitude au soudage.

Ce qui explique en partie la large utilisation de ce matériau dans diverses industries.

### 3.1.2. Propriétés mécaniques

#### 3.1.2.1. Propriétés à température ambiante

Les alliages d'aluminium 6061 font l'objet de nombreuses études principalement sous un aspect métallurgique mais également sous un aspect mécanique. Les propriétés mécaniques classiques (la limite d'élasticité à 0,2 %  $R_{p0,2}$ , la limite à la rupture  $R_m$ , l'allongement à rupture  $A$ , le module d'élasticité  $E$  et le coefficient de poisson  $\nu$ ) couramment admises sont données dans le tableau III.2. [2-5] . Les résultats des tests de traction dans le tableau III.2 correspondent à des essais effectués à température ambiante dont la courbe, complètes est présentée à la figure III.1.

Tableau III. 2: Propriétés mécaniques de l'Al- 6061[4].

$R_{p0,2}$ (MPa)	$R_m$ MPa)	$A$ (%)	$E$ (GPa)	$\nu$
≈280	≈310.5	≈15	≈69.5	0.33

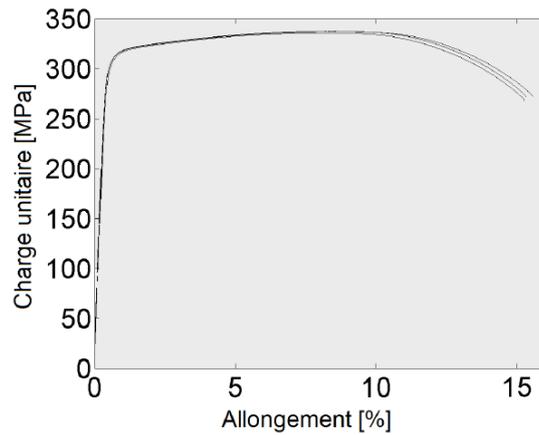


Figure III. 1: Courbes de traction à température ambiante pour l'alliage 6061-T6.

### 3.1.2.2. Propriétés à haute température

Les caractéristiques mécaniques des alliages varient avec la température. Puisque le soudage est un procédé à haute température, la connaissance de la loi de comportement du matériau en température est inévitable [6]. Plusieurs études ont été menées sur les caractérisations de l'alliage 6061-T6 [3, 7-10] afin de comprendre les phénomènes intervenant dans la ZAT. Des études portant sur la rhéologie de la zone pâteuse ont été menées par E. Gi[11]. La figure III.2. déduite des travaux de D. Maisonnette et Sharma [3, 4] et al représente l'évolution avec la température de module de Young 6061-T6. On Remarque que le module de Young varie fortement avec la température : il est quasiment divisé par deux lorsque la température passe de 20 à 500 °C.

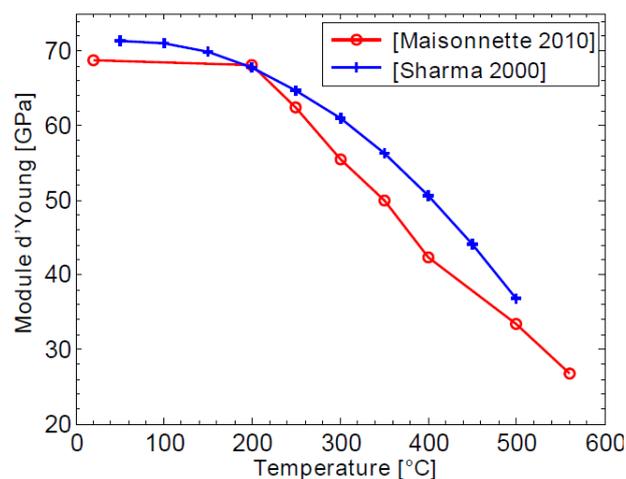


Figure III. 2 : Evolution expérimentale du module de Young [3, 4].

Le comportement de l'alliage 6061 est très différent en fonction de la température d'essai comme il est montré sur la figure III.3. La limite d'élasticité de cet alliage passe d'environ 280 MPa à l'ambiante à une valeur de l'ordre de 10 MPa à 560 °C.

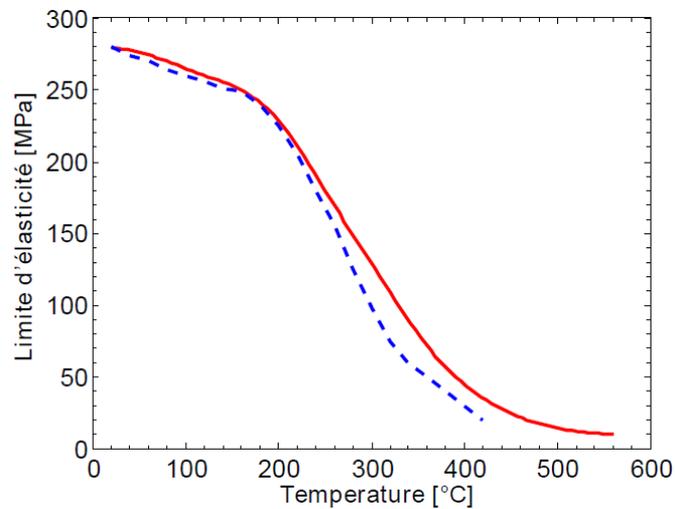


Figure III. 3: Evolution de la limite d'élasticité avec la température [1, 4] .

### 3.2. Acier (ULC)

L'acier utilisé dans notre étude est un acier à très faible pourcentage de carbone (ULC) de composition chimique représenté dans le tableau III.3, dont les dimensions des plaques usinées sont similaires à celle de l'alliage d'aluminium : 200 mm de longueur, 80 mm de largeur.

Tableau III. 3: Composition de l'acier en pourcentage massique.

% (Wt.)	C	Mn	Si	S	P	N	Fe
<b>Acier ULC</b>	0.013	0.136	0.01	0.005	0.0132	<0.008	<b>Balance</b>

Cependant la plaque d'acier est plus fine, elle possède une épaisseur de 0.8 mm. Celle-ci doit être suffisamment petite pour que le flux ne se dissipe pas avant d'atteindre la plaque d'aluminium. ULC signifie que le teneur en carbone est très faible (Ultra low carbone). Nous prenons dès lors les propriétés du fer pur comme

référence. Les principales caractéristiques du fer pur à température ambiante sont présentées sur le tableau III. 4.

Tableau III. 4:Caractéristique du fer à température ambiante [17].

Propriétés	Symbole	Valeur	Unité
Température de fusion	$T_f$	$\approx 1500$	[°C]
Masse volumique	$\rho$	7870	[Kg m <sup>-3</sup> ]
Chaleur spécifique	$c$	440	[J Kg <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]
Conductivité thermique	$\kappa$	75	[Gpa]
Coefficient de poisson	$\nu$	0.291	[-]
Module de Yong	$E$	200	[Mpa]

Il est bien spécifié à nouveau que ces valeurs sont uniquement valables dans des conditions de pression et température ambiante. Notons déjà que la température de fusion de l'acier est plus de deux fois supérieure à celle de l'aluminium 6061-T6 :  $T_{f,fer} > 2 * T_{f,alu}$ . Durant le procédé de soudage, le fer ne se fond pas puisque les températures atteintes ( $\approx 1000^\circ\text{C}$ ) sont nettement inférieures à sa température de fusion.

### 3.3. Procédée de soudage des deux tôles :

Le soudage par friction malaxage consiste à assembler par déformation plastique à chaud, l'interface de deux tôles en contact et fortement bridées, à l'aide d'un outil ont les propriétés suivantes (stabilité thermique, stabilité contre l'usure), animé d'un mouvement de rotation et de translation.

#### 3.3.1. Outil de soudage :

On utilise deux types de matériaux d'outil de soudage :

##### 3.3.1.1. Outil en acier

L'outil est en acier (x40 CrMoV 51), durci par traitement thermique (trempe et revenu) jusqu'à une dureté de 50 HRC. Il comporte trois ailettes destinées à faciliter son refroidissement (voir Figure III.4.) ; un épaulement de 20 mm de diamètre et un pion de 5 mm de diamètre et de 4.4 mm de long.

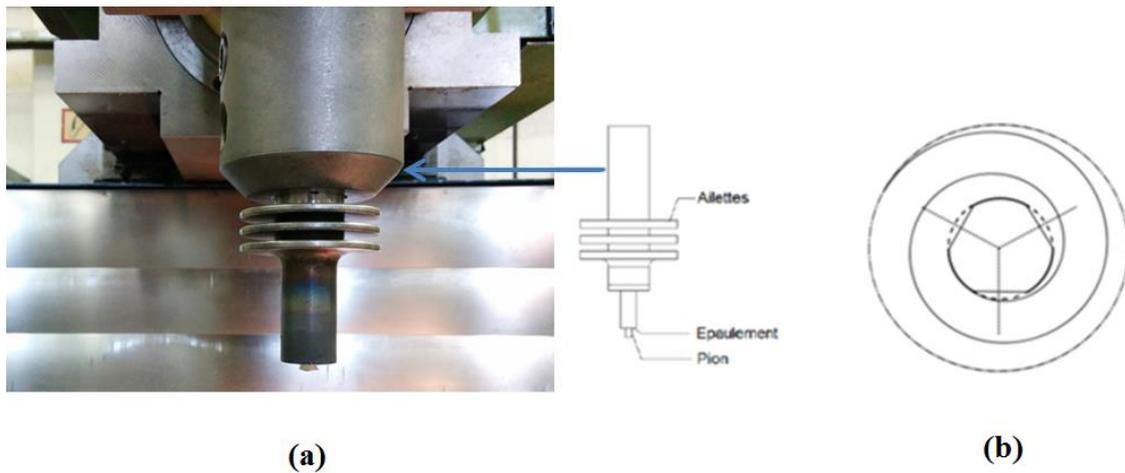


Figure III. 4: Schéma de l'outil en acier pour soudage par friction-malaxage. (b) Vue agrandie de pion et de l'épaulement (vu de face).

### 3.3.1.2. Outil en Carbure de tungstène

L'outil employé en carbure de tungstène d'un diamètre de l'épaulement 20 mm et de différent diamètre de pion : 5, 6, et 7 mm (figure.III.5). C'est un matériau stable, assez dur (dureté Vickers :  $\approx 1500$ ) et dont la température de fusion est très élevée ( $\approx 2900$  °C [12]). Il est primordial de connaître ses propriétés thermiques puisque l'outil va atteindre des températures élevées à l'interface de la matrice d'ULC et de sa surface plane. Le tableau III.5. relève les principales caractéristiques.

Tableau III. 5: Caractéristique du carbure de tungstène à température ambiante [13].

Propriétés	Symbole	Valeur	Unité
Température de fusion	$T_f$	$\approx 2870$	[°C]
Masse volumique	$\rho$	15800	[Kg m <sup>-3</sup> ]
Conductivité thermique	$\kappa$	84	[Wm <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]
Module de Yong	$E$	0.291	[-]
Coefficient de dilatation thermique	$\alpha_{th}$	$\approx 5$	[10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> ]
Module de Yong	$E$	720	[GPa]
Résistance à la traction	$R_e$	0.34	[GPa].

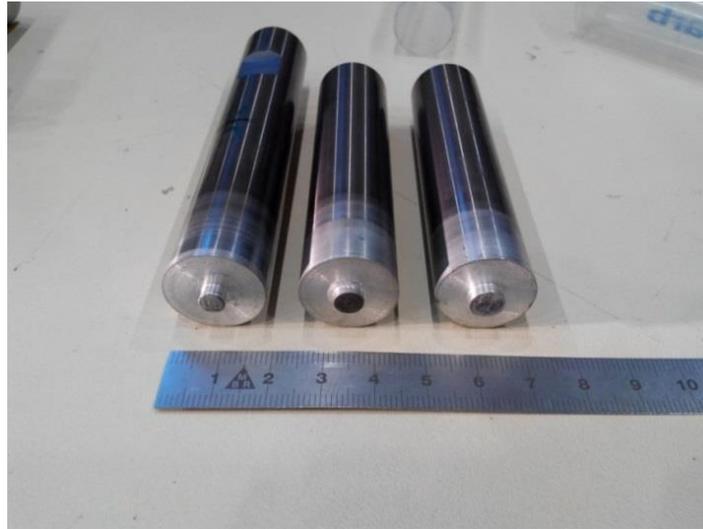


Figure III. 5: Schéma de l'outil en tungstène de soudage par friction-malaxages de différents diamètres de pion (5, 6,7mm).

### 3.3.2. Description du procédé

Le but de cette démarche expérimentale est de déterminer a posteriori pour quels paramètres la soudure possèdera les meilleures propriétés mécaniques. Les soudures seront soumises à des essais de cisaillement par traction et à des analyses à la microscopie optique et électronique. Celles-ci permettront de caractériser les microstructures des IM et de faire le lien avec les résultats des essais mécaniques.

La première étape consiste en effet de plusieurs expériences pour optimiser la vitesse de rotation (800, 1800,1200) tr / min. La deuxième étape on effectuer des essais à vitesse de rotation 1200 tour / min. Ce paramètre a permis d'obtenir des résultats concluants lors des expériences réalisées.

Par conséquent, nous focalisons notre étude uniquement sur l'influence de la vitesse d'avance, et le diamètre de pin de l'outil. La figure III.6. montre le sens de rotation de la vitesse d'avance. Il est indispensable de connaître le sens de la rotation de l'outil, en effet, le côté A- côté Avance – et le côté R- Coté Retrait.

Le côté Avance correspondant au côté où les vecteurs des vitesses de translation et de direction de l'outil sont dirigés dans le même sens .Dans le cas du côté Retrait, le vecteur est de sens opposé .Ce qui signifie que le cordant de soudure n'est pas tout à

fait symétrique par rapport à l'axe de translation de l'outil (axe  $x=0$ ). Cette dissymétrie engendre des différences au niveau de la microstructure des intermétalliques (IMC).

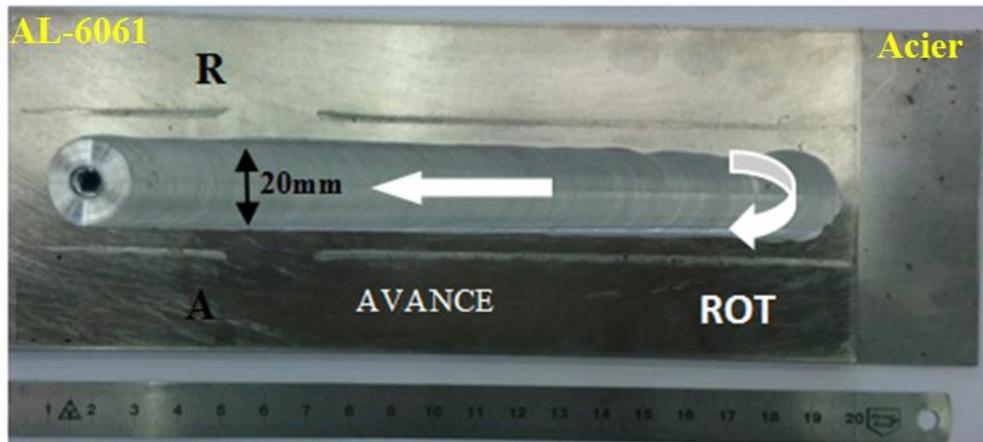


Figure III. 6: Macrographie de l'échantillon AL6061 / Acier (ULC) soudé par friction malaxage à vitesse d'avance 200tr/min et vitesse de rotation 1200tr/min. Coté A' (avance)-R (Retrait), Diamètre de l'outil 20mm.

### 3.3.2.1. La machine mise en place

En soudage par friction malaxage, on utilise classiquement une machine 2 axes 1/2. On retrouve couramment la configuration suivante qui est représentée sur la figure III.7.b. :

- l'axe  $x$ , piloté en déplacement, qui permet un mouvement longitudinal de l'outil par rapport aux tôles (1 axe) ; il caractérise la direction de la vitesse d'avance.
- l'axe  $y$ , piloté en position, qui permet de positionner l'outil par rapport à l'interface des deux tôles (1/2 axe) ;
- l'axe  $z$ , piloté en déplacement ou en effort, perpendiculaire aux tôles, permettant de piloter les phases de pénétration et de retrait (1 axe). Cet axe comprend également la rotation de l'outil (axe de la broche).

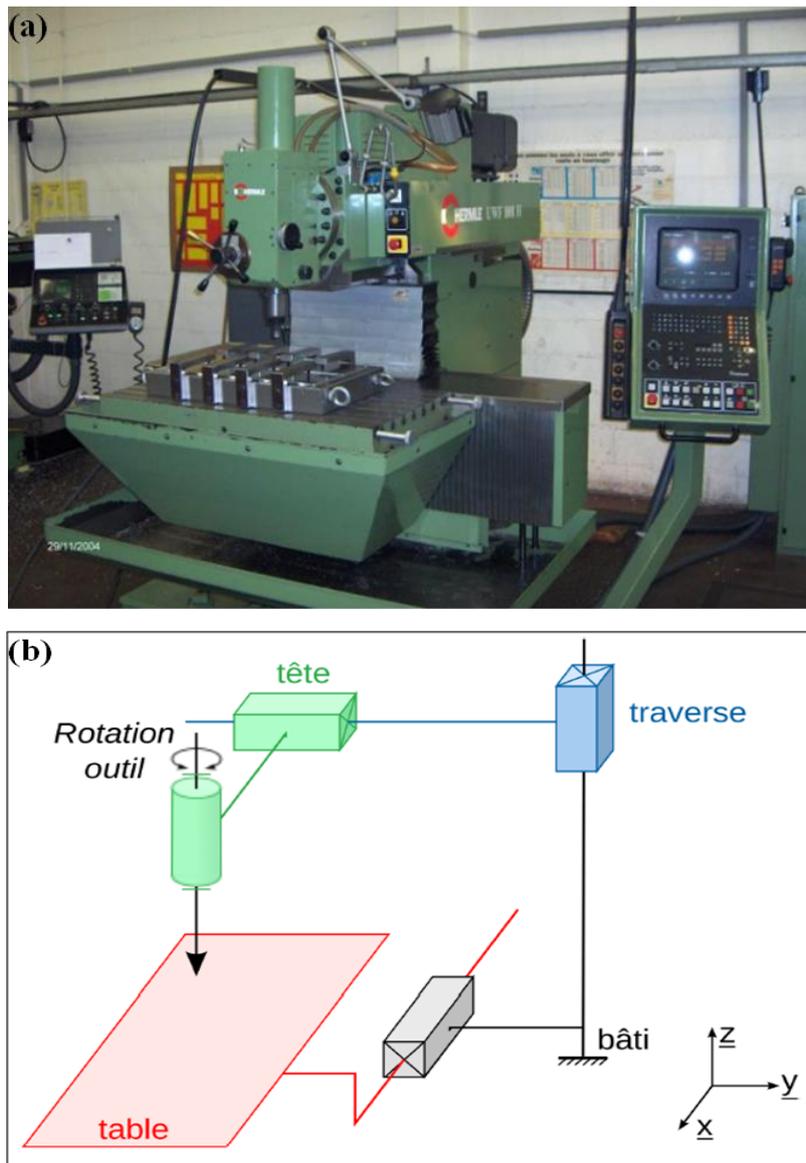


Figure III. 7: (a) : Machine fraiseuse à commande numérique utilisé (Institut de mécanique, IMAP, Belgique). (b) : Schéma cinématique, représentation des axes.

Les trois axes sont pilotés en déplacement. Le dispositif se présente donc comme une tricouche composée d'une plaque d'aluminium 6061-T6 déposée sur une plaque d'acier (ULC), qui elle-même repose sur une plaque support (backing plate). La figure III.8 montre la méthode de fixation des trois plaques ensemble. L'idéal est donc d'employer une clef dynamométrique pour s'assurer de la symétrie des contraintes de serrage

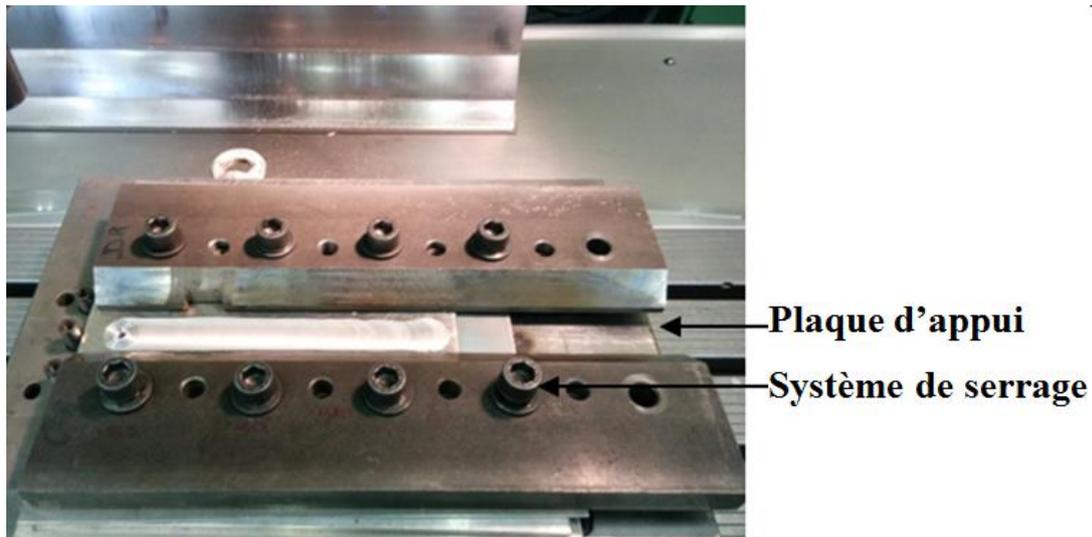


Figure III. 8: Macrographie du dispositif de bridage et de plaque support.

### 3.3.2.2. Mode opératoire

La chronologie lors du procédé de soudage comporte quatre étapes majeures (figure III.9.) :

- (0)–Au préalable, il faut mettre en place et clamer les tôles sur la plaque support en les serrant à l'aide d'une clef dynamométrique.
- (a)-La première étape consiste à descendre l'outil dans la matière selon l'axe z, avec une plongée maximale (en valeur absolu)
- (b)-Le flux de chaleur généré par la friction entre l'outil et la plaque d'aluminium permet de souder les deux matériaux grâce à la fusion de l'aluminium.
- (c)-Un mouvement d'avance est imposé et la phase de soudage est amorcée. La plongée ne varie plus une fois que nous sommes en régime pseudo – stationnaire. La formation de l'intermétallique entre les deux tôles a lieu grâce au phénomène de diffusion favorisé par la fusion de l'aluminium.
- (d)-A la fin du procédé de soudage, l'outil remonte verticalement selon l'axe z, perpendiculairement aux deux plaques qui sont normalement assemblées.

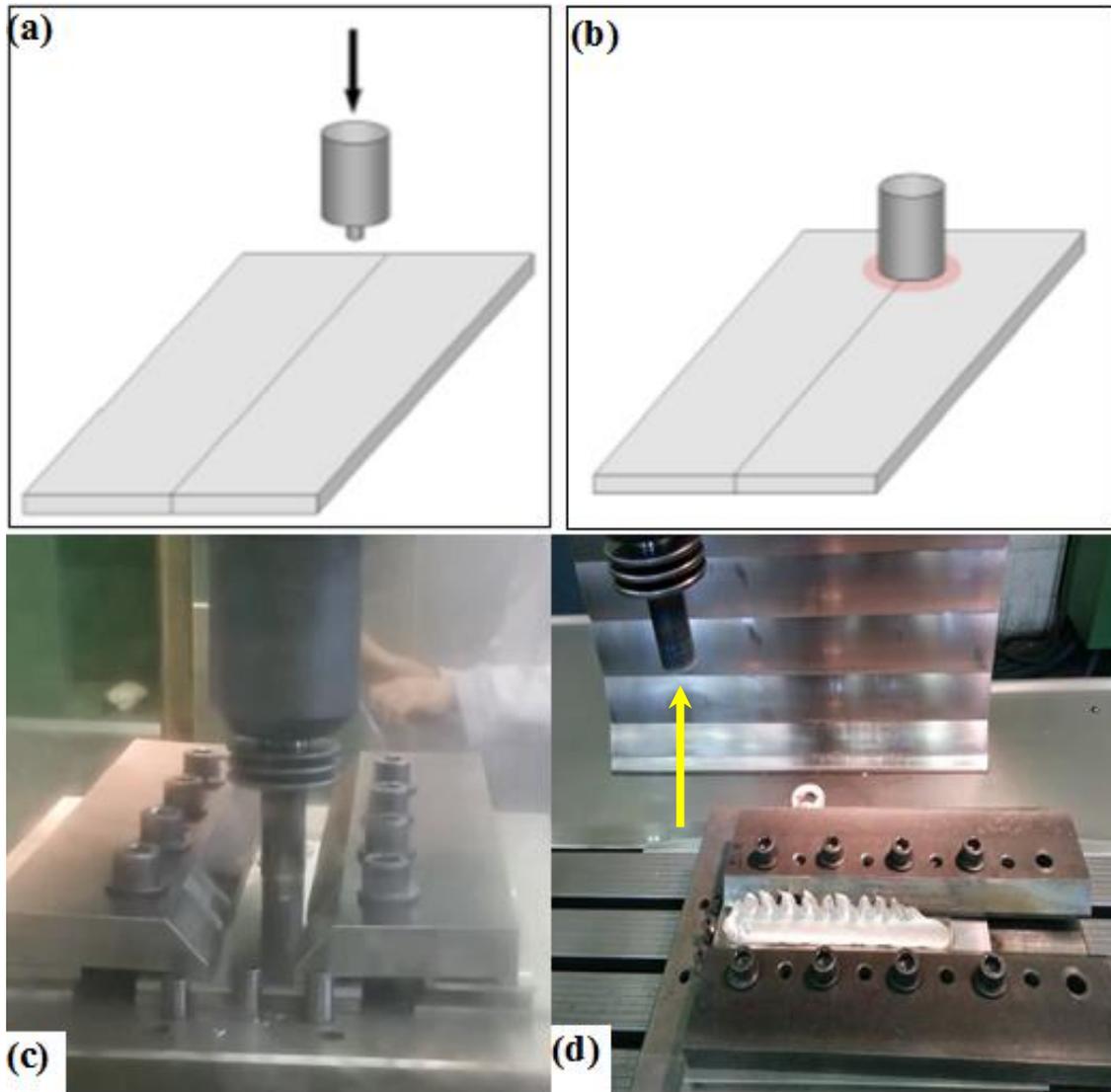


Figure III. 9 : Chronologie d'une opération de soudage (1) -Descente verticale de l'outil selon l'axe (b). Flux de chaleur généré par friction malaxage. (c) Mouvement d'avances selon l'axe x. (d)-Remontée verticale de l'outil selon l'axe z.

### 3.3.2.3. Paramètres de position

Finalement, pour un outil de dimensions données, les paramètres permettant de configurer la position de l'outil par rapport aux tôles sont les suivants (figure III.10.) :

- l'angle  $\alpha$  définit l'inclinaison de l'outil par rapport aux tôles. L'outil est incliné d'un angle  $\alpha$  de  $0.5^\circ$  entre son axe de rotation et la verticale. Cette inclinaison lui permet de mieux pénétrer dans la matière et d'avoir un bon contact avec celle-ci (figure III.10.a).

– la distance  $Pr$  pénétration (offset) définit la position de l'outil suivant l'axe  $z$ , et plus particulièrement la distance entre le pion et la tôle d'acier. L'offset a une valeur négative lorsque le pion est en partie dans l'acier, ce qui est le cas à gauche de la (figure III.10.b.), L'offset a une valeur positive lorsque le pion est en partie dans l'aluminium, ce qui est le cas à droite de la figure III.10.a.

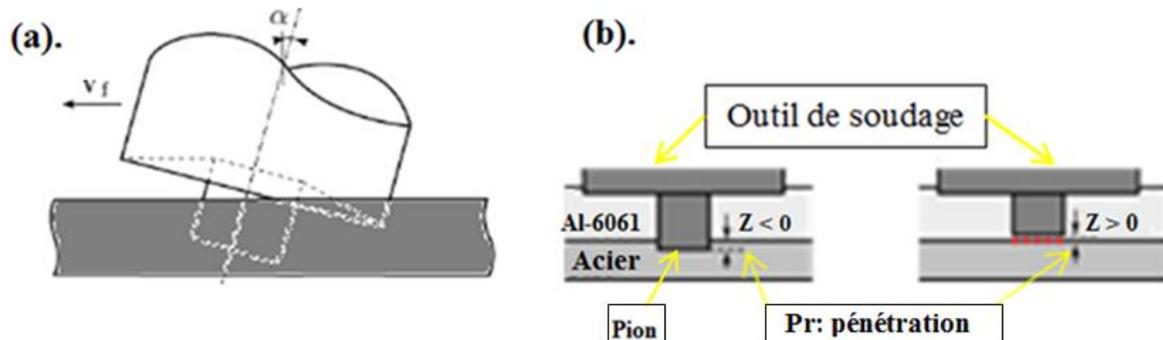


Figure III. 10: Paramètres de position outil/tôle a) angle d'inclinaison b) distance de pénétration.

### 3.4. Observation lors du soudage

La figure III.11 montre un exemple d'un joint de soudure obtenu par FSW.

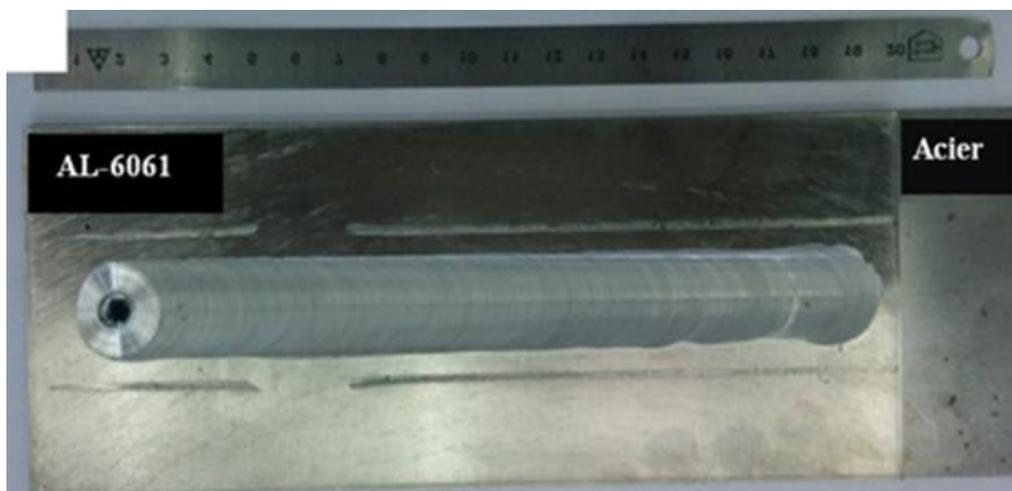


Figure III. 11: Photo d'ensemble d'une soudure de FSW de configuration recouvrement.

#### 3.4.1. Mesures de températures en cour de soudage

Afin de calculer la température maximale au cours de soudage, il est indispensable d'effectuer des mesures de température pour plusieurs conditions de soudage différentes. Il est difficile d'installer des thermocouples en dessous de l'outil, puisque

celui-ci les détruirait. La disposition générale des thermocouples placés au sein des plaques est visible sur la figure (III.12.), des trous de 1.5 mm de diamètre transpercent totalement la plaque inférieure d'acier. Le thermocouple a été placé au centre de l'IM, sur la trajectoire central de l'outil.

Le type de thermocouple : type K et de 0.5 mm de diamètre. Avant insertion, une couche de pâte thermique a été appliquée sur l'extrémité des thermocouples introduite dans la plaque à souder afin d'assurer un bon contact thermique entre la pièce et le thermocouple.

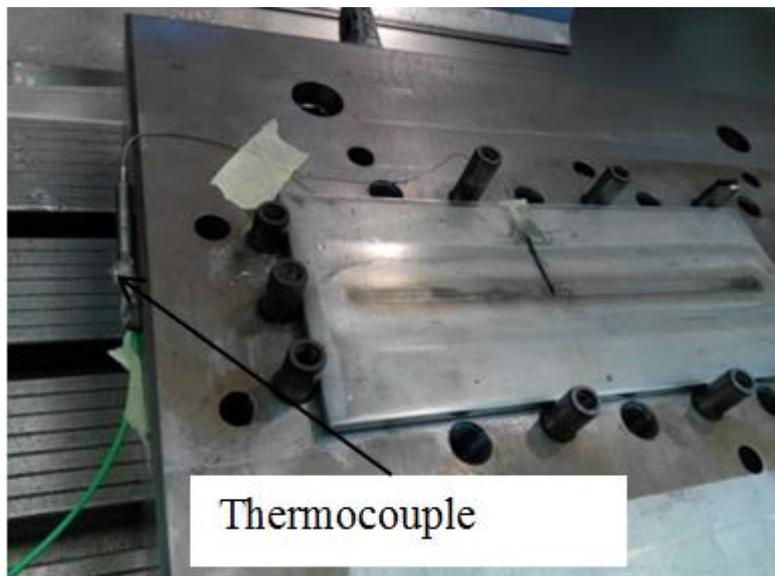


Figure III. 12: Photographie du dispositif. Les thermocouples sont installés et prêts à enregistrer les mesures de température.

### 3.5. Observation des joints après soudage.

#### 3.5.1. Découpe des échantillons pour les caractérisations

La figure III.13.présente la manière dont les échantillons ont été prélevés. Des lamelles de plus ou moins 10 mm de largeur ont été découpées et qui ont été réalisées à la scie, contrairement aux échantillons découpés par électroérosion pour les essais de cisaillements par la traction.

(a)- le première étape consiste à prélever une languette de 10 mm de largeur à 30 mm du bord de fin de soudure pour assurer la réalisation de la soudure en régime pseudo

stationnaire. La flèche noire indique le côté de IM qui sera observé au microscope optique ou MEB.

**(b)**-Il est important d'identifier au préalable du côté Avance et Retrait qui ne présenteront vraisemblablement pas exactement le même aspect.

**(c)** –Une fois que les échantillons prélevés possèdent les dimensions requises, ceux – ci seront introduire dans un enrobage de résine, qui est une praline de bakélite, conductrice de l'électricité permettant l'observation de l'échantillon par microscopies électronique à balayage (SEM) et par analyse dispersive en énergie de rayons X (EDX). L'objectif est de maintenir les échantillons dans une position adéquate pour l'observation.

**(d)** la dernière étape consiste à polir les enrobages. La découpe n'est en effet pas parfaite .Un polissage grossière aux papiers Sic de différentes rugosités (papiers 80 à 1200), puis sur des disques diamantées successifs jusqu'à une rugosité de 3 microns. Chaque passe était poursuivie jusqu'à ce que toutes les traces de la passe précédente soient disparues.

Des échantillons similaires ont été prélevés sur chaque soudure, même si les paramètres opératoires sont identiques, de manière à vérifier la reproductibilité des observations.

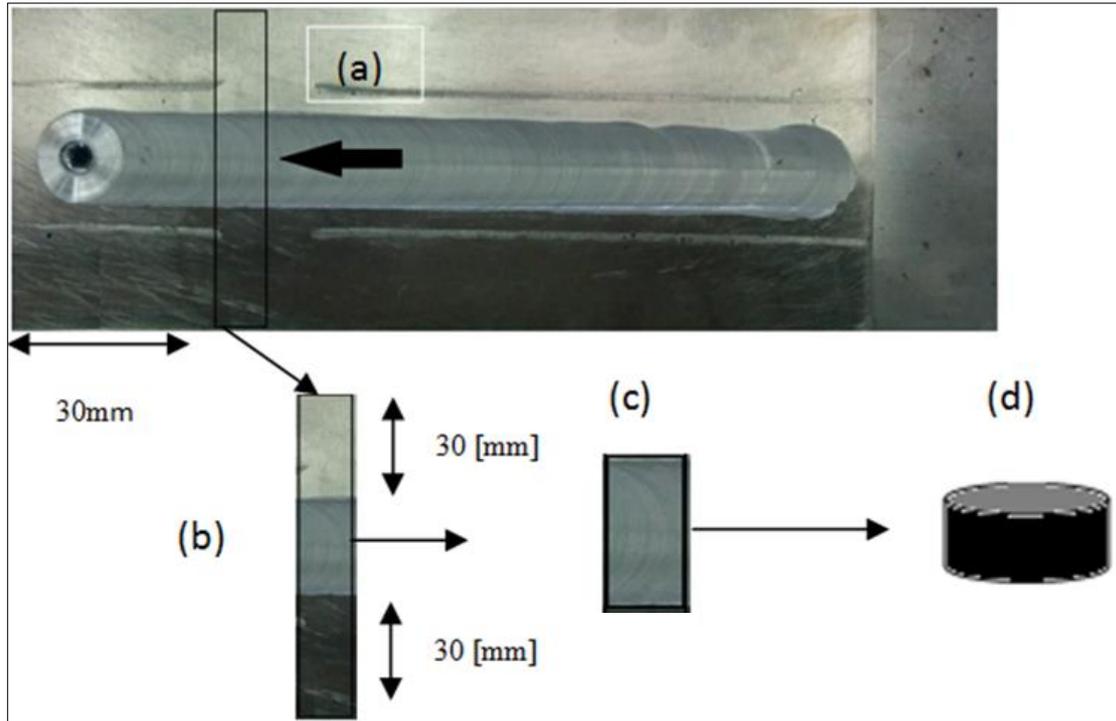


Figure III. 13: Processus de préparation des échantillons.

### 3.5.2. Micrographies et macrographies

#### 3.5.2.1. Microscopie optique

La caractérisation métallographique est effectuée au moyen d'observation par microscope optique des différentes zones de soudure (Noyaux, ZATM, ZAT et MB) par un microscope métallurgique de type Olympus (figure III.14.). L'analyse micrographique permet de mettre en évidence la morphologie des différentes zones des joints soudés. L'utilisation d'une solution d'attaque chimique adéquate est nécessaire pour bien révéler les structures métallurgiques. Les échantillons attaqués chimiquement pendant 3 minutes par un réactif de Keller (190 ml H<sub>2</sub>O, 3 ml HCl, 2 ml HF et 5 ml HNO<sub>3</sub>). Les échantillons destinées aux analyses SEM et EDX n'ont pas été attaqués.



Figure III. 14: Microscope optique de type Olympus.

### 3.5.2.2. Microscopie électronique à balayage (MEB)

Le SEM utilisé est un microscope ZEISS Ultra 55 équipé d'un canon à effet de champ (FEG) et qui a été utilisé sous une tension comprise entre 15 et 25 keV et en utilisant le signal d'électrons secondaires (SE2). L'EDX utilisé est un système Bruker Quantax équipé d'un détecteur au silicium à diffusion (silicon drift detector, SDD) et qui a été utilisé sous une tension de 15 keV avec un échantillonnage de 5700 coups/seconde (Figure III.15.).



Figure III. 15: Microscopie électronique à balayage de type Zeiss.

### 3.5.2.3. Diffraction des rayons X (DRX)

La diffraction des rayons X (DRX) a été utilisée en utilisant un diffractomètre de type (Bruker D8 advance), afin d'étudier la structure et les couches intermétalliques formées dans la zone de soudage et à l'interface Al / Fe. Pour distinguer les pics des phases formées, la vitesse de balayage de DRX a été réduite et le temps de l'essai a été prolongé (5 h.).



Figure III. 16: Diffractomètre de rayon X de type Bruker D8 advance.

## 3.6. Caractérisation mécanique

Pour évaluer la résistance du joint de soudure, des essais mécaniques ont été réalisés. Dans cette étude, nous avons réalisé deux essais mécaniques différents : l'essai de traction cisaillement, l'essai de micro-dureté. Le protocole expérimental de chaque essai et leurs résultats seront présentés dans cette partie.

### 3.6.1. Essai mécanique de cisaillement par traction

Un schéma du dispositif mis en place est présenté dans la figure III.17. Des échantillons de 10 mm de largeur ont été découpés à l'électroérosion dans la zone pseudo- stationnaire de la soudure. Ce procédé physique et chimique enlève la matière des tôles en utilisant des charges électriques. Cette méthode a permis de ne pas

solliciter de manière trop brutale la couche intermétallique, évitant tout amorçage ou propagation de fissure. Des difficultés ont néanmoins été rencontrées lors du découpage à cause du caractère dissimilaire des matériaux.

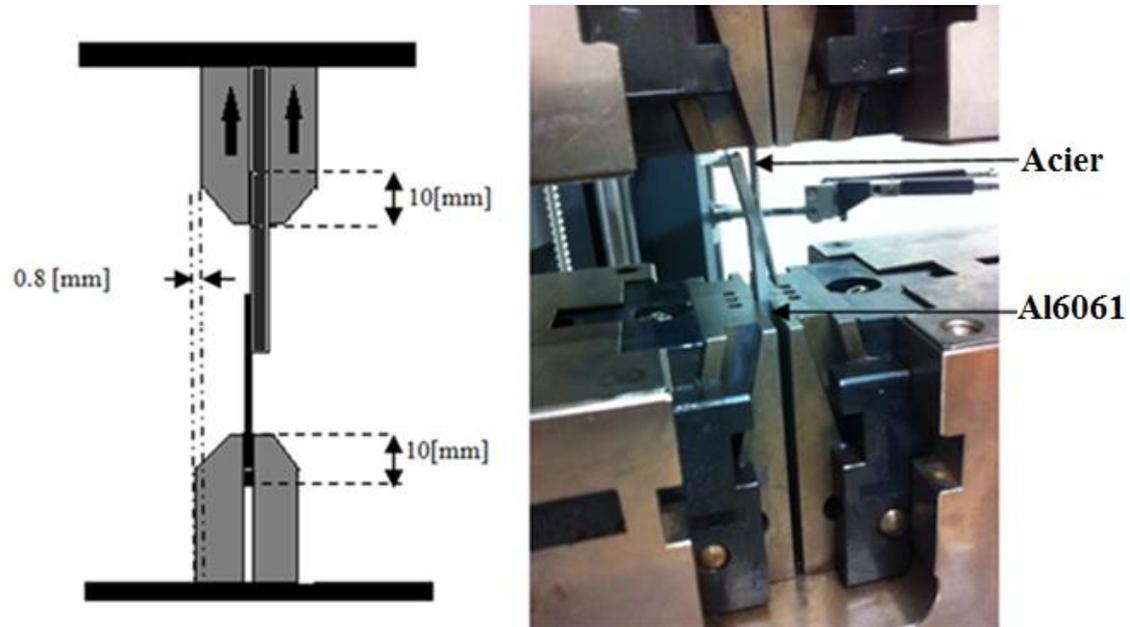


Figure III. 17: A gauche : Schéma du dispositif du montage pour les essais de traction cisaillement la plaque noire représente l'acier et la grise, l'alliage d'aluminium 6061-T6. A droite : photographie de la machine utilisée et de l'assemblage clamé dans le mors.

Les axes verticaux des mors sont décalés de 0.8 mm de façon à ce que la force soit appliquée de manière parallèle aux deux tôles. Les mors sont en contactes sur une longueur de 10 mm sur l'aluminium et sur l'acier, comme il est indiqué sur la figure III.17. (a). Un pré -charge de 100 N est appliquée pour assurer qu'il n'y ait pas de jeu, et la vitesse de traction est de 0.5 mm/min. La machine s'arrête lorsque la rupture a eu lieu. Les essais de traction ont été effectués sur une machine Zwick.

### 3.6.2. Essai de dureté

Les échantillons destinés aux mesures de dureté ont été extraits dans une zone en régime du joint, perpendiculairement à la direction de soudage, sur une largeur de 30 mm minimum et une épaisseur de 4 mm, puis enrobées dans une résine Struers EPOFIX et polis jusqu'à une rugosité inférieure à 6 micron. L'ensemble est ensuite placé dans un dispositif permettant d'assurer un parallélisme suffisant entre la table de la machine de micro dureté et la surface de la pièce à examiner. Des mesures de dureté Vickers sous une charge de 500 g ont été prises sur un d'uromètre manuel Zwick. (figure III.18). Une mesure a été prise à chaque millimètre sur toute la largeur de l'échantillon et sur une ligne horizontale située à 2,4 mm du bord inférieur de l'échantillon.



Figure III. 18: microduromètre Vickers.

---

**Références bibliographiques**

1. Develay, R., *Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés*. Techniques de l'ingénieur. Dossier M, 1992. **440**.
2. Ge, L., et al., *Material property identification and sensitivity analysis using micro-indentation*. Journal of Tribology, 2009. **131**(3): p. 031402.
3. Sharma, S., *Effect of albite particles on the coefficient of thermal expansion behavior of the Al6061 alloy composites*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000. **31**(3): p. 773-780.
4. Maisonnette, D., *Influences mécaniques et métallurgiques de procédés haute température sur un alliage d'aluminium 6061-T6*. 2010.
5. Kaufman, J.G., *Properties of aluminum alloys: tensile, creep, and fatigue data at high and low temperatures*1999: ASM international.
6. Nélias, D., J.-F. Jullien, and A.I. Wagan, *Thermo-mechanical characterisation of AA 6056-T4 and estimation of its material properties using genetic algorithm*. Materials & Design, 2010. **31**(9): p. 4302-4311.
7. Asserin-Lebert, A., *Etude expérimentale et prévision des mécanismes de rupture des tôles et des joints soudés bout à bout en alliage d'aluminium 6056*, 2005, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
8. Maisonnette, D., et al., *Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a 6061 aluminium alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2011. **528**(6): p. 2718-2724.
9. Bardel, D., et al., *Coupled precipitation and yield strength modelling for non-isothermal treatments of a 6061 aluminium alloy*. Acta Materialia, 2014. **62**: p. 129-140.
10. Bardel, D., et al., *Residual stresses induced by electron beam welding in a 6061 aluminium alloy*. Journal of Materials Processing Technology, 2016. **235**: p. 1-12.
11. Girard, M., et al., *Friction stir diffusion bonding of dissimilar metals*. Science and Technology of Welding and Joining, 2010. **15**(8): p. 661-665.
12. Pauty, E., *Les Carbures cémentés WC-Co*. Matériaux et joints d'étanchéité pour les hautes pressions, 2004. **2**: p. 81.
13. Khechba, M., *Caractérisation de la réaction interfaciale entre une couche mince de tungstène et un substrat d'acier*. mémoire de magister en physique, univ-Mentouri-Constantine, 2008.

## **4. Chapitre IV : Résultats et discussions**

### **4.1. Introduction**

Ce chapitre présente dans un premier temps l'observation macrographique et micrographique des joints de soudure obtenus par friction malaxage d'alliage d'aluminium 6061-T6 avec un acier à faible pourcentage de carbone de configuration d'un joint recouvrement, puis nous présentons les différents types de défauts observés dans les joints réalisés à différentes conditions de soudage (vitesse de rotation, vitesse d'avance et pénétration de pion).

Dans un deuxième temps, nous présentons une étude paramétrique dont le but de lier les caractéristiques mécaniques des cordons de soudure aux paramètres opératoires du procédé. Les résultats de caractérisation telle que la dureté et l'essai de cisaillement par traction du cordon seront discutés en les comparant avec les propriétés du métal de base pour expliquer l'origine des changements observés dans le cordon FSW.

### **4.2. Soudures des tôles en Al6061-T6 et en acier (ULC)**

#### **4.2.1. Inspection visuelle des soudures par friction malaxage:**

La figure IV.1 montre un exemple type d'un joint de soudure obtenu après soudage par friction malaxage de l'alliage d'aluminium 6061-T6 avec un acier à faible pourcentage de carbone (ULC). On doit noter que le passage de l'épaulement sur la surface des pièces laisse des stries. De façon générale, une légère bavure peut se former de chaque côté du cordon. La figure IV.1 montre aussi le cordon de soudure, avec un agrandissement de l'empreinte finale de l'outil. Dans cette illustration, la soudure est effectuée avec une vitesse de rotation  $N = 1200$  tr/min et une vitesse d'avance  $V_f = 100$  mm / min. pour cette condition de soudage, on a obtenu une qualité de joint acceptable. Il est clair qu'aucun défaut majeur n'apparaît dans le cordon (rainures d'arrachement, fissures, cannelure).

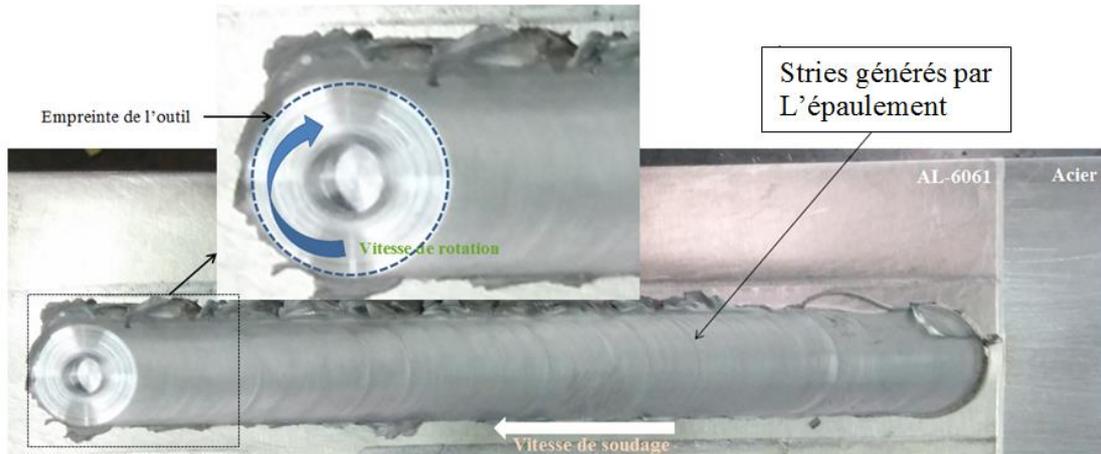


Figure IV.1 : Soudure sans défaut (avec agrandissement de l'empreinte finale de l'outil).

On doit rappeler que la difficulté principale de soudage dissimilaire réside dans la nature différente des éléments. Une liaison métallique est créée entre deux métaux de propriétés mécaniques, thermiques et métallurgiques différentes (module de Young, coefficient de dilatation thermique, température de fusion, conductivité thermique). La caractérisation métallographique est effectuée au moyen d'observation par microscope optique des différentes zones du joint de soudure (MB, ZAT, ZATM et NG). Elle porte sur les différents matériaux étudiés. L'analyse micrographique nous permet de mettre en évidence la morphologie des différentes zones des joints soudés.

La figure IV.2. présente une microstructure montrant l'effet du soudage par friction malaxage au début de la phase de pénétration, où on y constate que les grains sont orientés dans le sens de rotation de l'épaulement.

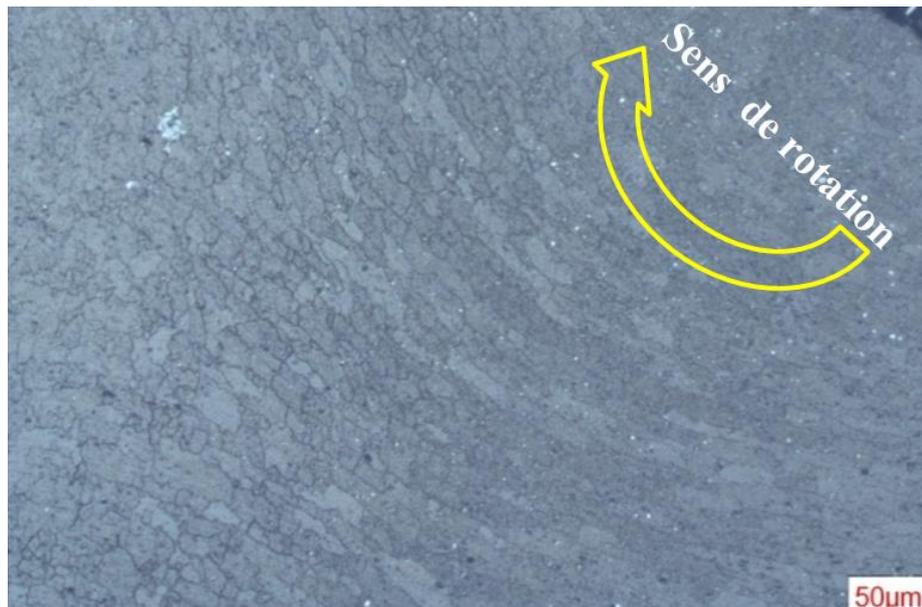


Figure IV. 2: L'effet de rotation de l'épaulement sur la plaque Al- 6061

Les propriétés mécaniques de l'assemblage par rapport au métal de base sont dégradées par un sévère cycle thermique durant le soudage, d'autant plus lorsqu'il est accompagné d'intenses déformations dues au processus de friction malaxage. Néanmoins, il faut noter que le fait de ne pas dépasser le point de fusion du métal nous permet d'obtenir des modifications moins importantes qu'avec des procédés de soudage par fusion. La figure IV.3. montre une vue globale du joint soudé.

On remarque bien la présence des morceaux d'acier sur la matrice de l'aluminium. Ce phénomène est dû au procédé de malaxage. On note que le mélange aluminium et l'acier n'est pas complètement malaxé, car on remarque quelques fragments d'acier comme il est montré par des flèches rouges sur la figure IV.3.

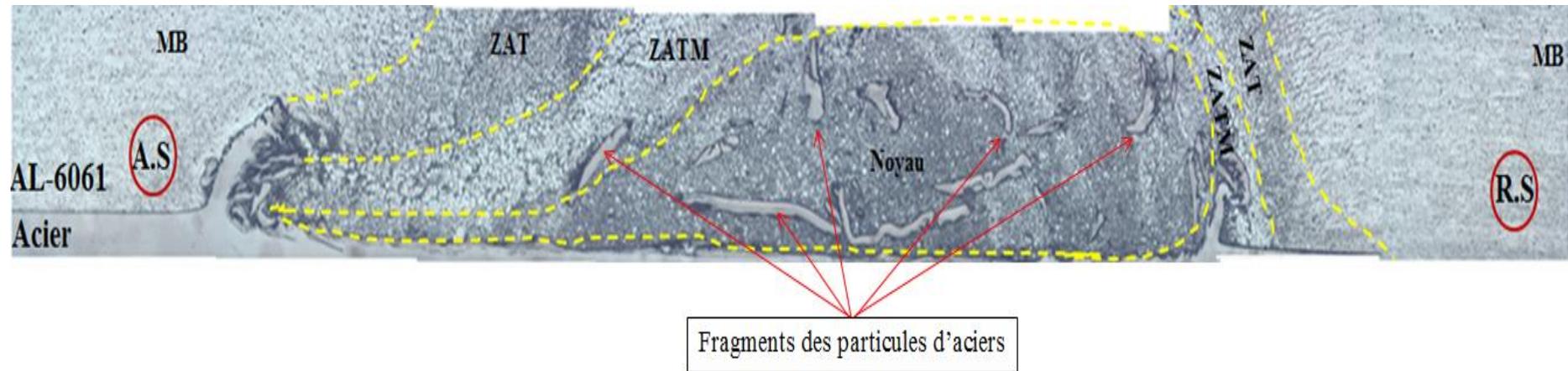


Figure IV. 3: Observation microscopique des différentes zones de la soudure FSW AL6061-T6 / acier (ULC) côté (AS) et côté (RS). Les conditions de soudage : diamètre de pion  $\varnothing = 5$  mm,  $V_f = 200$  mm/ min,  $N = 1200$  tr / min et  $Pr = - 0.1$  mm.

D'autre part, la figure IV.3 montre la microstructure de la zone de transition entre le noyau à grains fins et la zone (ZATM). On doit signaler que le côté entrant du joint est soumis à un gradient de déformation et de température plus élevé que le côté sortant du joint [1].

L'interface pointue à « Advancing side » (AS) et l'interface diffusée à la « Retreating side » (R.S) peut être expliquée en suivant l'écoulement du matériau autour du pion en une rotation qui a entraîné un dépôt de couche derrière l'outil et son épaisseur dépend de la vitesse de soudage et de la vitesse rotation comme il a été relaté dans la littérature [2, 3].

La figure IV.4 montre les micrographies optiques du métal de base de l'alliage Al-6061 T6. L'attaque chimique au réactif de Keller révèle la structure des grains. On observe que les grains de la phase principale sont allongés dans le sens du laminage.



Figure IV. 4: Microstructure d'Al-6061-T6 avant le soudage.

Par la comparaison de la structure l'alliage Al6061 avant le soudage (figure IV.4.4) et après soudage (figure IV.5.), on peut remarquer le grossissement des grains du côté R.S (figure IV.3.). On note que la microstructure d'un joint FSW est constituée de quatre zones différentes [4, 5]: le noyau (NG), la zone affectée thermomécanique (ZATM), la zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal de base. Chacune de ces zones possède des caractéristiques spécifiques et qui seront exposées ci-dessous :

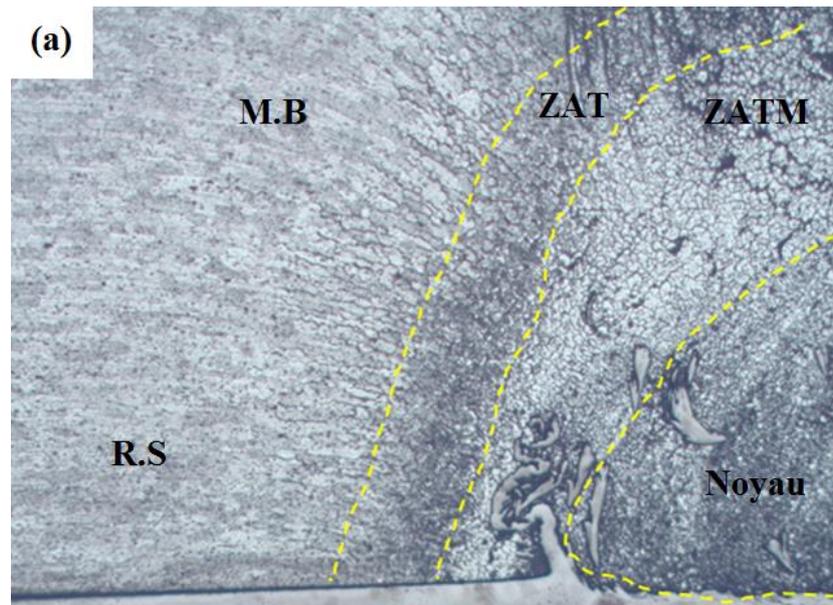


Figure IV. 5: Limites des zones dans un cordon FSW de l'alliage d'aluminium Al6061 / acier (ULC), sous l'agrandissement (200 X) de côté sortant (R.S). [ $N = 1200$  tr / min,  $V_f = 200$  mm / min  $Pr = -0.1$ mm et longueur du pion 3mm].

**MB** : représente le métal de base, donc aucune modification de la microstructure et des propriétés mécaniques. On remarque à la fin de la zone MB un changement de l'orientation des grains à cause de rotation de l'épaulement et par conséquent on passe à une nouvelle zone est appeler ZAT.

**ZAT** : représente la zone affectée thermiquement (ZAT). Cette zone subit un échauffement [6] mais pas de déformations plastiques . On remarque une légère modification de la microstructure, l'élévation de température a cependant fortement modifié la nature, la taille et la distribution des précipités présents dans le cas d'un alliage à durcissement structural.

**ZATM** : zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM). Les propriétés mécaniques et la microstructure sont modifiées par la température et la déformation créée par la rotation de l'outil de soudage.

**Noyau** : Dans cette zone la température est maximale et la déformation et aussi importante on y trouve une structure granulaire fine résultant d'un phénomène de recristallisation dynamique [7, 8].

La figure IV.6 montre l'évolution de changement de la taille des grains de bas vers le haut (face en contact avec l'épaulement hors zone soudée). Dans ce cas, on a uniquement l'effet de l'épaulement sur la microstructure. De toute évidence, on peut observer que la taille des grains dans la partie supérieure est plus fine, c'est à dire la région où elle est en contact avec l'épaulement comme il est indiqué par la flèche rouge. Cette variation significative de la taille des grains du bas vers le haut du métal de base (MB) est principalement due par la forte déformation et la rotation de l'épaulement (phase de pénétration FSW), comme il a été indiqué dans la littérature [9].



Figure IV. 6: Microstructure optique de la surface en contact avec l'épaulement de l'outil de soudage.

### 4.3. Défauts des soudures dans le joint Al6061 / acier (ULC) FSW

On rappelle que dans un procédé de soudage par friction, la qualité du joint dépend de la combinaison des paramètres de soudage et qui sont spécifiques au matériau à souder. Si les paramètres de soudure ne sont pas appropriés, divers types de défauts peuvent être générés. Ces défauts provoquent la dégradation de la qualité de la soudure.

Le potentiel de ce procédé tient principalement du fait qu'il permet d'éviter les défauts liés à la solidification et semble conférer aux soudures des propriétés mécaniques meilleures qu'en soudage par fusion. Dans un premier temps, l'analyse portera sur les essais réalisés en pleines tôles qui seront ensuite comparés aux résultats des essais réalisés en joint soudée en configuration transparence. Cela permettra d'identifier les défauts de pénétration. Un cordon de soudure FSW peut comprendre un ou plusieurs types de défauts. L'origine de ces défauts n'est pas encore parfaitement connue. Les défauts peuvent être causés par un mauvais choix d'un ou plusieurs paramètres.

### 4.3.1. Défauts identifiés via un contrôle visuel

#### Aspect visuel du cordon

La surface des joints soudés ne présente généralement pas de défauts (figure IV. 7.) et les stries laissées par l'outil y sont visibles. Cependant, lorsque la vitesse de rotation de l'outil est de 1800 tr / min et que sa vitesse d'avance est de 50 et 100 mm / min, d'importants défauts volumiques apparaissent dans le joint et sont visibles à sa surface et qui vont être présentés ultérieurement.

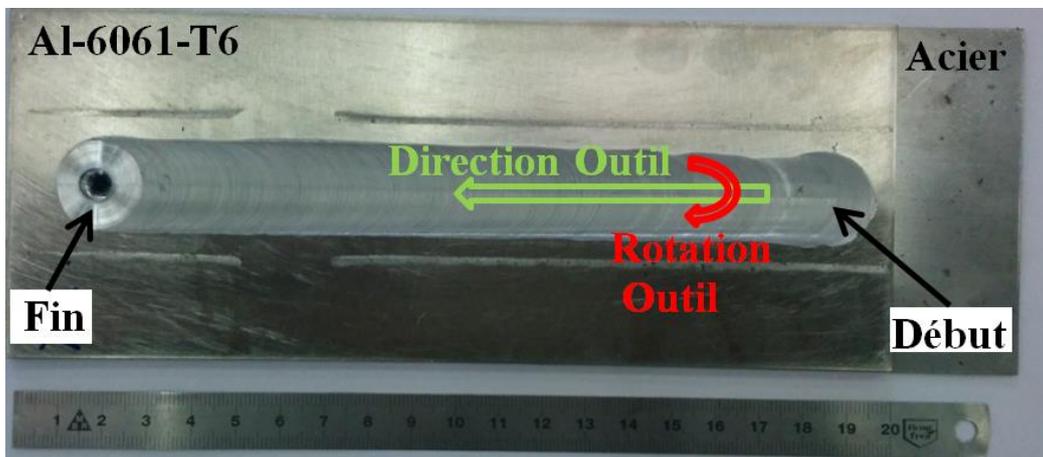


Figure IV. 7: Macrographie de soudage dissimilaire par friction malaxage (exempte de défauts).

### 4.3.1.1. Le manque de marquage de l'épaulement sur la surface des pièces

Ce défaut est présent à la figure IV. 8. On constate une différence entre la largeur de l'empreinte laissée par l'outil lors de la phase de pénétration et celle du cordon de soudure .

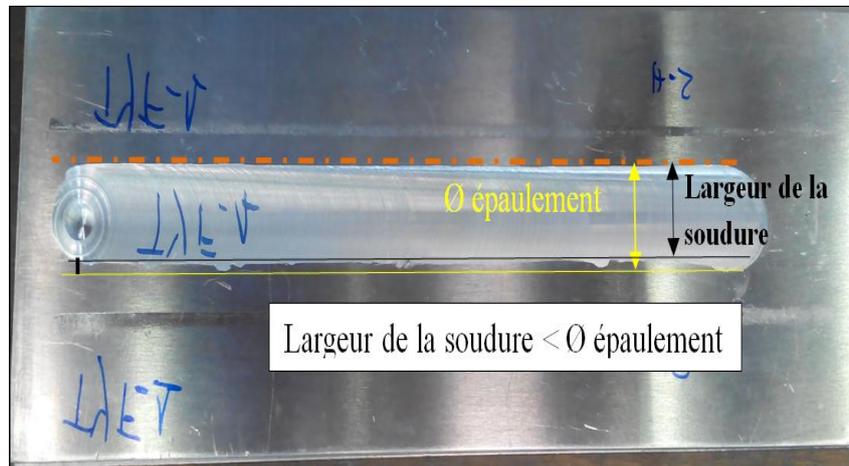


Figure IV. 8: Défaut de manque de marquage de l'épaulement sur la surface des pièces.

### 4.3.1.2. Défaut de manque de marquage de l'indentation de l'outil

Le manque de contact de l'épaulement est souvent associé au défaut de manque de contact de l'indentation de l'outil en sortie de cordon, comme il est présenté à la figure IV. 9.

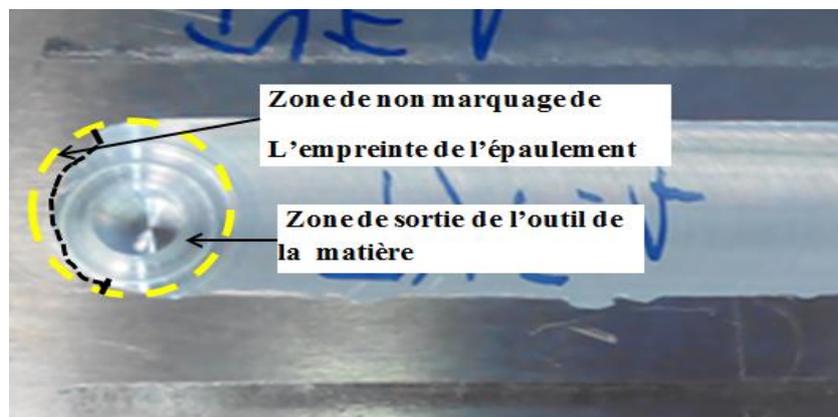


Figure IV. 9: Illustration du manque de marquage de l'empreinte de l'outil en sortie de la matière.

### 4.3.1.3. Défaut de bavures excessives

Le choix des conditions opératoires thermiquement inadaptées, c.à.d. « trop chaudes » ou « trop froides » et « mauvais malaxage » provoquent la formation de défauts, ces défauts liés au flux de matière. Au cours du soudage, l'outil s'enfonce au sein de la matière entraînant une pénétration excessive de l'outil. Cela conduit à la formation de bavures excessives comme il est présenté dans la figure IV.10.

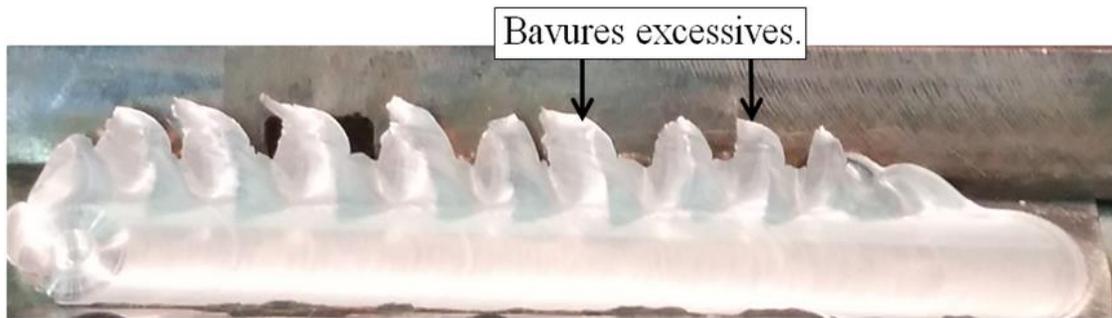


Figure IV. 10: Bavures excessives le long du joint.

Au niveau du bord de la soudure, ce défaut est un excès de métal le long du cordon de soudure. Il provient d'un flux de matière trop important sous l'épaulement entraînant l'expulsion de la matière sur les bords du cordon. Kim et al. [10] attribuent ce défaut à une température trop élevée du matériau. Ils précisent que dans ces conditions, l'outil peut entrer en contact avec l'enclume. La présence de ce défaut est généralement corrélée avec un outil qui s'enfonce au sein du cordon de soudure et donc à un amincissement des tôles [11].

### 4.3.1.4. Défauts de surfaces éraillures ou « écailles »

Le passage de l'épaulement de diamètre 20 mm à une vitesse d'avance 200 mm / min et pénétration dans la plaque d'acier de (0.3 mm) sur le cordon de soudure laisse un défaut de type défauts de surfaces, de type éraillures ou « écailles » au centre du joint dans le côté d'avance (AS) (figure IV.11). Elles peuvent s'apparenter à des brûlures en surface, sans doute, elles sont dues à des températures opératoires et à une vitesse d'avance de l'outil trop élevé.

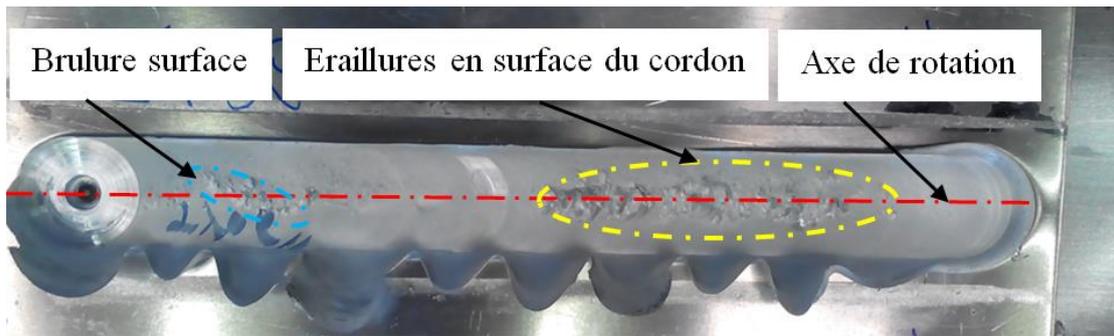


Figure IV. 11: Présence de défauts de surface de type éraillures laissés par le passage de l'épaulement.

#### 4.3.1.5. Défaut à la racine du cordon

La Figure IV. 12 présente un agrandissement de défaut à la racine du cordon. Ce défaut est dû à un flux excessif de métal dans la zone de turbulence sous la pointe du pion. En outre, il est dû à la longueur excessive du pion ou lorsque le pion pénètre excessivement entre les plaques à souder. Ces défauts peuvent conduire à une diminution des propriétés mécaniques du joint soudé.

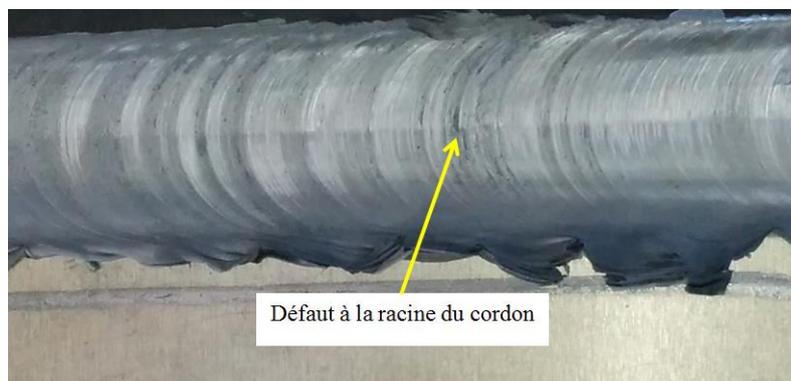


Figure IV. 12: Défaut racine dans le joint de soudure Al6061 / acier (ULC) par FSW.

#### 4.3.1.6. Défaut de rainure

L'augmentation de vitesse à rotation jusqu'à 1800 tr / min peut provoquer une fissure dans la surface soudée comme le montre la figure IV.13. Ce défaut est appelé « rainure ». Il est dû au manque de consolidation de la matière. Ce défaut est également généré lorsque la profondeur de pénétration est trop faible. Il peut être résorbé en appliquant un effort de forgeage plus élevé [12]. On remarque parfois le défaut de rainure dû à un mauvais bridage comme il est montré dans la figure IV. 13. (b).

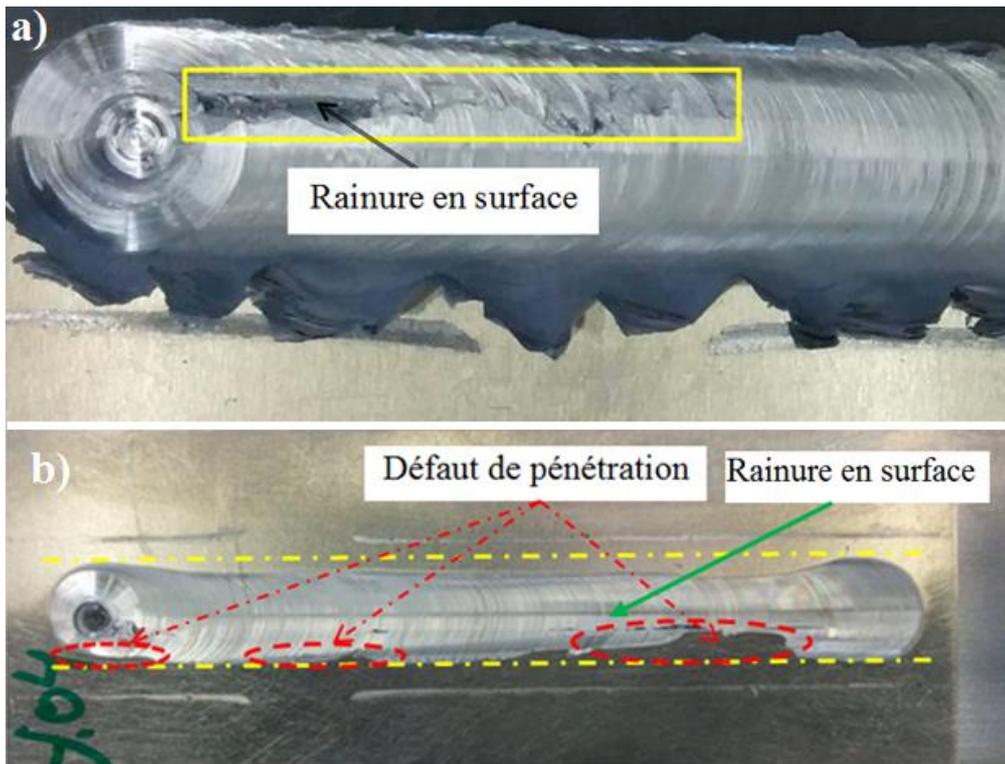


Figure IV. 13: Joint avec défaut de rainure en surface.

### 4.3.2. Défaut à l'échelle microstructurale (défaut interne)

D'après l'analyse microstructurale, on a remarqué quelques défauts au niveau de la structure de l'aluminium 6061 T6. On peut citer quelques exemples.

#### 4.3.2.1. Défaut tunnel interne

La figure IV.14. montre un défaut tunnel interne. Ce type de défaut est dû au manque de consolidation de la matière malaxée à l'arrière du joint. Ce phénomène est causé par un flux de matière insuffisant comme il a été signalé dans la littérature [13, 14]. De plus, le mauvais choix des conditions opératoires, une vitesse de rotation de l'outil trop petite (800 tr / min ) ou bien la vitesse d'avance trop grande impliquant un malaxage insuffisant de la matière, et entraînant la formation de ce type de défaut [15].

#### 4.3.2.2. Défaut de manque de fusion

La figure IV.14. montre le défaut de manque de fusion. Ce type de défaut est le même comme le manque de pénétration. Une partie d'un l'assemblage de soudure n'est pas fondu sur une partie adjacente d'un joint de soudure.

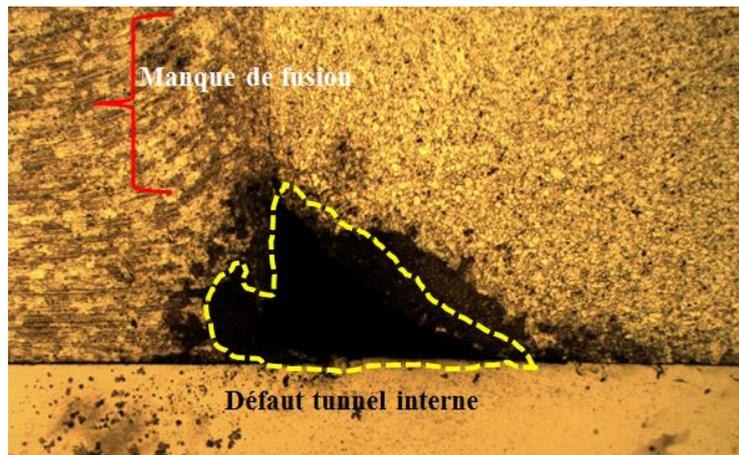


Figure IV. 14: Soudure comportant deux défauts, défaut tunnel interne et manque de fusion.

#### 4.3.2.3. Défaut kissing bonds

Les "kissing bonds" sont la rémanence des couches d'oxydes initialement présentes à l'interface des plaques à souder [16]. Leur existence montre que l'interface des plaques n'est pas malaxée comme on pouvait le penser. En effet, devant le pion, la matière située du côté d'avance prend de l'avance sur celle située du côté de la zone de recul de manière à être plus proche du pion et pour être déposée du côté d'avance derrière l'outil [17] ce type de défaut est montré dans la figure IV.1.15.

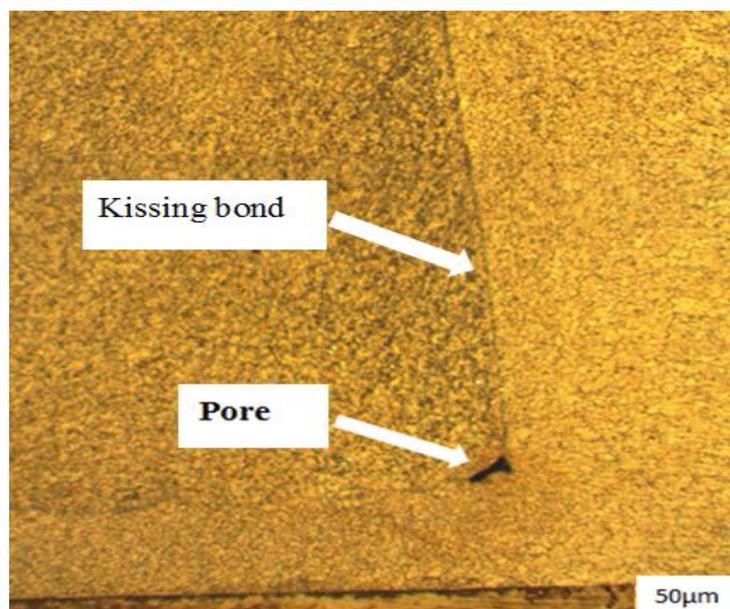


Figure IV. 15: Présence des " kissing bonds " dans le cordon FSW d'un alliage Al-6061-T6 / acier (ULC).

### 4.3.3. Défaut dans la liaison aluminium /acier (IMC).

#### 4.3.3.1. Analyse de la microstructure de la liaison Al / acier (ULC)

Dans le soudage par friction malaxage, la chaleur est générée par l'effet des paramètres de processus de soudure. Lorsqu'il existe une chaleur suffisante, la liaison atomique entre les atomes d'aluminium (Al) et de fer (Fe) est produite [18]. La liaison atomique résultante est une intermétallique (IMC).

##### 4.3.3.1.1. Nature de la couche

Lorsqu'on examine l'interface au MEB, on observe une couche de composition différente des matériaux de base, c'est-à-dire avec un contraste différent en électrons rétrodiffusés (figure IV.16).

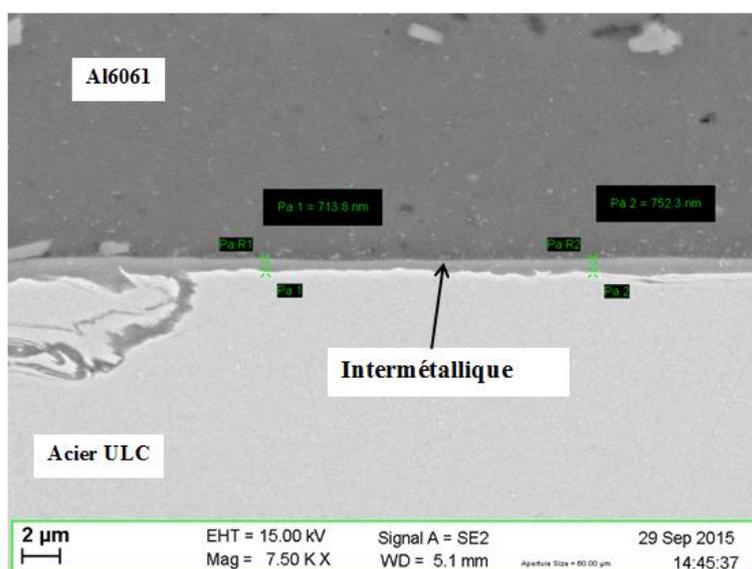


Figure IV. 16: Observation d'une couche à l'interface Al6061-T6 / acier (ULC)  
(Soudure joint recouvrement).

La figure IV.17. (a) présente une micrographie cliché MEB de l'interface de la soudure. Afin de déterminer les éléments de la couche, un spectre a été effectué par analyse par dispersion d'énergie (EDS) et qui a mis en évidence la présence d'une couche de réaction uniquement composée de fer et d'aluminium (figure IV.17. b). Le profil d'aluminium et d'acier, présente un plateau indiquant une composition relativement constante dans cette couche (tableaux IV .1). Étant donné qu'il n'existe pas, d'après le diagramme de phase Al-Fe, de solution solide d'Al dans le Fe, ou de Fe dans l'Al certaines proportions. Cette couche de réaction est alors composée de

phase (s) intermétallique (s). On remarque que le point (Y2-2) dans l'intermétallique représente une proportion de 23.6% de fer et 76% d'aluminium.

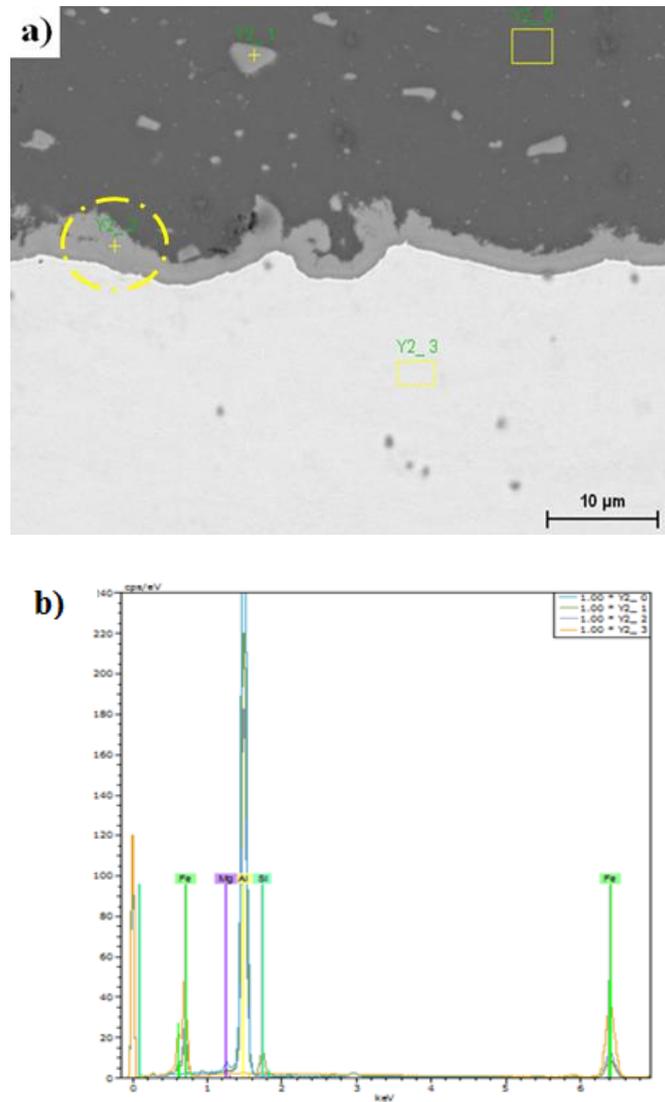


Figure IV. 17: Analyse EDS de la soudure dissimilaire Al-6061-T6 /acier (ULC) : (a) Observation MEB de la couche intermétallique, (b) Spectre de Al6061 / acier (ULC).

Tableau IV. 1Composition chimique d'un joint soudée Al6061 / acier (ULC).

Atomic percent (%)				
Spectrum	Mg	Al	Si	Fe
Y2_0	1.39	98.61	-	-
Y2_1	-	77.60	6.38	16.03
Y2_2	-	76.00	0.94	23.06
Y2_3	-	-	-	100.00
Mean value:	1.39	84.07	3.66	46.36
Sigma:	0.00	12.62	3.84	46.58

### 4.3.3.2. Différents types de couche de réaction

La figure IV.18, présente deux microstructures MEB de l'interface de joint de soudure de configuration transparence de aluminium 6061 / acier (ULC). Plusieurs gammes de couches de réaction sont observées dans les joints de soudures réalisés, globalement, toutes les épaisseurs mesurées sont comprises entre 0.17 et 67.14  $\mu m$ .

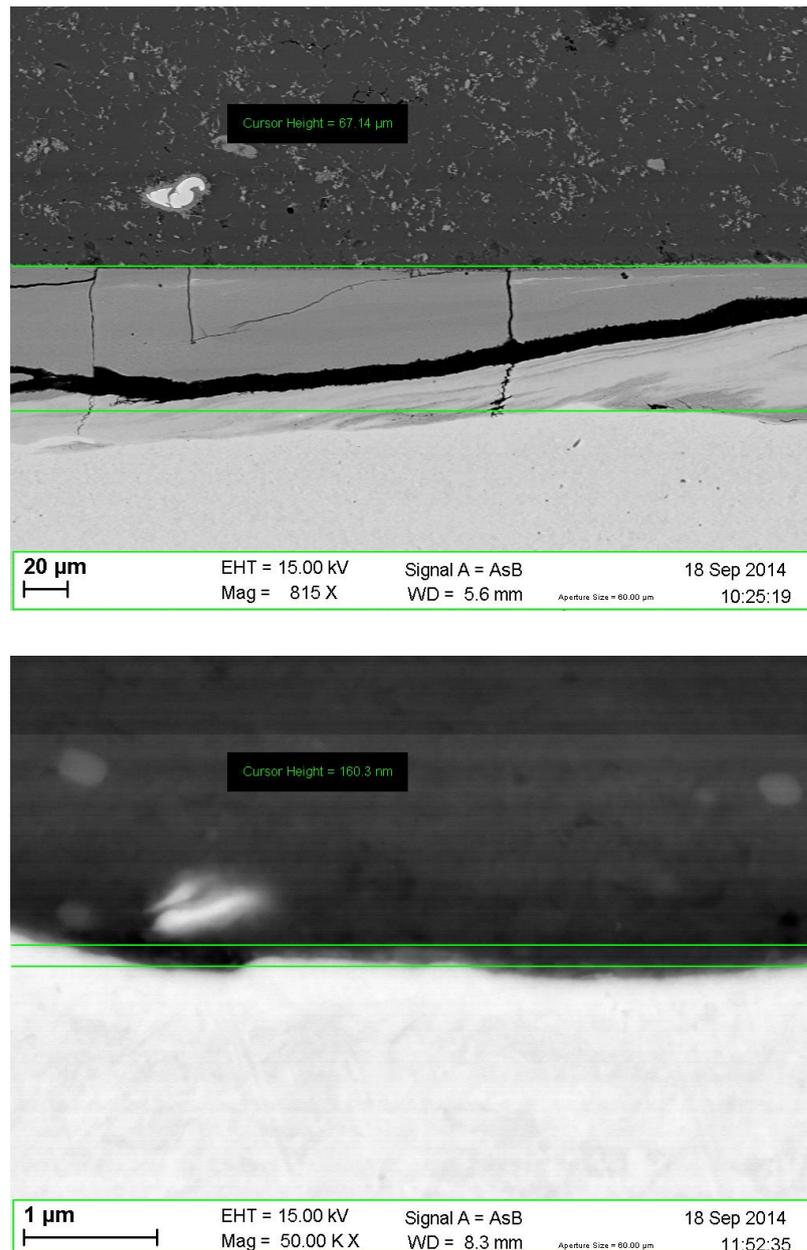


Figure IV. 18: Observation au MEB des épaisseurs de liaison du joint de soudure Al6061/ acier (ULC).

#### 4.3.3.2.1. Épaisseur de la couche intermétallique (IMC)

On doit rappeler que l'épaisseur de la couche intermétallique qui dépend, d'une part des différentes vitesses de rotation et de la vitesse d'avance, d'autre part, de la position de pion sur la tôle d'acier (offset). La figure IV.19 présente la méthode de mesure de l'épaisseur de la couche de liaison. Les valeurs des épaisseurs résultent de la moyenne mesurée sur la base des images obtenues par MEB.

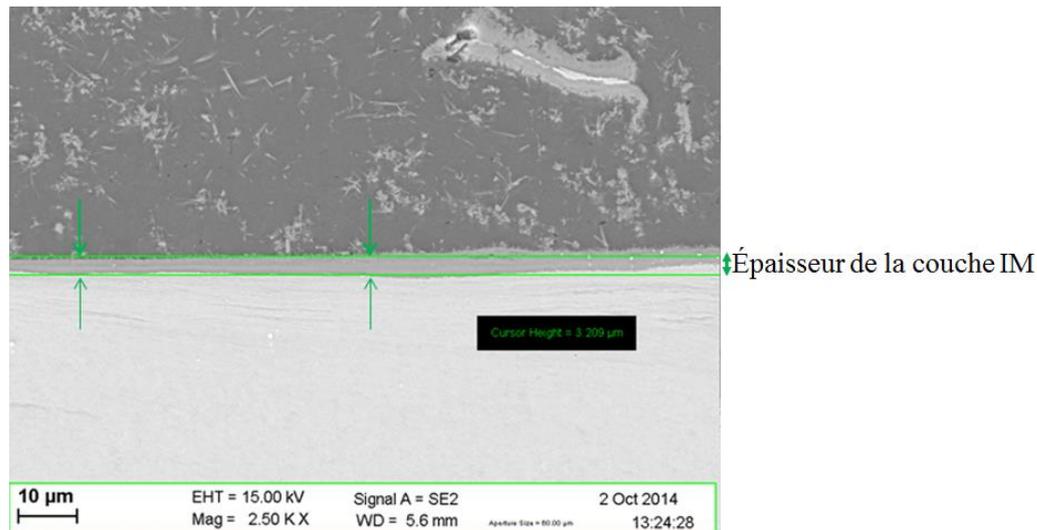


Figure IV. 19: Photographie de liaison Al 6061 / acier (ULC) au SEM. Estimation de IM : (moyenne établie grâce aux deux lignes vert tracées de long de l'intermétallique).

Dans d'autres études, IMC n'a pas pu être observé. Cette absence peut être liée à la discontinuité de la couche IMC qui peut gêner la visualisation de l'IMC. Ce problème a été signalé par d'autres chercheurs [19, 20] . par exemple, Girard et al. [21] ont exposé un fait important. Ils ont remarqué que le MEB ne peut pas détecter une couche très mince IMC. C'est pourquoi ils ont utilisé le MET pour observer cette couche très mince. On note aussi qu'une distribution de température différente le long de cette ligne de soudage peut également jouer un rôle important sur cette absence [22].

### 4.3.3.3. Différents défauts observés dans la couche de l'intermétallique de soudage Al6061 / acier (ULC).

Après avoir étudié les couches de réaction à l'interface, nous allons maintenant faire un tour d'horizon rapide sur quelques particularités que l'on peut observer dans les soudures FSW. Il arrive que l'on observe des fissures dans la couche de réaction et des « dessins » particuliers à certains endroits de l'interface. Enfin, nous présenterons quelques cas de fragments d'acier trouvés dans le noyau de certaines soudures.

#### 4.3.3.3.1. Fissures dans la couche de réaction

On peut observer deux types de fissures dans la couche de réaction : parallèles ou perpendiculaires à la couche de réaction (figure IV.20.).

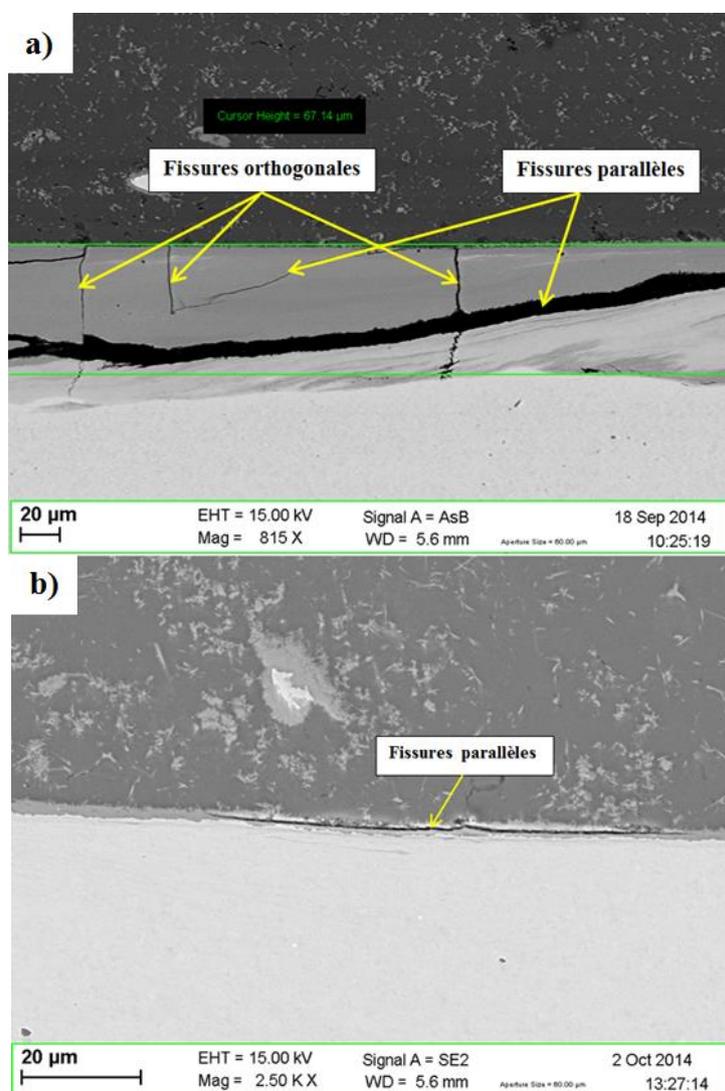


Figure IV. 20: Joint soudure avec défaut de fissure : Fissures orthogonales et parallèles.

On doit noter que l'acier subit de grandes déformations avec le mouvement de l'outil et l'écoulement de matière autour du pion. Il arrive que localement, l'acier soit tellement cisailé que cela provoque des fissures parallèles (figure IV.20. b).

Des fissures perpendiculaires à la couche de réaction sont également observées. Ces dernières n'apparaissent qu'après le passage de l'outil quand la couche intermétallique est formée. Il a été remarqué que ces fissures peuvent apparaître pendant le refroidissement de la soudure, du montage rapide des tôles ou encore au cours de la préparation des échantillons. De manière générale, les fissures sont rencontrées dans les soudures ayant une couche intermétallique plus épaisse tel qu'il est illustré par la figure IV.20-a-, où l'épaisseur de l'intermétallique vaut  $67\ \mu\text{m}$ .

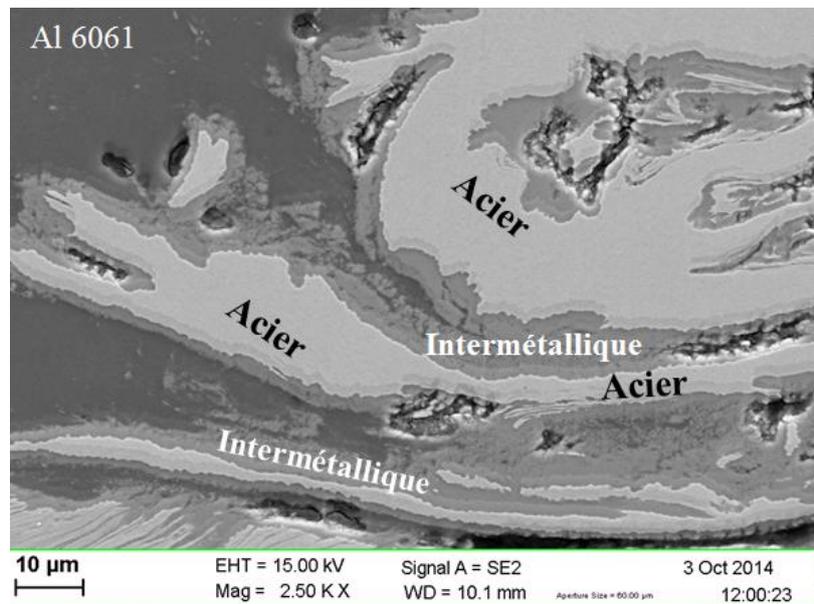


Figure IV. 21: Joint soudure avec structure multicouche dans l'intermétallique.

La Figure IV.21 présente des structures multicouche dû au cisaillement de l'acier lorsque l'acier subit de grandes déformations avec le mouvement de l'outil et l'écoulement de matière autour du pion arrive localement.

#### 4.3.3.2. Feuilletage intermétallique

La zone sous pion au milieu du joint soudure (zone noyaux) est l'endroit où la température et les déformations sont les plus élevées de toute la soudure (vitesse plus importante, matériau plus réfractaire). On peut alors s'attendre à avoir une déformation très intense et des intermétalliques beaucoup plus épais que dans le reste de la soudure (figure IV.22.).

On note aussi la complexité d'observation des flux d'écoulement avec un essai de soudage dissimilaire Al / acier (ULC). Il a été montré qu'un tourbillon apparaît dans lequel des flux de aluminium se chevauchent avec des flux acier (figure IV.22. b).

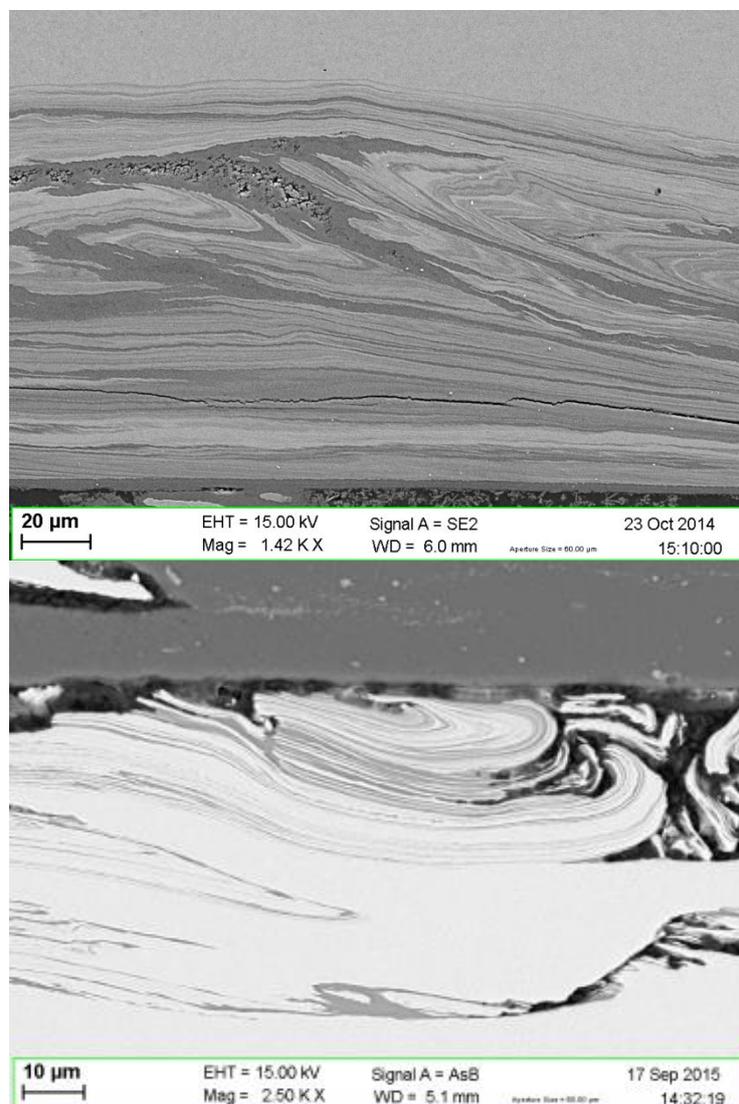


Figure IV. 22: Exemple d'intermétalliques épais avec déformations intenses sous forme de feuilletage.

#### 4.3.3.3. Fragments d'acier dans l'aluminium

Quelques fois, des fragments d'aciers sont trouvés dans la matrice d'aluminium. Lorsque la pénétration du pion dans la plaque d'acier ( $Pr < 0$ ) ou bien de la zone sous pion, les fragments d'aciers ont tendance à se former de l'abrasion de l'acier interfacial. La figure IV.26 illustre quelques types communs de fragments. On peut reconnaître les fragments allongés (Fig. IV.23.a), ou les fragments sans forme particulière sont fortement déformés (Fig. IV.23.b). Ces derniers sont généralement engendrés par la zone sous pion du côté de l'acier.

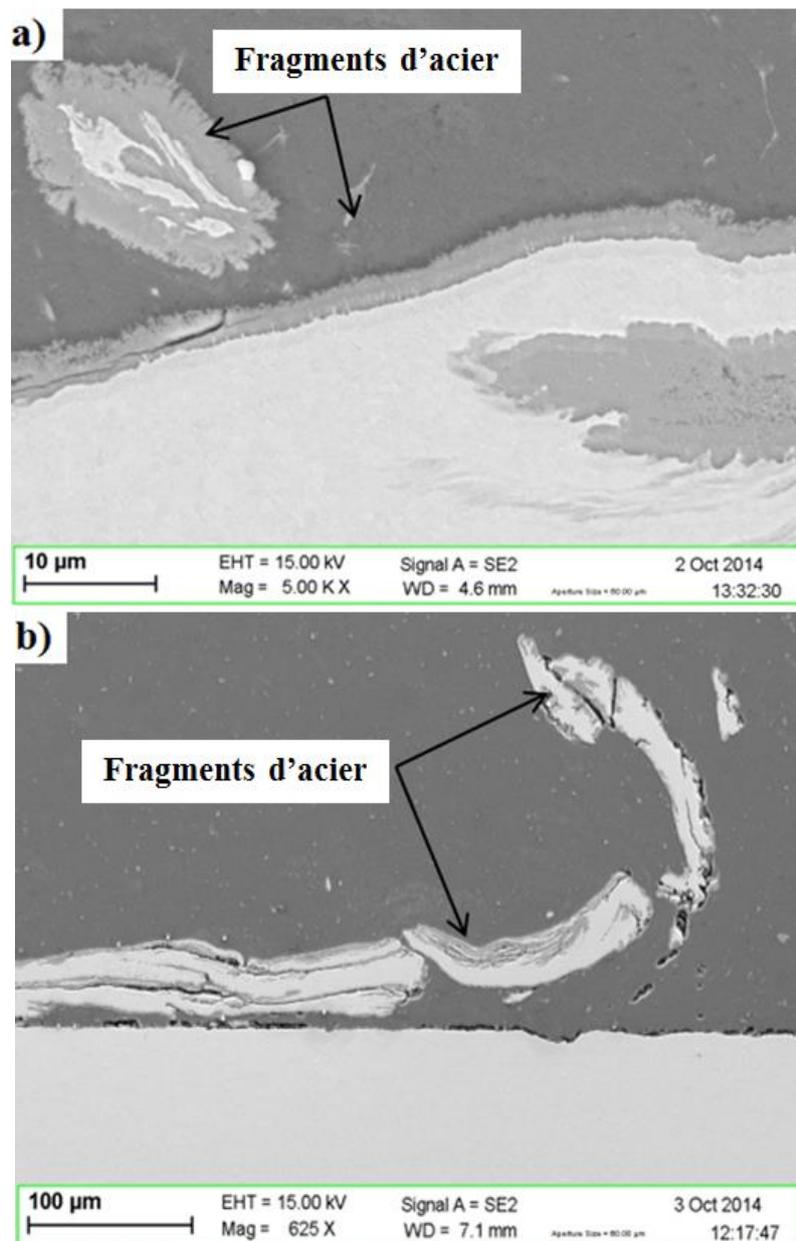


Figure IV. 23: Fragments d'acier dans la matrice de l'Al6061.

#### 4.3.3.4. Poussières d'IMC

Les fragments présents dans l'aluminium subissent un malaxage dans le noyau. Ils sont subdivisés, ébréchés et en fin de compte on obtient des zones comprenant un grand nombre de petites particules de composés intermétalliques éparpillées dans l'aluminium. La taille de ces particules est de l'ordre de quelques centaines de nanomètre (Fig. IV.24). Cette structure nano composite (intermétallique / aluminium) est du même type que celle obtenue par un procédé de soudage par friction. Cette structure est caractérisée par une dureté plus élevée que l'aluminium de base.

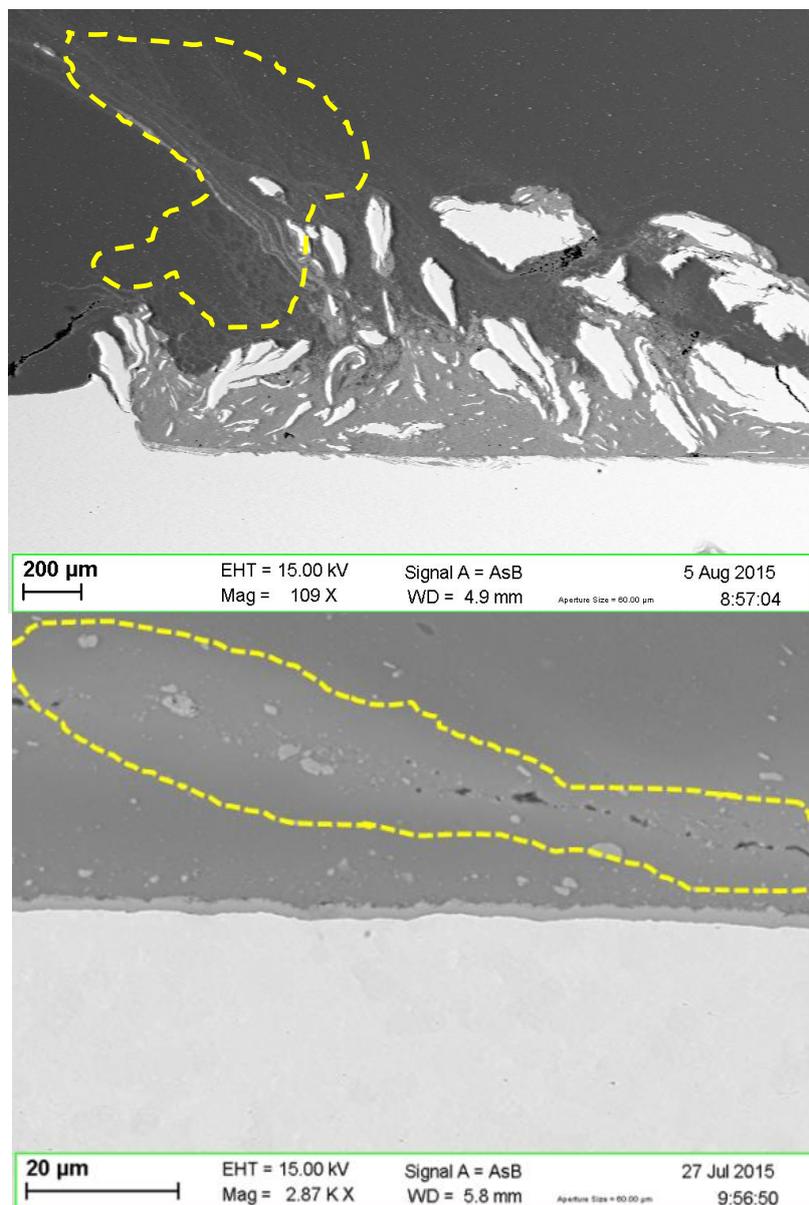


Figure IV. 24: Poussières de l'intermétalliques dans l'aluminium.

#### 4.3.3.3.5. Discontinuité de l'intermétallique

La figure IV.25 (b) montre des zones de discontinuité de la couche d'IMC par rapport à la figure IV.25 (a).

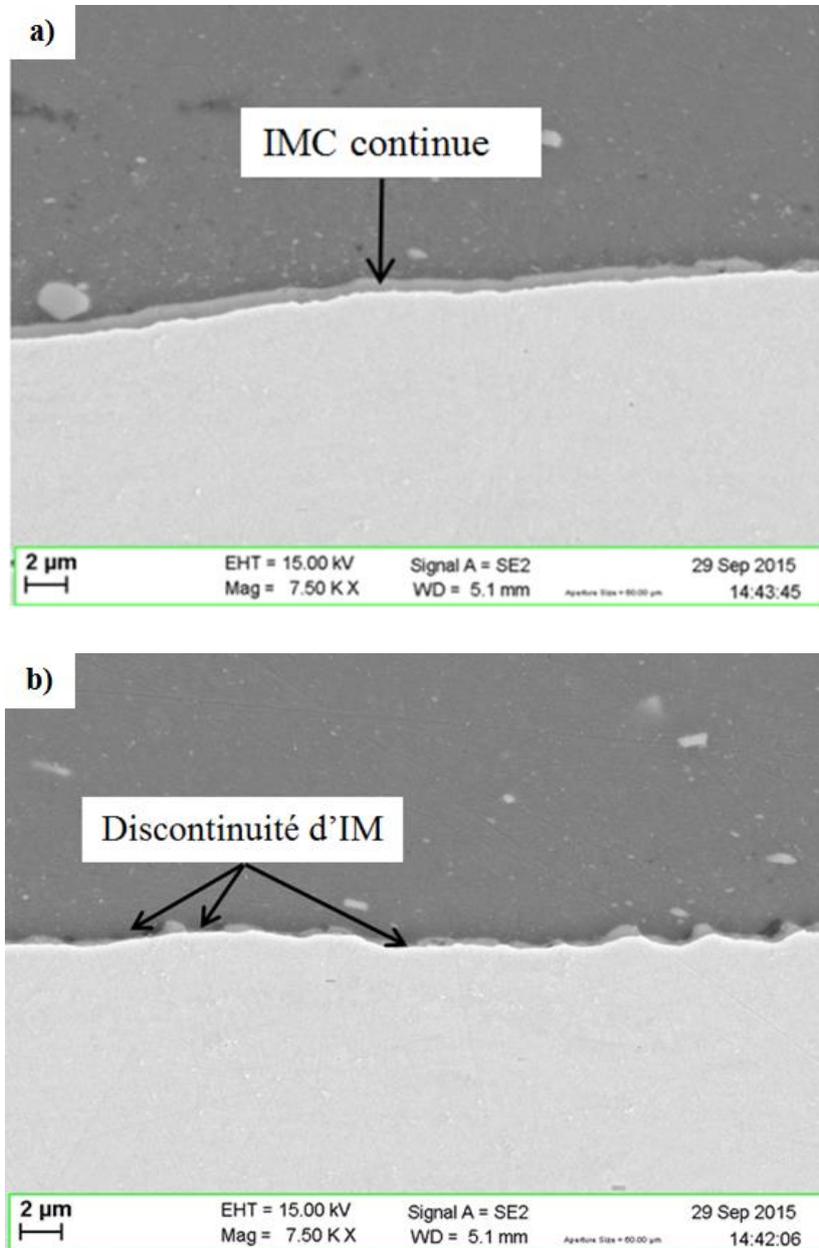


Figure IV. 25: Défaut de discontinuité de l'intermétallique.

#### 4.4. L'effet de la vitesse de rotation sur le joint dissimilaire FSW

##### 4.4.1. Macrographie du Joint soudé par différentes vitesses de rotation

Pour notre travail de recherche le premier but est d'optimiser la vitesse de rotation optimale de soudage dissimilaire de Al6061 T6 / acier (ULC), pour obtenir un joint sans défaut. C'est pourquoi, on a effectué plusieurs essais pour sélectionner la vitesse de rotation. Les différents paramètres de soudage sont présentés dans le tableau .IV.2 où :

**N** : vitesse de rotation de l'outil (tr / min).

**Vf** : vitesse d'avance de l'outil (mm / min).

**Pr** : pénétration de l'outil dans la plaque d'acier (mm).

**IM** : épaisseur de l'intermétallique ( $\mu\text{m}$ ).

Tableau IV. 2: Paramètres de soudage utilisés pour la réalisation des joints de différentes vitesses.

Test	N tr/min	Vf [mm/min]	Pr [mm]	IM [ $\mu\text{m}$ ]	Observation
1	800	50	-0.1	**	Pas de soudage
3	1200	50	-0.1	2.079	Soudage, sans défaut, l'épaisseur intermétallique est petit.
4	1800	100	-0.1	67	Soudage, avec une grande fissure et l'épaisseur intermétallique est plus élevé
5	1800	100	0	59.36	Soudage, avec une grande fissure et l'épaisseur intermétallique est plus élevé
6	1800	100	+0.1	**	Pas de soudage

Dans cette partie, nous présenterons l'effet de chaque paramètre cité dans le tableau ci-dessus, sur l'évolution microstructurale d'un joint soudé par FSW (figures IV. 26-.30).

a) Joint de soudure obtenu avec vitesse de rotation **800 tr / min.** (figure IV-26)

On remarque que pour le joint soudé avec une vitesse de 800 tr /min, la soudure obtenue n'est pas bien réussie, car la vitesse de 800 tr / min de rotation est moins rapide ce qui provoque une faible agitation de matière dans le joint pour réaliser une bonne soudure entre AL-6061 et l'acier (ULC).

- Joint soudé avec les conditions de soudage suivant :  $N = 800 \text{ tr / min}$ ,  $V_f = 50 \text{ mm / min}$  et  $Pr = -0,1 \text{ mm}$ .

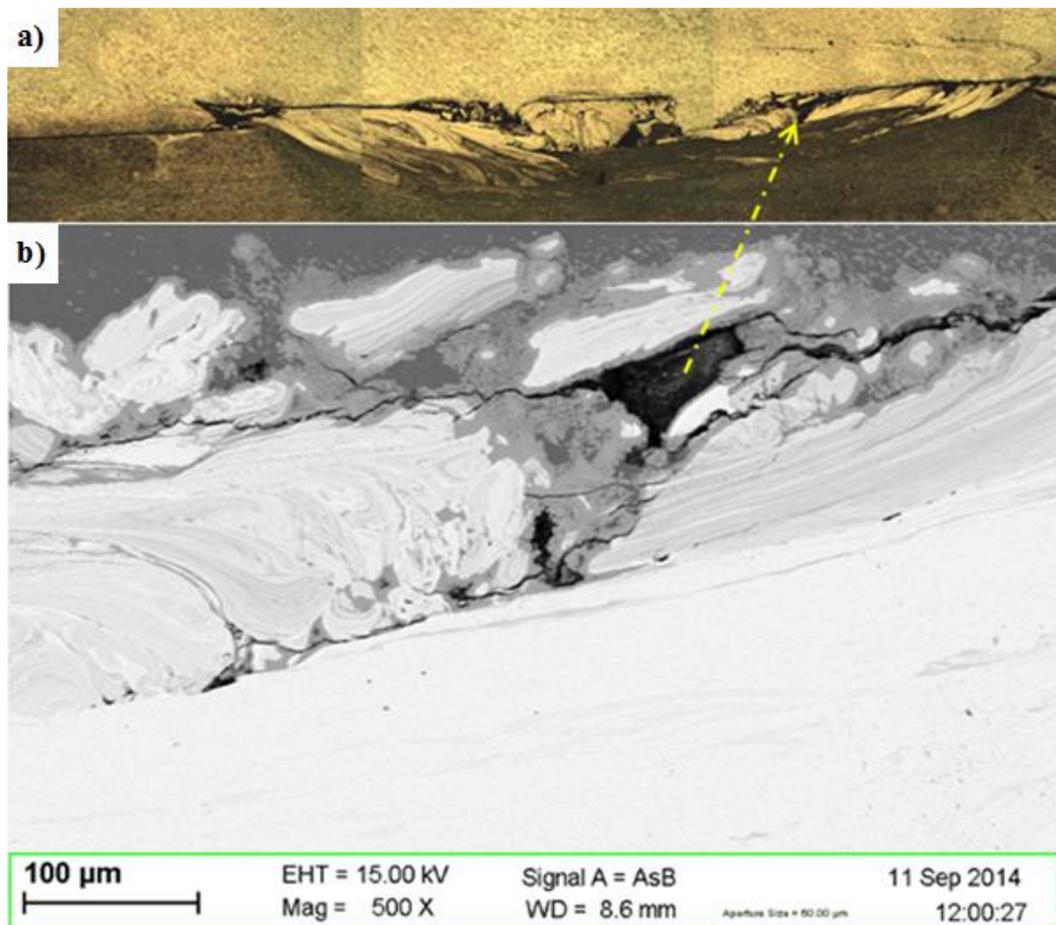


Figure IV. 26: Micrographie d'un joint soudé par FSW d'alliage d'aluminium AL6061-T6 à l'acier (ULC) avec  $N = 800 \text{ tr /min}$  ; (a) Microstructures optiques de la zone de soudure, (b) Observation MEB d'une couche à l'interface Al / Acier.

**b)** Joint de soudure obtenu avec vitesse de rotation **1800 tr / min**. (figure IV : 27-29).

L'augmentation de la vitesse de rotation à 1800 tr / min provoque des températures plus élevées au sein du joint de soudure, donc un refroidissement plus lent. D'une part, on remarque dans les joints de soudure réalisés à cette vitesse de rotation de l'outil de soudage, un excès de formation de bourrelets de matières. D'autre part, pour le joint soudé avec pénétration (Pr) de l'outil de soudage de + 0.1 mm, l'outil ne touche pas la plaque de l'acier, ce qui ne favorise pas le soudage. Cependant avec une augmentation de pénétration de l'outil de soudage de 0 à -0.1 mm dans la plaque de l'acier, le joint a été bien réalisé mais avec beaucoup de défauts.

- Joint soudure obtenu pour les conditions suivantes: N = 1800 tr / min, Vf = 100 mm / min et Pr = - 0,1 mm.

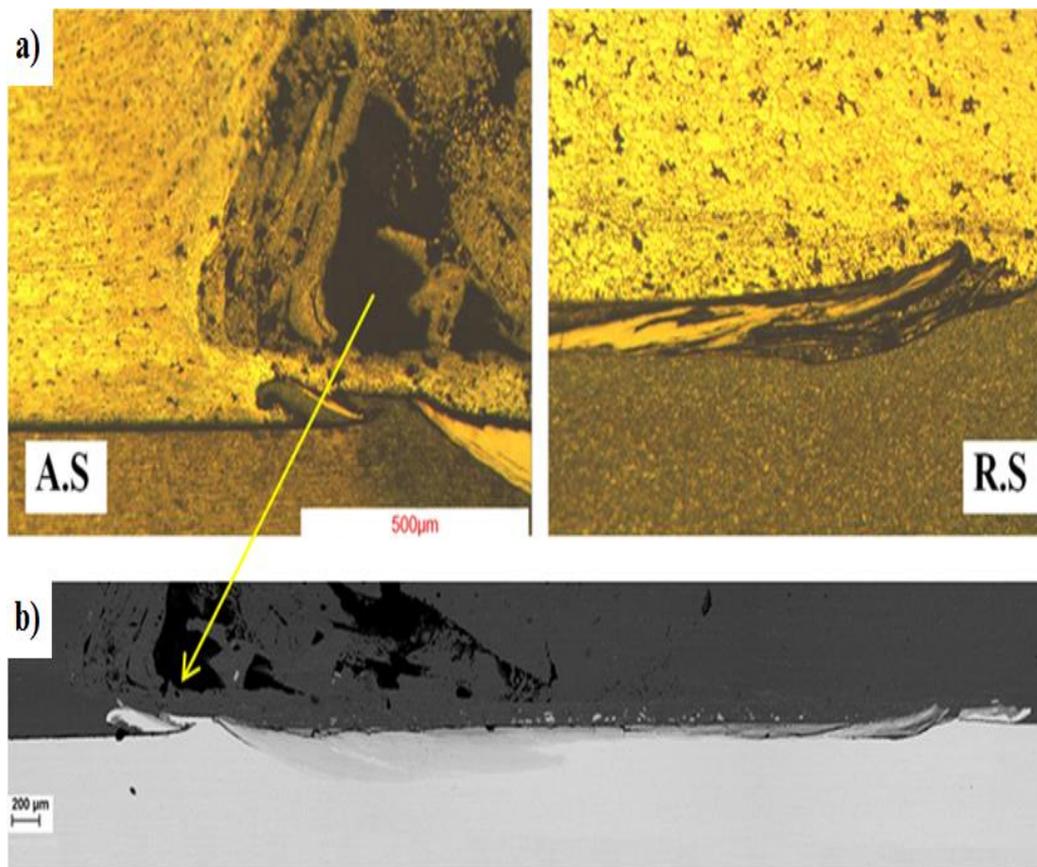


Figure IV. 27: Micrographie d'un joint soudé par FSW d'alliage d'aluminium AL6061-T6 / l'acier (ULC) avec N = 1800 tr /min et Pr = - 0.1mm ; (a) Microstructures au microscope optique de la zone de soudure, (b) Observation MEB d'une couche à l'interface Al / acier (ULC).

- Joint soudure obtenu pour les conditions suivantes :  $N = 1800$  tr / min,  
 $V_f = 100$  mm / min et  $Pr = + 0,1$  mm.

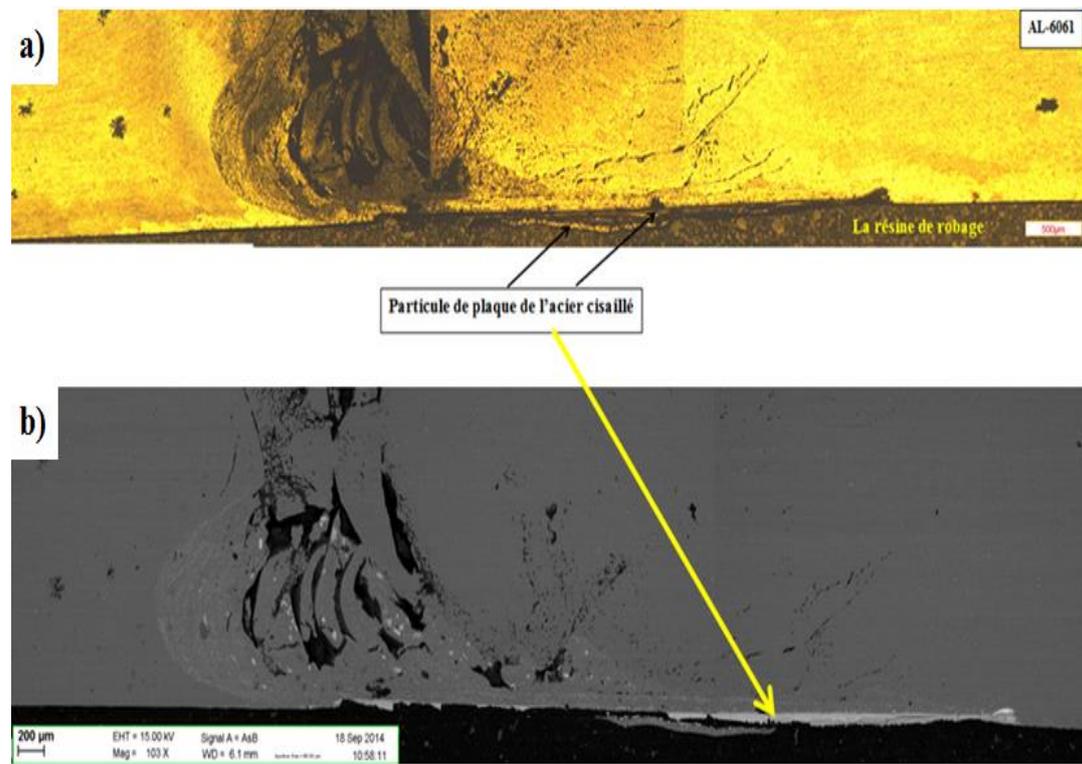


Figure IV. 28: Micrographie d'un joint soudé par FSW d'alliage d'aluminium AL6061-T6 / l'acier (ULC) avec  $N = 1800$  tr / min et  $Pr = + 0.1$  ; (a) Microstructures optiques de la zone de soudure, (b) Observation MEB d'une couche à l'interface Al6061 / acier (ULC).

- Joint soudure obtenu pour les conditions suivantes:  $N = 1800 \text{ tr / min}$ ,  $V_f = 100 \text{ mm / min}$  et  $Pr = 0 \text{ mm}$ .

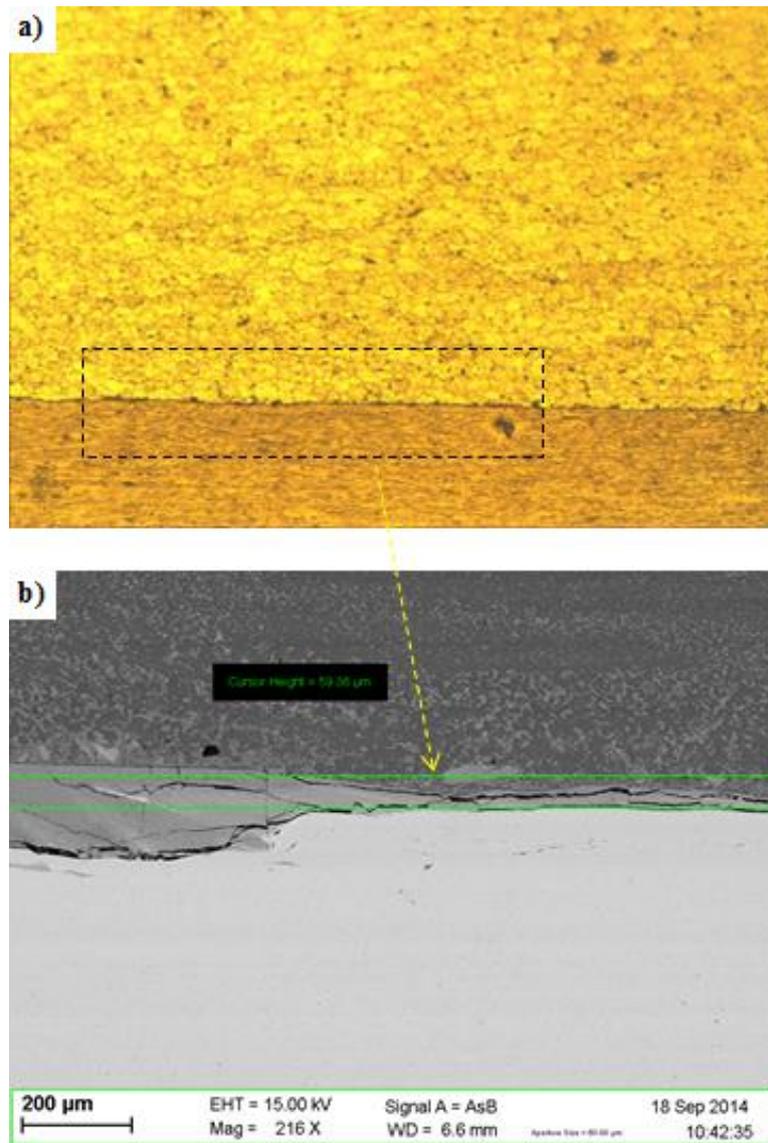


Figure IV. 29: Micrographie d'un joint soudé par FSW d'alliage d'aluminium AL6061-T6 à l'acier (ULC) avec  $N = 1800 \text{ tr / min}$  et  $Pr = 0 \text{ mm}$  ; (a) Microstructures optiques de la zone de soudure (b) Observation MEB d'une couche à l'interface Al / acier (ULC).

c) Joint de soudure obtenu avec vitesse de rotation **1200 tr / min** (figure IV-30). L'analyse microscopique de la section des soudures de l'alliage Al-6061T6 avec l'acier (ULC) de configuration recouvrement avec une vitesse de rotation de 1200 tr / min, une vitesse d'avance de 50 mm / min et une pénétration de -0.1 mm, montre

qu'une vitesse optimale de vitesse d'avance 1200 tr / min, nous donne des joints sans défauts.

- Joint soudure obtenu pour les conditions suivantes:  $N = 1200$  tr / min,  $V_f = 50$  mm / min et  $Pr = -01$  mm.

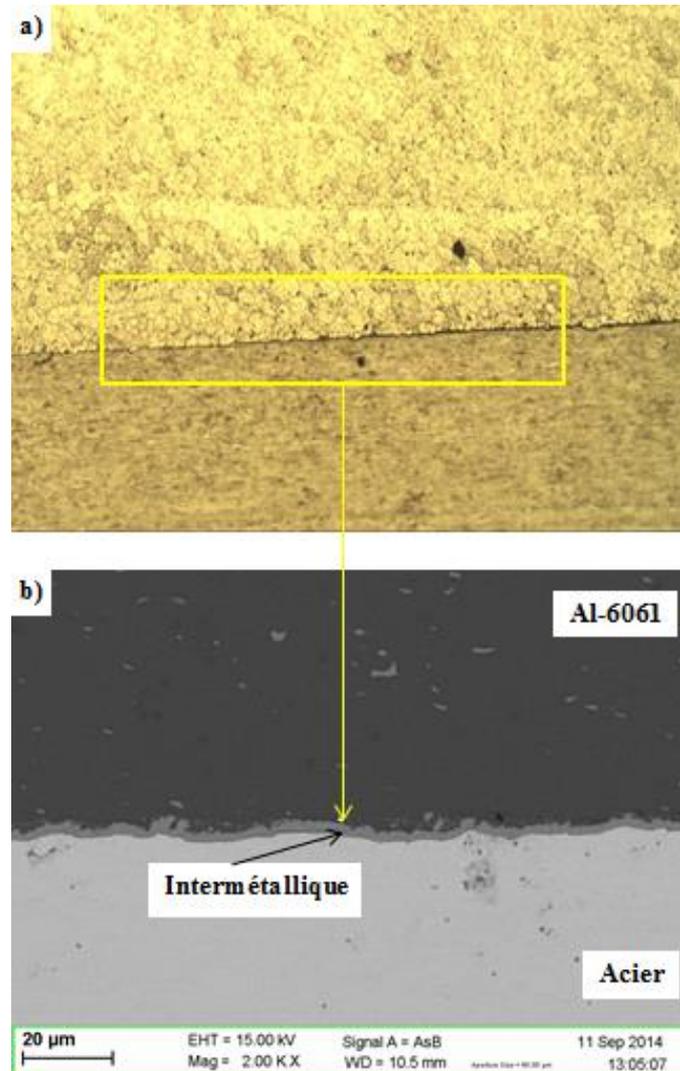


Figure IV. 30: Micrographie d'un joint soudé par FSW d'alliage d'aluminium AL6061-T6 à l'acier (ULC) avec  $N = 1200$ tr / min. (a) Microstructures optiques de la zone de soudure, (b) Observation MEB d'une couche à l'interface Al / acier.

Donc, à partir de cette première étude, on peut déduire que la vitesse de rotation  $N=1200$  tr /min est la vitesse optimale pour le soudage par FSW de l'alliage AL6061-T6 / acier (ULC).

#### 4.4.2. Propriétés mécaniques

Dans cette étude, la résistance de cisaillement par traction a été utilisée comme paramètre mécanique principal afin d'évaluer la qualité du joint de soudure.

L'effet d'épaisseur du intermétallique (IMC) sur la résistance de cisaillement par traction des joints soudés Al6061 / acier (ULC) FSW de configuration recouvrement est présenté dans la figure IV.31.

Il est clair que la résistance au cisaillement par traction augmente en diminuant l'épaisseur d'intermétallique du joint soudé. Le test de cisaillement confirme l'observation microstructurale, car le cisaillement à la traction le plus élevé est obtenu pour l'IMC mince (figure IV.29. b). Ce résultat est confirmé aussi par Kimapong. et Watanabe. [23]

Kimapong et Watanabe [23] avaient démontré que la résistance à la traction des joints dissimilaires entre l'alliage d'aluminium A5083 et l'acier SS400 était principalement affectée par l'épaisseur de la couche IMC, c'est-à-dire la diminution de la charge de cisaillement est due à la production d'un composé intermétallique  $FeAl_3$  épais (IMC) à l'interface d'un joint à recouvrement produit par FSW. Ces deux auteurs avaient suggéré que la couche d'IMC devient plus fragile.

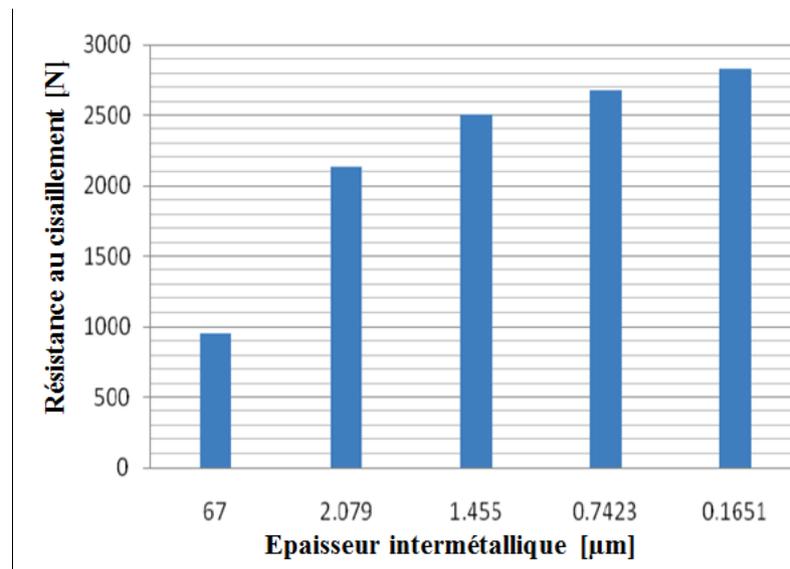


Figure IV. 31 : L'évolution de la résistance au cisaillement en fonction de l'épaisseur de l'IMC de l'alliage d'aluminium 6061-T6 soudé à l'acier (ULC).

### 4.4.3. Diffraction des rayons X

La figure IV.32 présente le diffractogramme de diffraction à rayons X de l'alliage d'aluminium 6061-T6 soudé avec un acier à faible teneur en carbone. On remarque bien, des pics de la phase  $\text{Fe Al}_3$  et Al, ce qui est confirmé par quelques travaux antérieurs [23] et que cet IMC est un mélange de Fe et d'Al. La présence de certains pics d'Al est due à la diffraction de la plaque d'aluminium.

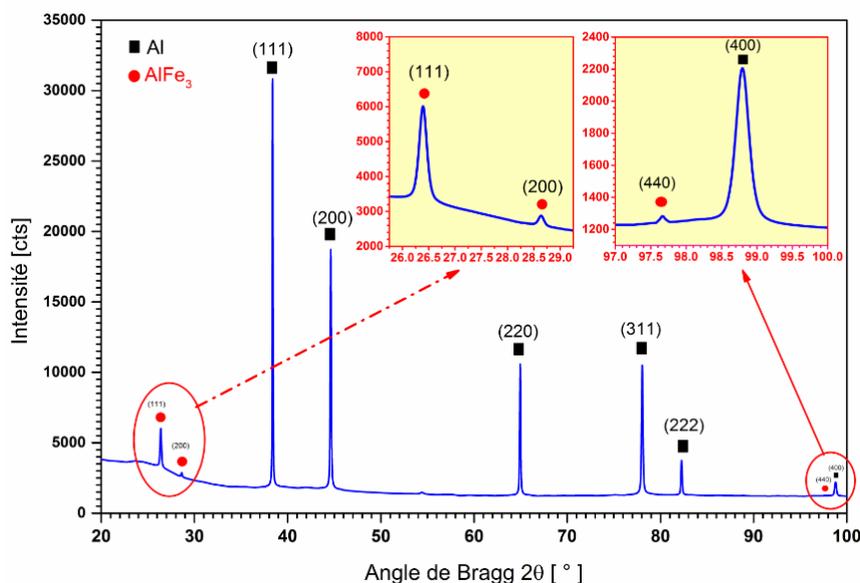


Figure IV. 32 : Spectre de diffraction de Rayons X du joint soudé alliage d'aluminium 6061-T6 à acier (ULC).

## 4.5. L'effet de la vitesse d'avance sur le soudage dissimilaire Al6061 / acier (ULC) par le procédé FSW:

### 4.5.1. Production de soudure

Pour mieux situer notre travail de recherche, on présentera dans cette partie un rappel des études antérieures sur l'effet de la vitesse d'avance sur les caractéristiques mécaniques et métallurgiques d'un joint dissimilaire en alliages d'aluminium et acier soudé par "Soudage par friction-malaxage" de configuration transparence (tableau.IV.3).

Tableau IV. 3: Travaux de recherche réalisés par FSW de configuration joint transparence sur les deux métaux dissimilaires Al / Acier :

<b>Alliages Al</b>	<b>Aciers</b>	<b>Outil</b>	<b>Réf</b>
1100H24	acier faible % de Carbone (SPCC)	outil en acier SKD61.	[24]
5083	SS400	outil en acier (JISSKH57)	[23]
AC4C cast aluminium	acier faible % de Carbone avec revêtement de zinc	outil en acier SKD61	[25]
6181-T4	HC340LA	UHB Marax ESR(1.6358).	[26]
5083	St-12	outil en acier H13	[27]
6060-T5	acier doux	outil en acier H13	[28]
3003	SUS304	outil en Tungstène.	[29]
6060-T5	acier doux	outil en acier H13	[20]
6061	acier avec revêtement zinc	outil en acier SKD61	[30]
5083	St-12	outil en acier H13	[31]
1060	acier inoxydable	[32]	

5754 MP	9.3	acier avec revêtement de zinc	outil en acier H13	[33]
6061		acier avec revêtement de zinc	outil en acier SKD61	[34]
6061		acier	outil en Tungstène (W25Re)	[35]
6022		acier avec revêtement de zinc	outil en acier	[36]
6111-T4		acier faible % de Carbone	outil en Tungstène	[37]
6061-T6		acier faible % de Carbone	SKD61	[38]
6061 Al		acier inoxydable avec revêtement Zn	WC-13%C	[39]
6111-T4		acier	acier	[40]

On peut déduire que la plupart des travaux dans le soudage par friction malaxage des joints dissimilaires en alliages d'aluminium 6061 et acier de configuration recouvrement, ont utilisés des outils en tungstène et l'acier soudé est généralement revêtu en Zn. Ce qui montre que notre travail est totalement différent.

Dans notre travail de recherche, on a essayé d'effectuer des assemblages par FSW entre un acier (ULC) et un alliage d'aluminium 60601-T6, en variant certain paramètres de soudage afin de voir les caractéristiques mécaniques et métallurgiques du joint obtenu. Pour atteindre ce but nous avons choisi des paramètres tels que: la vitesse de rotation, la pénétration de l'outil, et la vitesse d'avance. Les valeurs utilisées pour ces paramètres sont récapitulées dans le Tableau IV.3.

Tableau IV. 4: Paramètres de soudage utilisés pour la réalisation des joints dissimilaires.

Test	N (Tr/min)	Vf(mm.min <sup>-1</sup> )	Pr (mm)	Rac (mm)	IM (μm)
7	1200	100	+0.1	0.07	1.455
8	1200	200	+0.1	0	0.7423
10	1200	400	+0.1	0	0.1651

#### 4.5.2. Surface des joints

La figure IV.34 présente une vue macrographique du joint de soudure parfait obtenu pour certaines conditions de soudage.

La surface des joints soudés ne présente généralement pas de défauts (figure IV .36.c) et les stries laissées par l'outil y sont visibles. Cependant, lorsque la vitesse de rotation de l'outil est de 1200 tr / min et que sa vitesse d'avance est de 100 ou 200 mm/min, d'importants défauts volumiques apparaissent dans le joint et sont aussi visibles à sa surface. Dans le cas des joints soudés à vitesse de soudage 100 mm /min, ces défauts se présentent sous la forme d'une bavure excessive et aussi d'un défaut de racine à la surface du joint (figure IV.34.a). Ces défauts de bavure excessive et de racine diminuent dans les joints soudés à des vitesses de soudage 200 mm/min (figure IV.34.b).

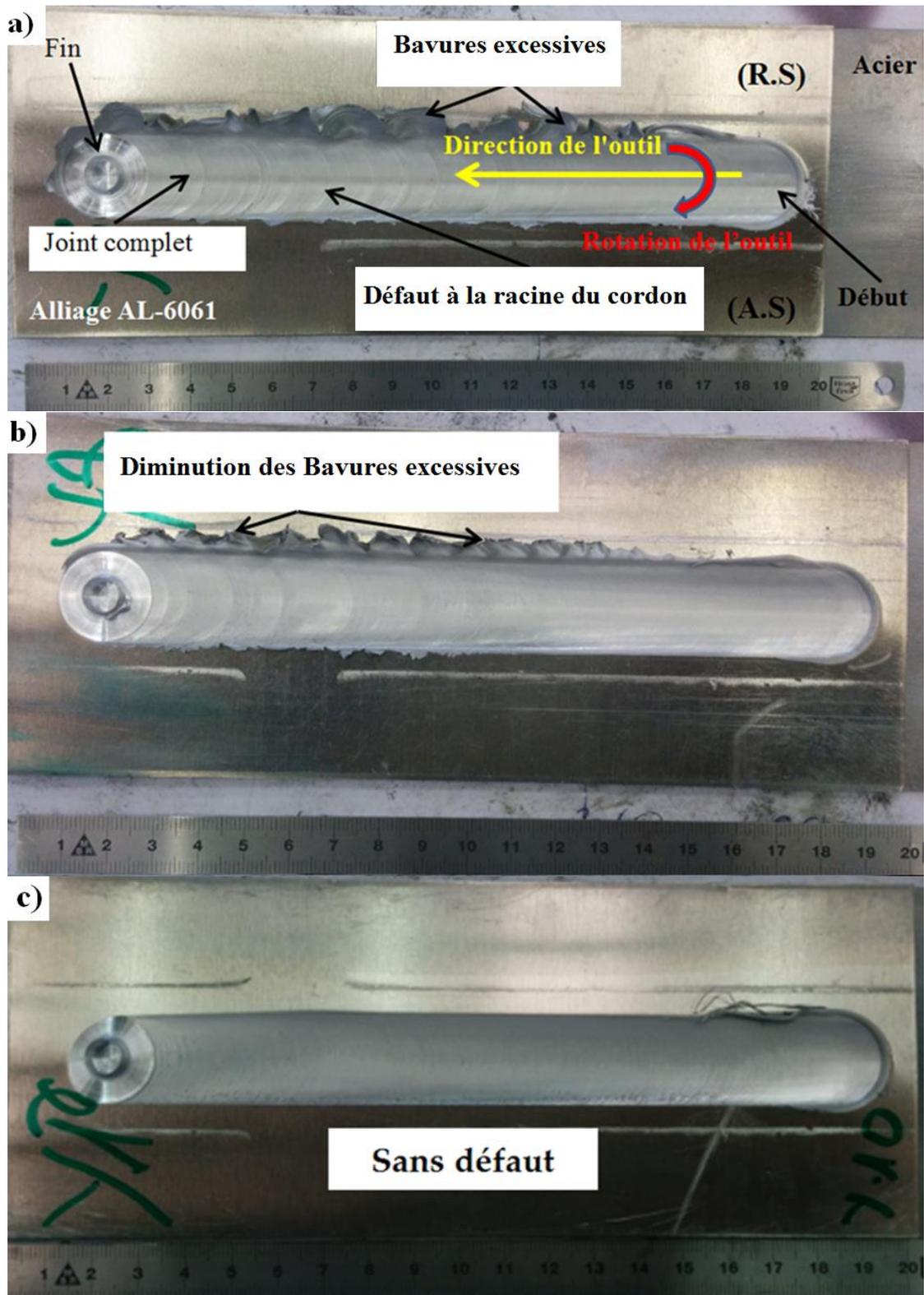


Figure IV. 33: Macrographies des joints dissimilaires FSW Al / acier (ULC) réalisés avec les conditions :  $N = 1200$  tr/min,  $Pr = + 0.1$  mm à des vitesses d'avances de l'outil ; (a) 100 mm / min, (b) 200 mm / min et (c) 400 mm / min.

### 4.5.3. Microstructures

#### 4.5.3.1. Observation par microscopie optique

La figure IV.34 montre la micrographie d'une section transversale d'assemblage de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et d'acier à faible pourcentage de carbone. Il est clair que toute la déformation et la transformation pendant le processus de soudage se produisent sur le côté en aluminium de l'articulation, parce que l'aluminium est un matériau plus doux que l'acier

On peut observer aussi une région distincte du côté d'avancement vers le côté de retrait et dans la partie en aluminium. Cette région est fortement déformée (appelée la zone Noyau), qui est la zone principale dans le côté d'aluminium soudé.

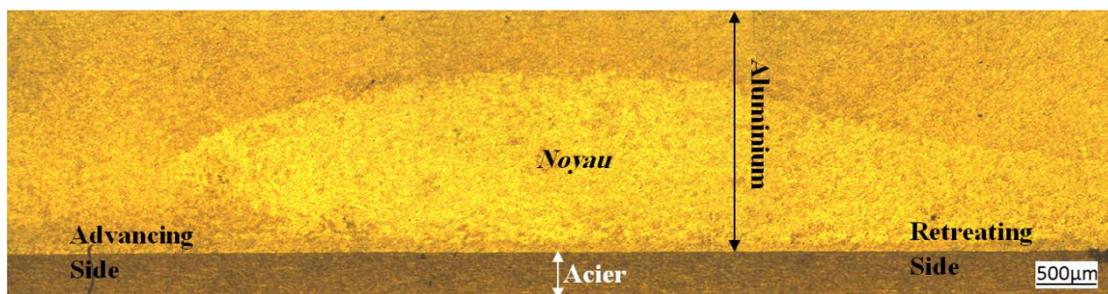


Figure IV. 34: Microstructure d'un joint soudé par soudage par friction d'un alliage d'aluminium AL6061-T6 avec un acier (ULC). ( $N=1200$  tr / min,  $Pr = -0.1$  mm et  $V_f = 200$  mm / min.

Cette zone est caractérisée par une recristallisation dynamique. Cette recristallisation est le résultat d'une déformation plastique sévère, dans laquelle l'outil de soudage tourne et produit une chaleur due au frottement [8, 41]. Les grains dans la zone d'agitation sont approximativement équiaxes, et souvent avec un ordre de grandeur plus petit que les grains dans le matériau parental [7].

L'effet de la vitesse de déplacement sur l'évolution microstructurale de l'alliage d'aluminium 6061 soudé par friction à l'acier faible pourcentage carbone est représenté sur la figure IV.35. Le principal phénomène produit dans l'assemblage soudé était l'affinement du grain du côté aluminium.

Généralement, l'augmentation de la vitesse d'avance génère une déformation plastique et un dégagement dans aluminium, ce qui conduit à une recristallisation dynamique. La granulométrie moyenne de la zone soudée du côté aluminium était d'environ 10  $\mu\text{m}$ . Cependant, la granulométrie moyenne du métal de base était de 50  $\mu\text{m}$ , ce qui confirme la recristallisation après soudage. L'examen de microstructure d'interface a montré un composé intermétallique qui a été formé à l'interface d'articulation.

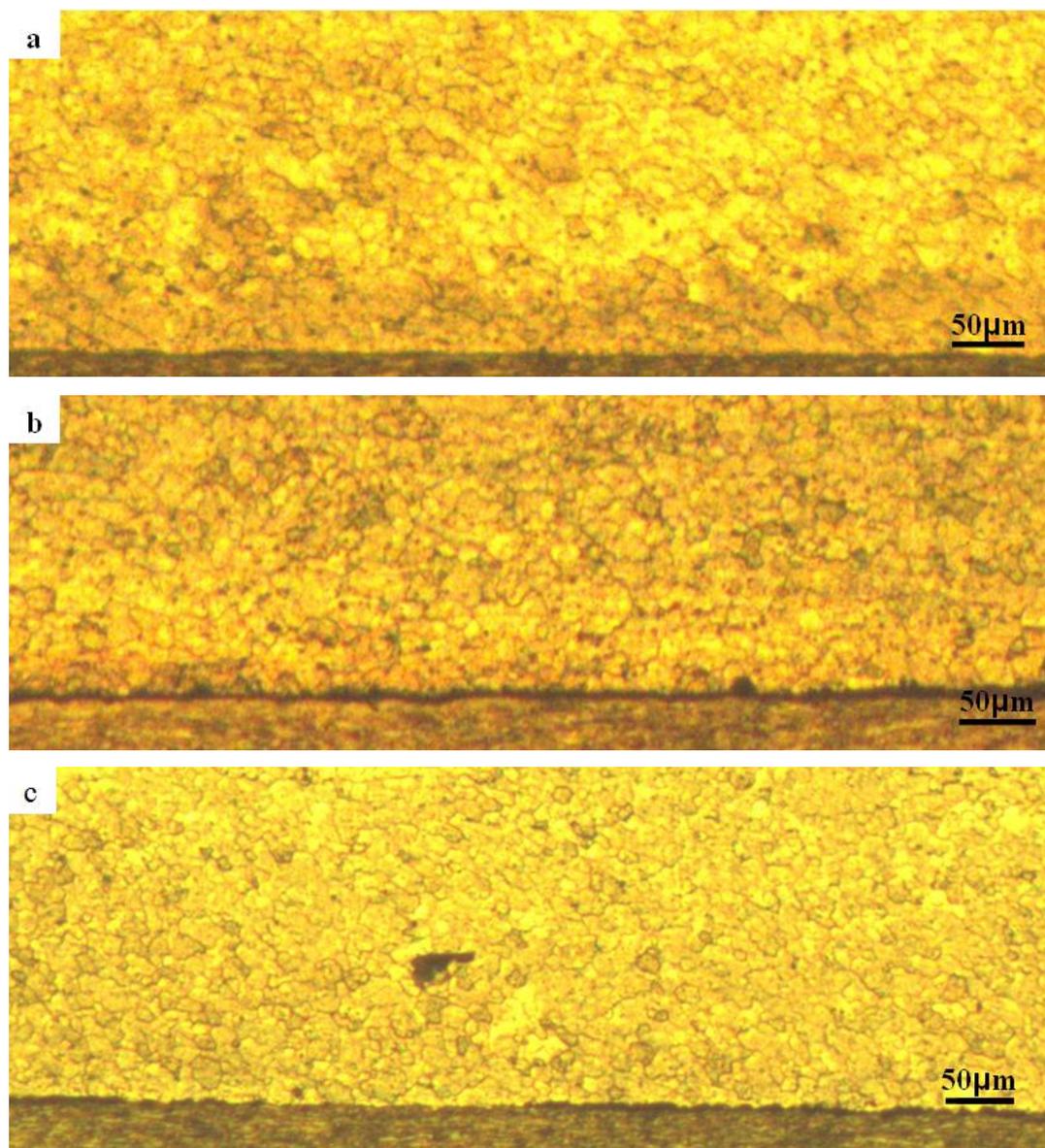


Figure IV. 35: Évolution microstructurale de l'assemblage soudé par FSW d'un alliage d'aluminium AL6061-T6 avec acier (ULC) après différentes vitesses d'avancement: (a) 100, (b) 200 et (c) 400 mm / min.

#### **4.5.3.2. Influence de la vitesse d'avance sur l'épaisseur intermétallique**

La figure IV.36 montre l'évolution de la couche IMC en fonction de la vitesse d'avance. On remarque une décroissance de l'épaisseur de l'intermétallique (1.455 à 0.1651  $\mu\text{m}$ ) avec l'augmentation de la vitesse d'avance (de 100 à 400 mm / min) comme le montre la figure IV.37. Cette diminution est due à deux phénomènes : le premier est la diminution de la température maximale avec la vitesse d'avance, et la deuxième explication est la diminution du temps de diffusion avec l'augmentation de la vitesse d'avance. En effet, la diffusion est un phénomène thermoactive mais qui dépend également du temps de façon parabolique.

L'examen au MEB de la section transversale d'assemblage des soudures d'alliage d'aluminium 6061-T6 et d'acier à faible pourcentage en carbone après soudage est montré dans la figure IV.36. La structure d'interface de l'articulation a montré qu'une couche de composé intermétallique (IMC) était formée le long de l'interface, mais qui n'est pas uniforme.

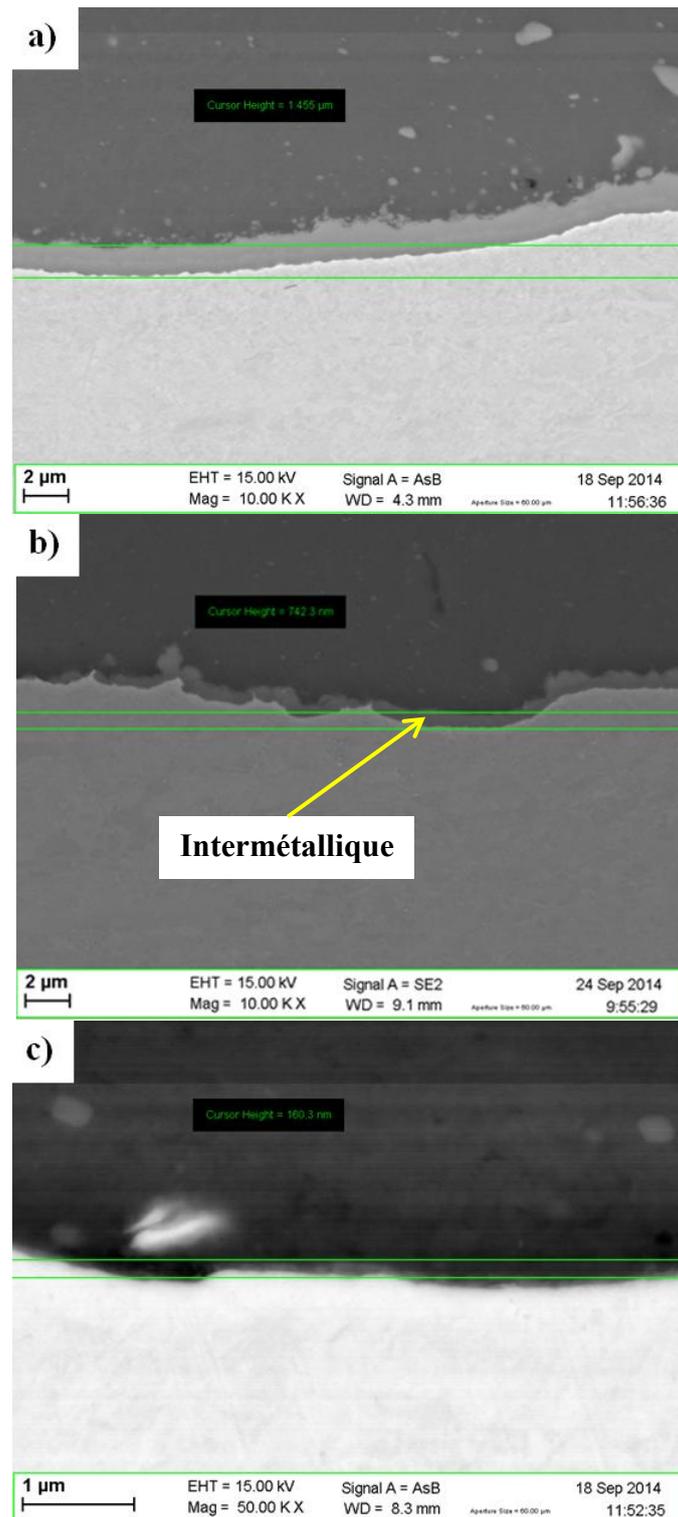


Figure IV. 36 : Observation au MEB de la région de l'interface joint Al-6061-T6 / acier (ULC) avec conditions de soudage :  $N = 1200$  tr / min,  $Pr = - 0.1$  ; a)  $V_f = 100$ . b)  $V_f = 200$  et c)  $V_f = 400$  mm / min.

Des analyses EDS complémentaires ont été réalisées sur cette couche de réaction biphasée pour préciser la nature de la couche intermétallique. La composition chimique à l'intérieur de la couche IMC est présentée dans le tableau IV.5. La concentration des principaux éléments dominants (Fe et Al) a été mesurée. De plus, l'analyse de diffraction des rayons X a été effectuée sur la zone de noyau pour déterminer les phases principales de l'intermétallique.

Tableau IV. 5: Composition chimique de la couche IMC.

% (wt)	Al	Fe	Si	Mg
	76.00	23.106	0.94	---

Le diffractogramme (figure IV.37.) indique que cette région est formée principalement par deux phases:  $\text{AlFe}_3$  et  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ . Ces phases ont été observées dans une étude antérieure [22].

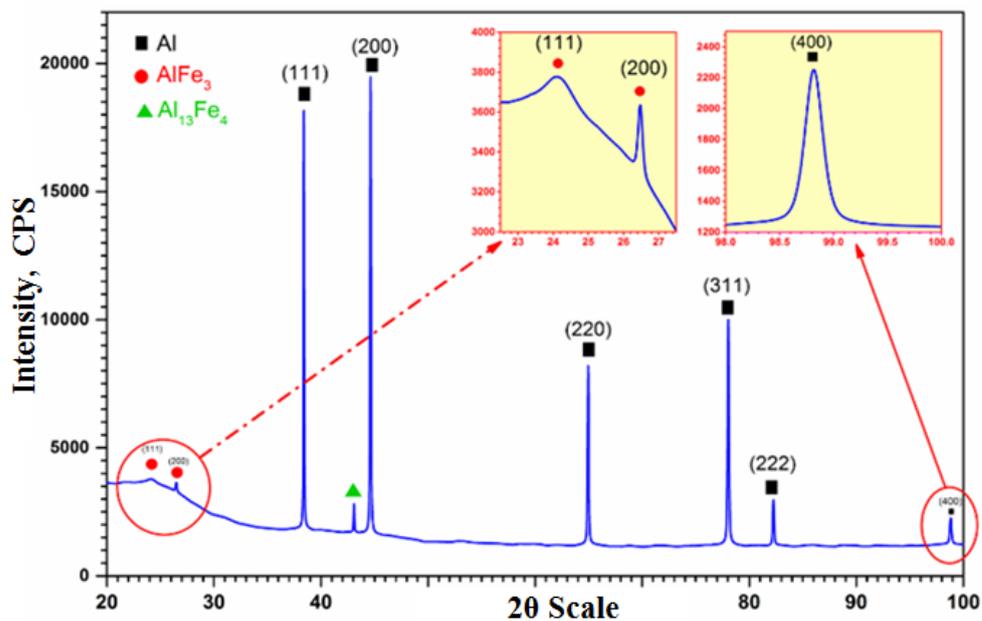


Figure IV. 37 : Diffractogramme du côté aluminium d'un joint soudé par soudage par friction malaxage de l'alliage d'aluminium AL6061-T6 avec acier (ULC).

La relation entre l'épaisseur de la couche de l'intermétallique (IMC) et la vitesse d'avance est présentée dans la Figure IV.38. On constate que l'épaisseur de la couche IMC diminue de 2 à 0,1  $\mu\text{m}$  avec une vitesse de soudage croissante, ce qui affecte significativement la résistance du joint. La diminution de l'épaisseur de la couche IMC avec l'augmentation de la vitesse d'avancement est principalement due au temps décroissant de l'interaction entre les deux matériaux dissimilaires adjacents. La diminution du temps d'interaction induit un faible temps de processus d'inter-diffusion [42].

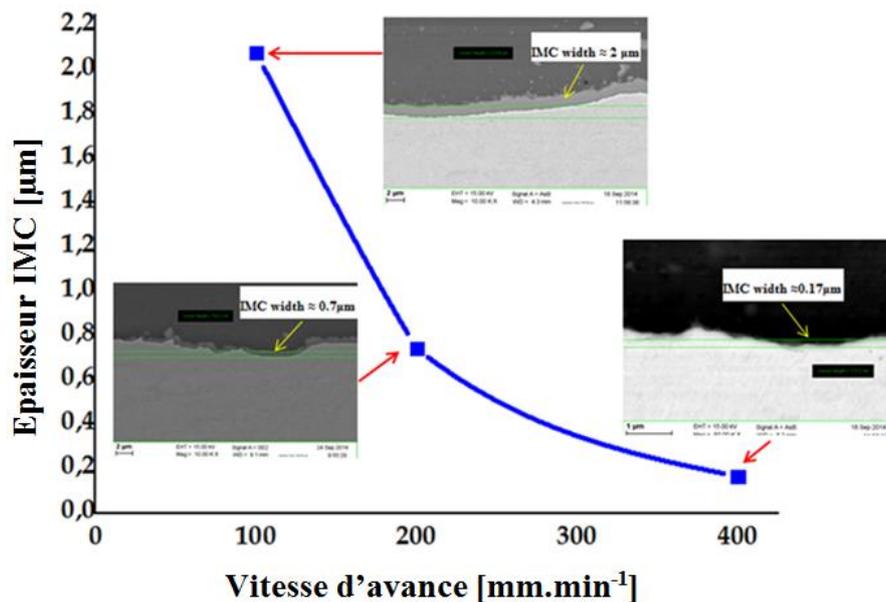


Figure IV. 38 : Évolution de l'épaisseur de la couche intermétallique en fonction de de vitesses d'avance.

#### 4.5.4. Influence de la vitesse d'avance sur les caractéristiques mécaniques

La figure IV.39 montre une éprouvette après un essai de cisaillement par traction d'un alliage d'aluminium 6061-T6 soudé par friction malaxage à l'acier (ULC). La zone de fracture ne s'amorce pas dans le joint de soudure mais dans le métal de base. Ce résultat nous permet de dire que le joint a une résistance très grande par rapport au métal de base.

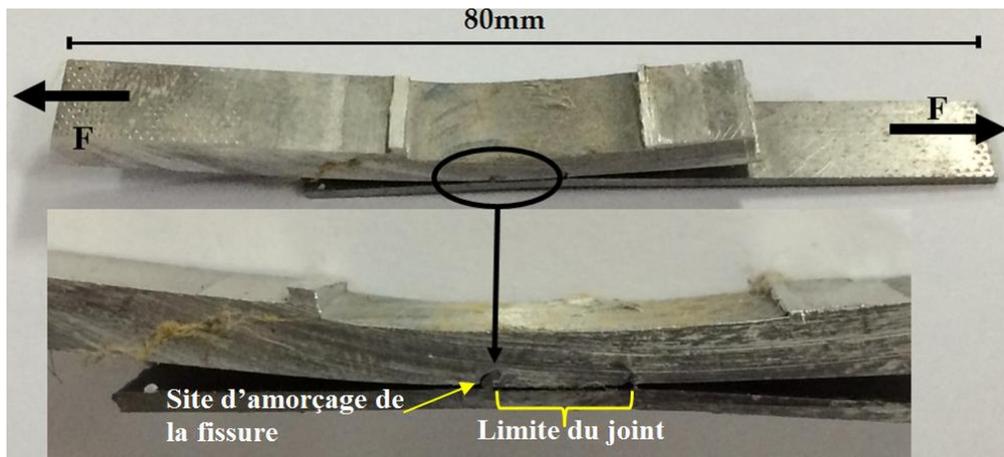


Figure IV. 39 : Epreuve après essai de cisaillement par traction du joint dissimilaire FSW Al6061-T6 avec un à l'acier (ULC) : F : (Force utilisée lors d'un test).

L'effet de la vitesse d'avance sur la résistance au cisaillement du joint soudé est présenté dans la figure IV.40. Il est clair que la résistance au cisaillement augmente avec la vitesse d'avance croissante. Ceci peut être expliqué par la relation entre la résistance au cisaillement et l'épaisseur de l'IMC formée dans le joint soudé, et également avec le l'affinement des grains dans le côté aluminium.

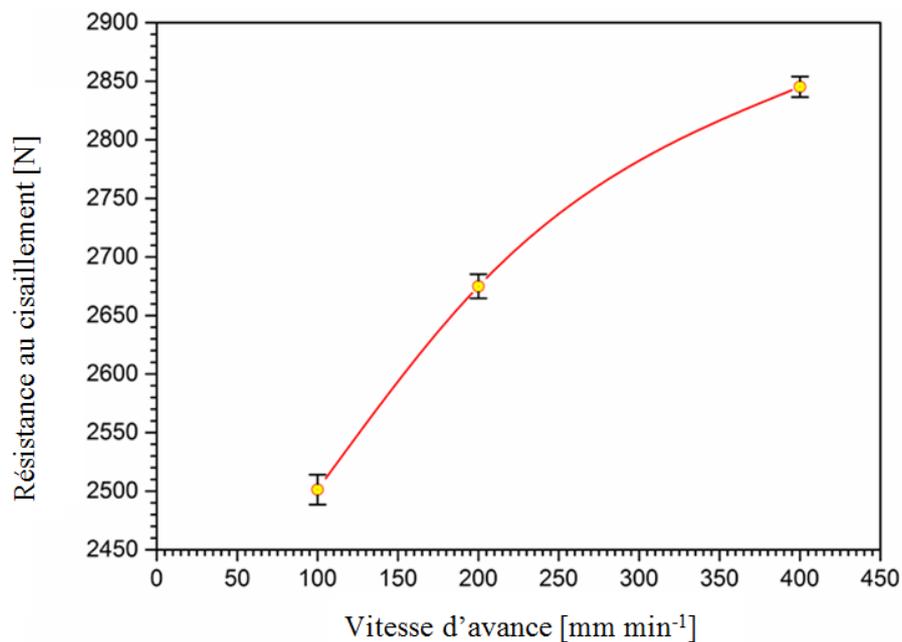


Figure IV. 40 : Courbe de l'effet de la vitesse d'avance sur la résistance au cisaillement du joint soudé par FSW de Al6061 avec l'acier (ULC). [Conditions de soudage: N = 1200 tr / min; Pr = 0,1 mm].

## 4.6. L'effet de diamètre du pion de l'outil de soudage FSW

### 4.6.1. Introduction

On doit rappeler que l'outil de soudage pour le procédé FSW est composé d'épaulement et de pion. Le rôle de pion est de cisailer le matériau à son côté arrière lors de la translation de l'outil et le pion prolatisé amène le matériau des deux côtés de la ligne d'articulation à l'état plastique, aidé par l'entrée de chaleur par le frottement de l'épaulement.

Plusieurs auteurs ont étudié l'effet du pion sur la caractéristique mécanique d'un joint soudé par friction malaxage. Costa et al. [43], Ahmadnia et al. [44], Mustafa et al. [45] ont analysé l'influence de la géométrie du pion et des paramètres du processus sur la morphologie et la résistance des soudures par friction malaxage, sur les cordons de soudure de l'alliage aluminium. Hejazi et al. [46] ont utilisé un outil réglable avec des longueurs de pion différentes (50 %-95 % de l'épaisseur de la plaque soudée) pour exécuter les soudures doubles. Les meilleurs résultats ont été obtenus pour un joint à double face réalisé par une longueur de pion égale à 65% de l'épaisseur de la tôle, ce qui montre une augmentation de 41% de la résistance à la traction par rapport à l'assemblage à simple face.

Khane et al. [44] ont présenté des études expérimentales sur l'effet du rapport entre le diamètre ( $D / d$ ) de l'épaulement ( $D$ ) et le diamètre du pion ( $d$ ) sur la résistance à la traction lors du soudage par friction malaxage de l'alliage d'aluminium 6063-T6. Les résultats de l'étude ont révélé qu'un rapport  $D / d$  de 2,6 donne la résistance à la traction maximale tandis qu'un rapport  $D / d$  de 2,8 la résistance à la traction minimale.

A partir de ces quelques travaux antérieurs, on peut déduire qu'il n'y a eu aucun rapport publié sur l'effet de diamètre de pion sur la caractérisation du joint de recouvrement par FSW entre alliage d'aluminium (6061-T6) et acier (ULC).

Par conséquent, l'objectif de cette partie de travail est de mettre l'accent sur l'effet du diamètre de pion sur les propriétés mécaniques, les caractéristiques microstructurales et métallurgiques du joint soudure de l'alliage d'aluminium 6061-T6 soudé par friction malaxage à l'acier (ULC).

On doit rappeler qu'on a utilisé trois outils de différents diamètres de pion (5, 6 et 7 mm) mais de même diamètre de l'épaulement (20 mm) (figure IV.41.) et aussi les mêmes conditions de soudage : vitesse de rotation 1200 tr / min, vitesse d'avance 200 mm / min et pénétration du pion dans la plaque d'acier (- 0.1 mm).

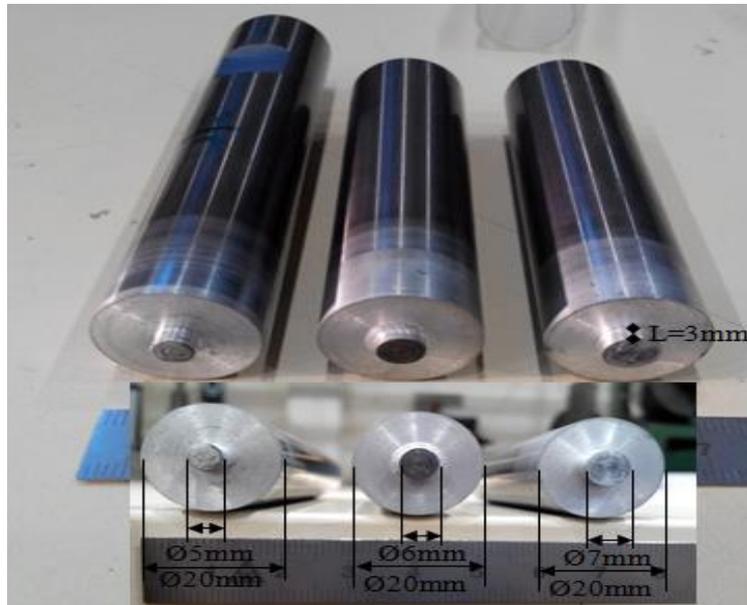


Figure IV. 41 : Trois outils de soudage avec différents diamètres de pion.

La macrographie du joint soudé de configuration transparence par soudage friction malaxage des matériaux dissimilaire Al6061-T6 / acier (ULC) est présentée sur la figure IV.42. Il y a la formation de «bande métallurgique» ou les «anneaux d'oignon».



Figure IV. 42 : Vue macroscopique d'un joint soudé par friction malaxage.

#### 4.6.2. Observations par microscope optique

L'observation par la microscopie optique d'une section transversale d'assemblage d'un alliage d'aluminium 6061-T6 avec acier (ULC), avec diamètre de pion 6 mm de configuration joint recouvrement après soudage par friction malaxage est illustrée sur la figure IV.43. Il ressort de cette vue générale de la région soudée la diminution de défaut de fragments d'acier dans la matrice de l'alliage d'aluminium 6061 par rapport le soudage à pion  $\varnothing 5$  mm avec même condition de soudage (figure IV.3), on note que le mélange aluminium acier est complètement malaxé. On remarque aussi l'effet de pion de forme demi-cercle à cause de l'effet du malaxage laissé par le pion.

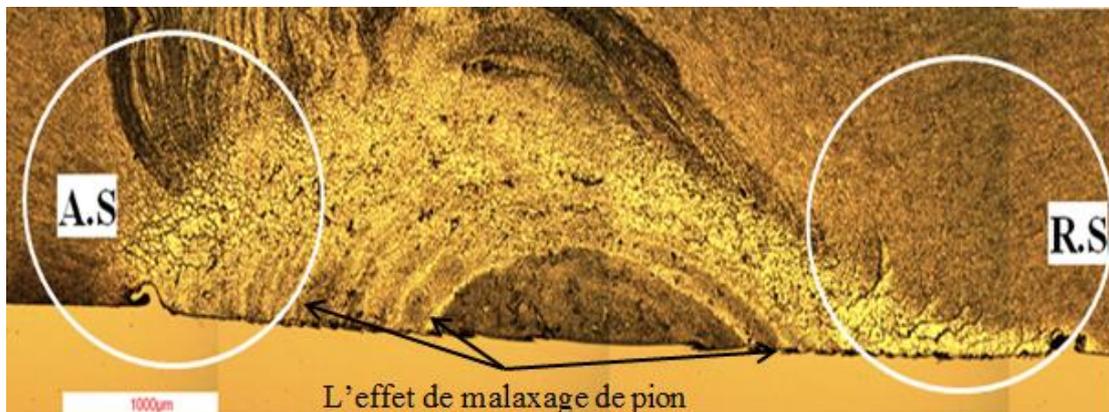


Figure IV. 43 : Microstructure d'un joint soudé par soudage par friction d'AL6061-T6 avec l'acier (ULC). Conditions de procédé:  $N = 1200$  tr / min,  $V_f = 200$  mm / min,  $Pr = -0,1$  mm et diamètre de pion 6 mm.

Pour donner plus de détails dans la région soudée, la figure IV.44 présente un grossissement de la région proche du côté entrant (A.S) pour un diamètre de pion 6 mm. Cette région présente quatre zones distinctes, à savoir le métal de base (MB), la zone affectée par la chaleur (ZAT) qui subit une élévation de température et elle est limitée par la zone affectée thermo-mécaniquement. L'historique thermique de cette zone affecte la taille des grains, on assiste à un léger grossissement de la taille des grains dans cette zone comme le montre la figure IV.44. La zone thermo mécaniquement affectée (ZATM) se trouve autour du noyau et elle limitée par la frontière de la zone affectée thermiquement. Elle subit de grandes déformations qui

provoquent la croissance des grains. La zone de noyau (NG), est associée à la surface traversée par le pion [47]. A température très élevée et une déformation plastique sévère lors de la soudure dans la zone agitée donnent lieu à une nouvelle structure à grains fins.

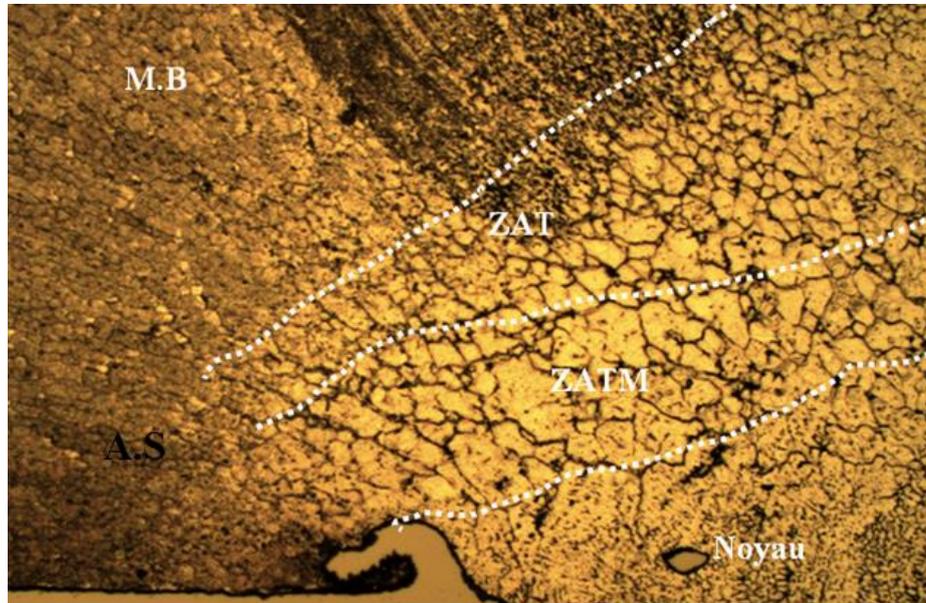


Figure IV. 44 : Microstructure de différentes zones en soudage par friction d'un alliage d'aluminium Al6061-T6 avec un acier (ULC) :  $N = 1200$  tr / min,  $V_f = 200$  mm / min,  $Pr = -0,1$  mm et diamètre du pion 6 mm.

De plus, l'analyse de la microstructure a indiqué une structure mixte la zone de noyau de soudure (WN). Les intermétalliques sont broyés et redistribués par la grande déformation plastique. On remarque la présence de poussière de l'acier dans la matrice d'aluminium comme montre l'analyse EDS (figure IV.45). D'après le tableau IV.5, on a remarqué une augmentation de pourcentage atomique de fer de 0.44 % à 1.02 % dans la matrice de l'alliage Al6061-T6.

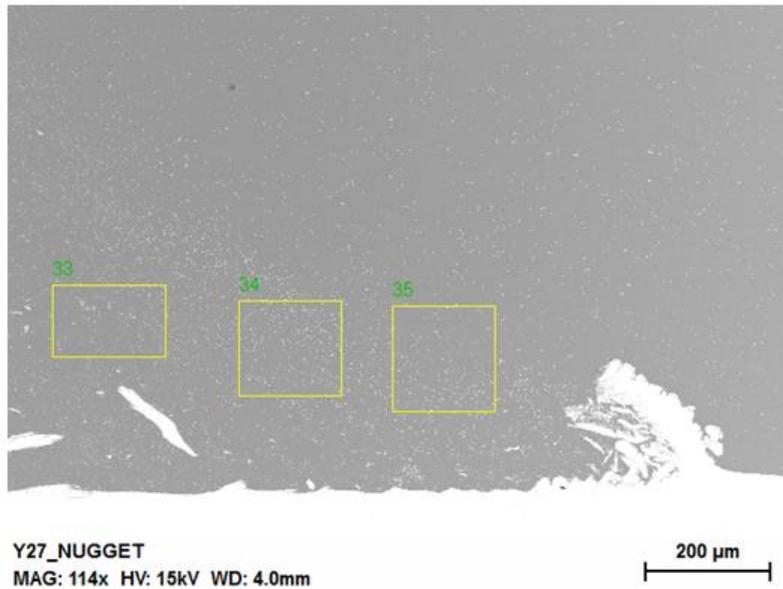


Figure IV. 45 : Analyse EDS de la soudure FSW. (N : 1200 tr / min, Vf = 200 mm / min, Pr = - 0.1mm et diamètre de pion 5 mm.

Tableau IV. 6 : Composition chimique zone noyau.

Norm. mass percent (%)					
Spectrum	Mg	Al	Si	Fe	Zn
35	1.59	97.19	0.45	0.72	0.05
34	1.36	96.91	0.42	1.31	0.00
33	1.20	97.45	0.31	1.04	0.00
Mean value:	1.39	97.18	0.39	1.02	0.02
Sigma:	0.20	0.27	0.07	0.29	0.03
Sigma mean:	0.11	0.16	0.04	0.17	0.02

### 4.6.3. Effet de diamètre de pion sur la microstructure

Pour étudier l'effet de diamètre de pion de l'outil de soudage par friction malaxage sur la microstructure, on a choisi une plage au milieu de la zone soudée c'est-à-dire la zone du noyau.

La figure IV.46. présente l'effet de diamètre de pion de l'outil de soudage sur la microstructure du joint de la soudure dissimilaire FSW de l'alliage d'aluminium 6061-T6 avec un acier (ULC).

A partir de ces microstructures, deux phénomènes principaux ont été observés à l'intérieur du noyau de l'assemblage soudé: le mélange des matériaux dissimilaires et l'affinement des grains. Etant donné que la zone de noyau représente une zone très dynamique et turbulente, les particules de l'acier sont dissipées en fonction de l'augmentation de diamètre du pion.

En outre, l'affinement de grain est également influencé par le diamètre de pion. Cet affinement est dû à la température élevée induite par le grand diamètre de pion utilisé dans le procédé de soudage. Les grains fins recristallisés dans la zone agitée sont attribués à la génération de haute déformation et l'élévation de la température pendant FSW.

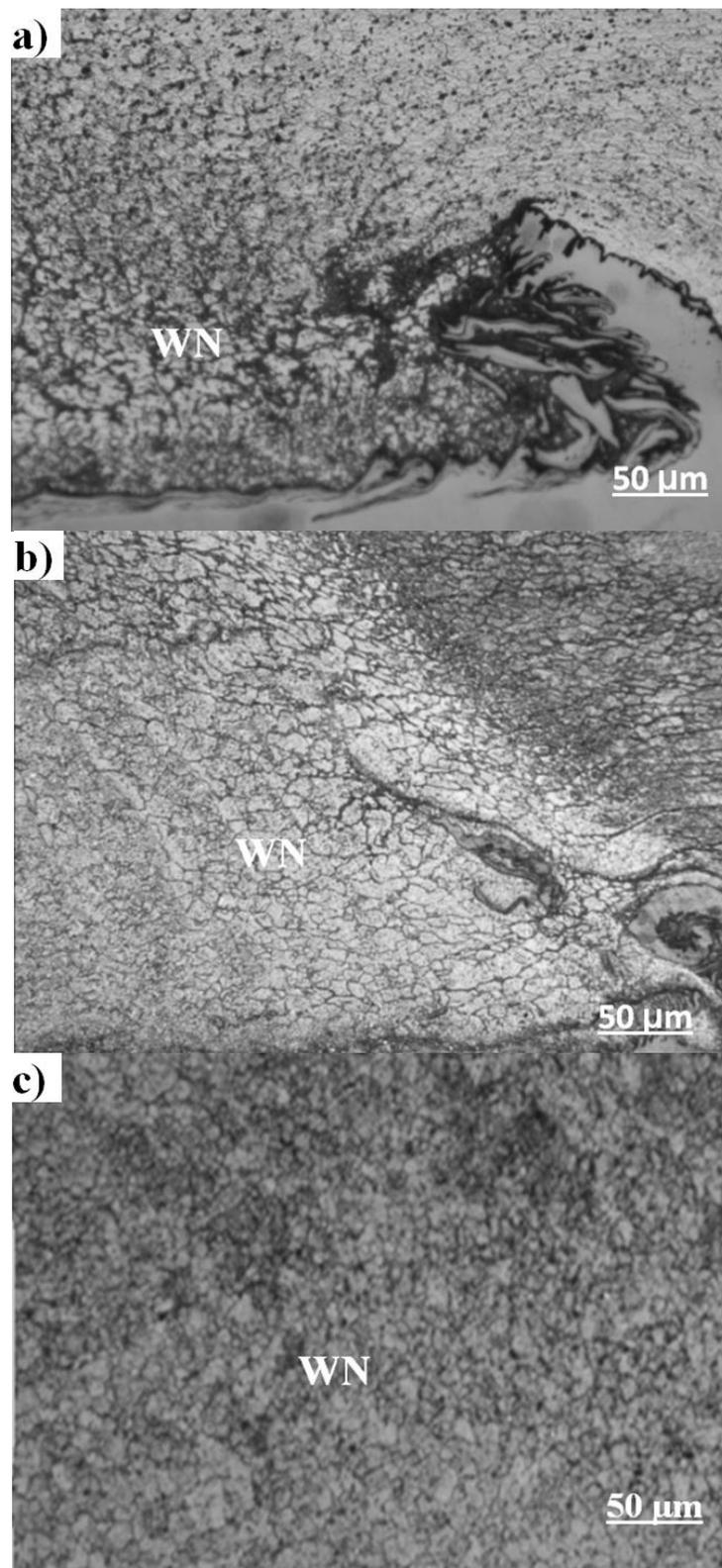


Figure IV. 46 : Microstructure de la zone de noyau d'un joint dissimilaire Al6061 / acier (ULC) soudé par friction malaxage. [N = 1200 tr / min, V f = 200 mm / min , Pr = - 0.1 mm et diamètre de pion ; (a) Ø 5 mm, (b) Ø 6 mm et (c) Ø 7 mm].

Les figures (IV.46. a-c) montrent les soudures par friction-malaxage obtenues avec différents diamètres de pion de l'outil de soudage. Une excellente apparence peut être observée dans les soudures pour toutes les conditions de soudage étudié.

L'augmentation de diamètre de pion intensifie le malaxage et élève la température, ce qui accélère la recristallisation dynamique pendant le soudage par friction malaxage et par conséquent, la génération de grains fins dans la zone malaxée.

Les soudures avec un diamètre de pion  $\varnothing 7$  mm est meilleure par rapport à un joint obtenu avec l'outil  $\varnothing 5$  et  $\varnothing 6$  mm car la déformation ou le malaxage sont plus élevées. L'outil à pion  $\varnothing 7$  mm développe plus d'énergie de déformation par rapport à autres cela dû au volume important de malaxage du pion.

On remarque bien que la taille des grains dans la zone de noyau diminue avec l'augmentation de diamètre de pion. Dans la soudure avec un pion de diamètre  $\varnothing 5$  mm, la variation de la taille grains de la structure des différentes zones n'est pas homogène par rapport au pion de la  $\varnothing 6$  mm. La soudure avec pion  $\varnothing 7$  mm représente une structure homogène a grains fins presque même taille.

#### **4.6.4. L'effet de pénétration de l'outil sur le joint dissimilaire FSW**

Pour atteindre le but de cette partie d'étude, on a comparé la microstructure de soudage par friction malaxage d'un joint dissimilaire de l'alliage Al6061-T6 avec acier à faible pourcentage de carbone, de configuration recouvrement , et une de pénétration de l'outil de soudage dans la plaque de l'acier de -0.1 mm (figure IV.46.) et les microstructures soudage avec pénétration de pion (-0.2 mm) (figure IV.47.).

La figure IV.47 présente les soudures de friction-malaxage obtenues avec différents diamètres des outils de soudage : (a) diamètre  $\varnothing 5$  mm, (b) diamètre  $\varnothing 6$  mm et (c) diamètre  $\varnothing 7$  mm, avec pénétration de pion (-0.2mm) et avec même condition de soudage  $V_f = 200$  mm / min et  $N = 1200$  tr / min, l'effet de la charge de pénétration sur la microstructure.

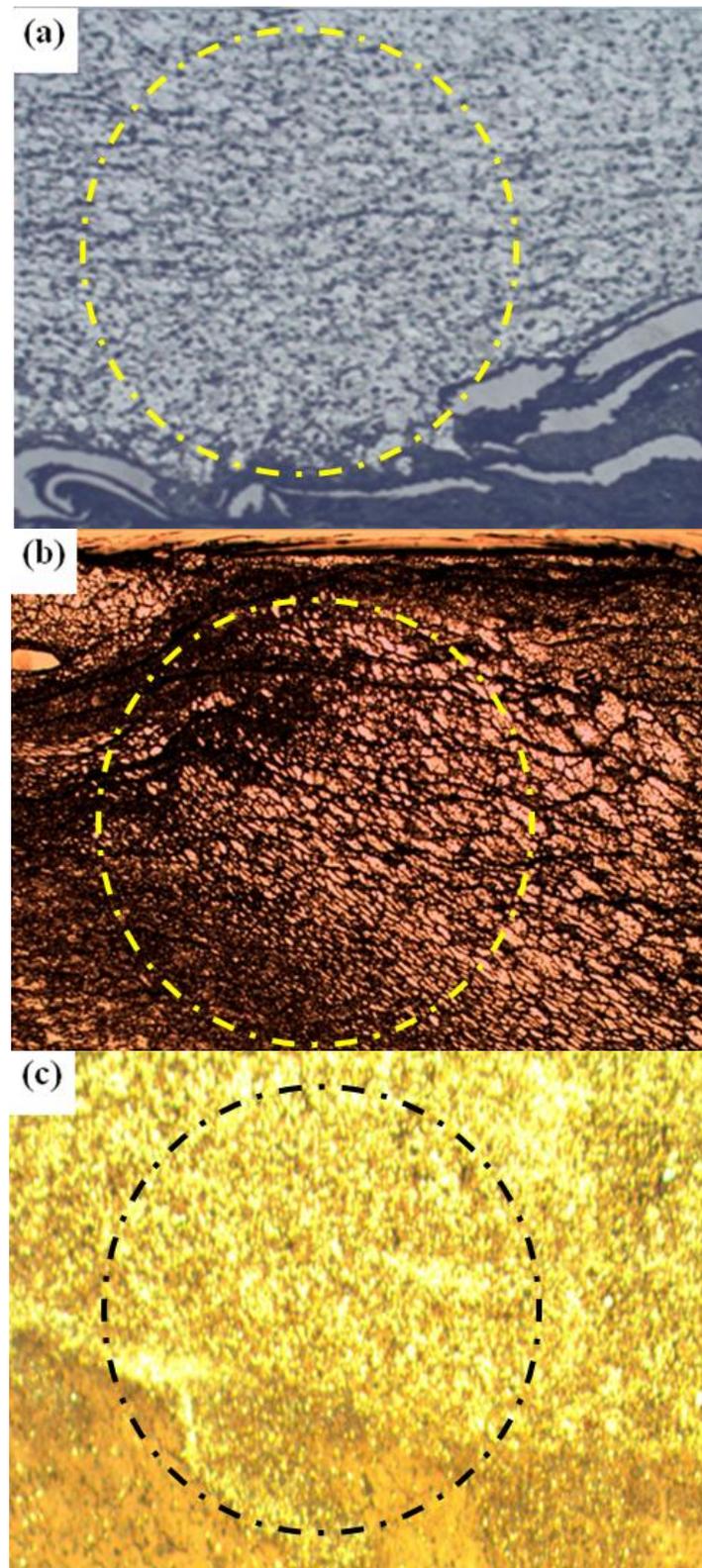


Figure IV. 47: Microstructure de la zone de noyau d'un joint FSW avec conditions opératoire :  $N = 1200$  tr/ min,  $V_f = 200$  mm / min et  $Pr = - 0.2$  mm et diamètre de pion ; (a)  $\varnothing 5$  mm, (b)  $\varnothing 6$  mm et (c)  $\varnothing 7$  mm.

Il a été reporté que la pénétration de pion dans la plaque d'acier provoque une énergie de déformation plastique qui est dissipée sous forme de chaleur et qui peut varier entre 80 et 100% de l'apport total [48] . Donc la température augmente en fonction de l'augmentation de pénétration (figure IV.48.). Pour les soudures à pion de diamètre  $\varnothing 6$  mm avec pénétration  $Pr = -0.1$  mm, la température maximal atteinte est de  $229^{\circ}\text{C}$  ( $502^{\circ}\text{K}$ ), et pour  $Pr = -0.2$  mm la température est égal  $529^{\circ}\text{C}$  ( $802^{\circ}\text{K}$ ), cette hausse de température provoque une accélération de réaction de recristallisation.

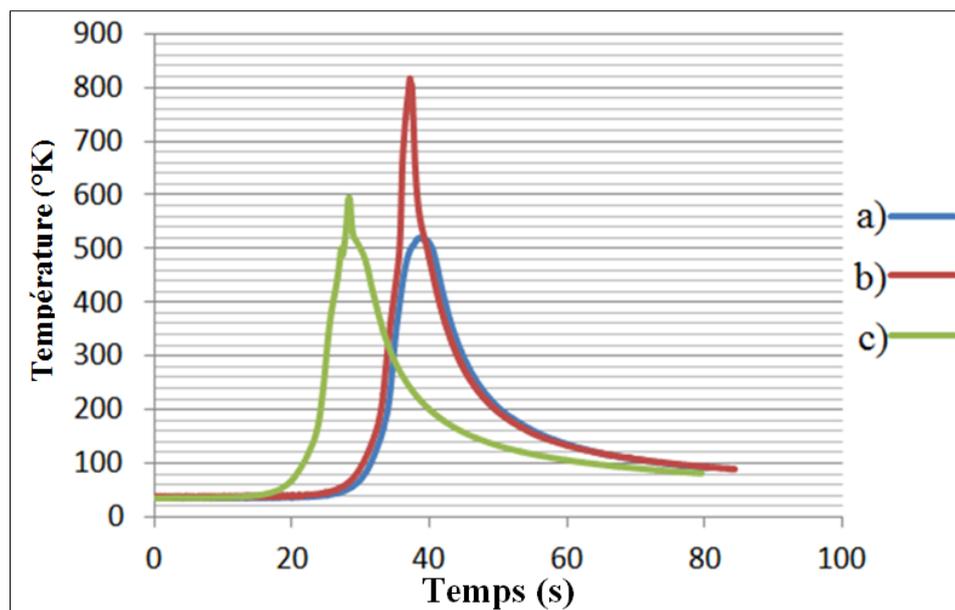


Figure IV. 48: Évolution de la température mesurée au cours du soudage par friction malaxage au centre de la plaque, joint réalisé avec :  $N = 1200$  tr / min,  $V_f = 200$  mm / min ; (a)  $\varnothing 6$  mm,  $Pr = -0.1$ mm (b)  $\varnothing 6$  mm,  $Pr = -0.2$  mm et (c)  $\varnothing 5$  mm,  $Pr = -0.2$  mm.

#### 4.6.5. Microdureté

L'évolution de la dureté dans le joint soudé est liée aux modifications microstructurales engendrées par le soudage, la densité de dislocations et la distribution de petites particules de composés intermétalliques, ainsi pour les alliages à durcissement structural.

Le profil de microdureté rencontré pour les alliages d'aluminium à durcissement structural (6xxx) prend généralement la forme d'un W des joints soudés par friction malaxage en alliages d'aluminium à durcissement structural soudés à l'état durci.

Ce durcissement est dû à l'évolution des précipités durcissant de l'alliage au cours de soudage (à partir de l'état T6 mise en solution et vieillissement artificiel).

Ces précipités grossissent et coalescent du fait de l'augmentation de la température au cours de soudage, de telle façon que la dureté locale du joint diminue [49].

Par contre dans le noyau, la température est suffisamment élevée pour que les précipités se dissolvent lors de l'échauffement et l'alliage peut donc, suite au refroidissement rapide du joint après soudage, vieillir naturellement à température ambiante. Cela provoque une augmentation de la dureté.

La figure IV.49. présente les variations typiques de la microdureté dans la direction perpendiculaire à l'interface de soudure. Les résultats montrent un changement distinct de dureté le long du côté aluminium. Les trois profils de microdureté des joints FSW présentent une forme en demi W, et sont similaires à ceux observés dans d'autres soudures par FSW [50, 51]. La dureté la plus faible est dans le noyau de la région soudée, cependant les valeurs de dureté les plus élevées sont en HAZ et en TMAZ.

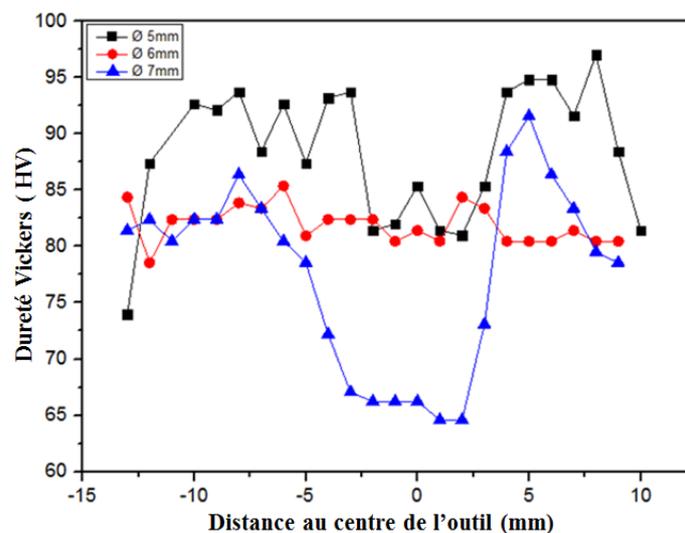


Figure IV. 49: Influence de diamètres de pion sur le profil de dureté des joints soudés par FSW dissimilaire Al 6061 / acier réalisés avec  $N = 1200$  tr /min,  $V_f = 200$  mm / min et  $Pr = - 0.1$  mm.

Concernant l'effet du diamètre de pion sur la microdureté de joint soudée par FSW, on peut observer que la microdureté dans la zone de soudure est plus élevée pour des

matériaux soudés avec le pion ajout le plus petit diamètre. Cela peut être dû au fait que la diffusion de chaleur est lente avec le faible frottement. Cependant, la dureté la plus faible est obtenue après le soudage par le diamètre de pion le plus élevé. Dans ce dernier cas, le frottement élevé induit par le diamètre de pion ajoute le plus grand diamètre, augmente l'apport de chaleur et provoque par conséquent un phénomène de ramollissement du côté aluminium.

La figure IV.50. présente l'influence de diamètre de pion sur le profil de dureté des joints dissimilaires (Al 6061 / acier) réalisés avec une vitesse de rotation de l'outil de 1200 tr/min et des vitesses d'avance de 200 mm/min, avec augmentation de la profondeur de pénétration de pion de l'outil de soudage dans la plaque d'acier  $Pr = -0.2$  mm.

Généralement, on remarque que la dureté de la zone de soudure NG présente des valeurs variables en raison de la présence des particules fines ou grossières d'acier, dispersées dans zone de soudure. La valeur de dureté diminue légèrement dans le TMAZ du côté de l'avancement.

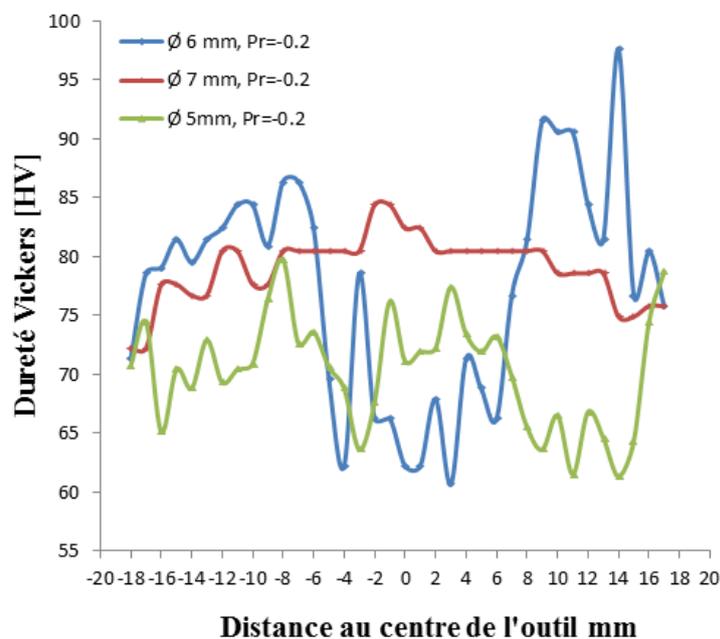


Figure IV. 50:Influence de diamètres de pion sur le profil de dureté des joints dissimilaire Al 6061/ acier réalisés avec une vitesse de rotation de l'outil de 1200 tr / min et des vitesses d'avance de 200 mm / min et une pénétration de -0.2 mm.

#### 4.6.6. Résistance de cisaillement du joint Al6061/Acier ALC

La résistance au cisaillement des joints soudés par soudage par friction malaxage des matériaux dissimilaire tel que l'Al / acier (ULC) dépend de multiples facteurs tels que : l'existence de défaut dans la zone d'agitation, et le durcissement de cette dernière, de l'épaisseur de l'IMC et de sa géométrie, de la distribution des précipités ; enfin de la taille et la forme des grains dans l'alliage et leurs grossissement.

La figure IV.51. représente l'effet du diamètre du pion sur la résistance au cisaillement des joints soudés soudé par friction malaxage. On remarque bien que la résistance au cisaillement augmente lorsque le diamètre du pion augmente. L'observation au MEB montre que la couche intermétallique du joint correspondant aux pions de diamètre Ø5 et Ø6 mm n'est pas linéaire (figure IV.52 a-b). En effet la couche de l'intermétallique est composée de deux couches distinctes : une couche continue et une autre couche mixte. Ce fait peut être expliqué par le frottement du pion au niveau de la surface de l'acier, où l'écoulement de l'aluminium entraine par l'outil a brasé l'acier, il en résulte une couche de mélange intense.

La résistance maximale au cisaillement ( $P_r = -0.1$  mm) est obtenue pour un diamètre de pion de Ø7 mm. Cette résistance élevée est due au mélange des matériaux dissimilaires et à l'affinement du grain dans la zone agitée, et la forme continue de l'intermétallique (figure IV.52. c).

Concernant l'effet de profondeur de pénétration de pion dans la plaque d'acier, on remarque que la charge de rupture augmente avec l'augmentation de pénétration de : - 0.1 à -0. 2 mm pour chaque diamètre du pion.

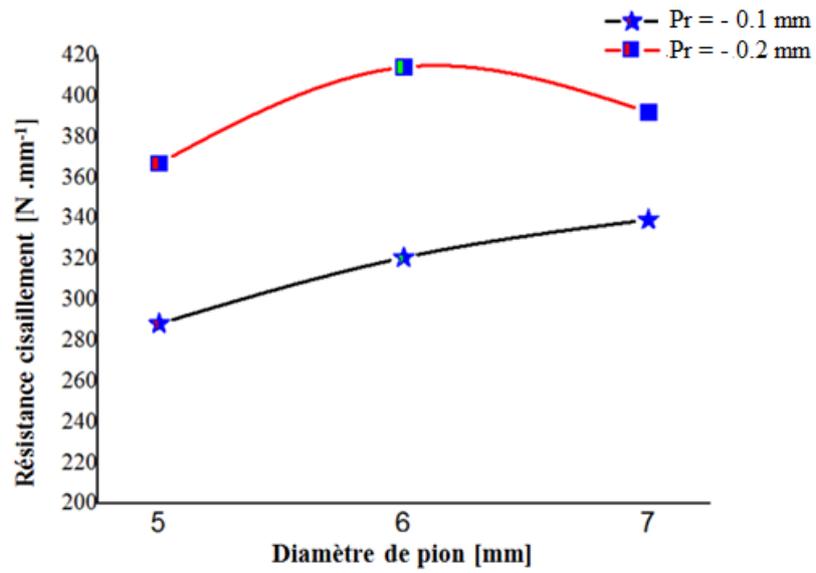


Figure IV. 51: Evolution de la résistance au cisaillement du joint Al 6061 / acier (ULC) avec différents diamètres de pion. Conditions de soudage: N= de 1200 tr / min, Vf =200 mm / min.

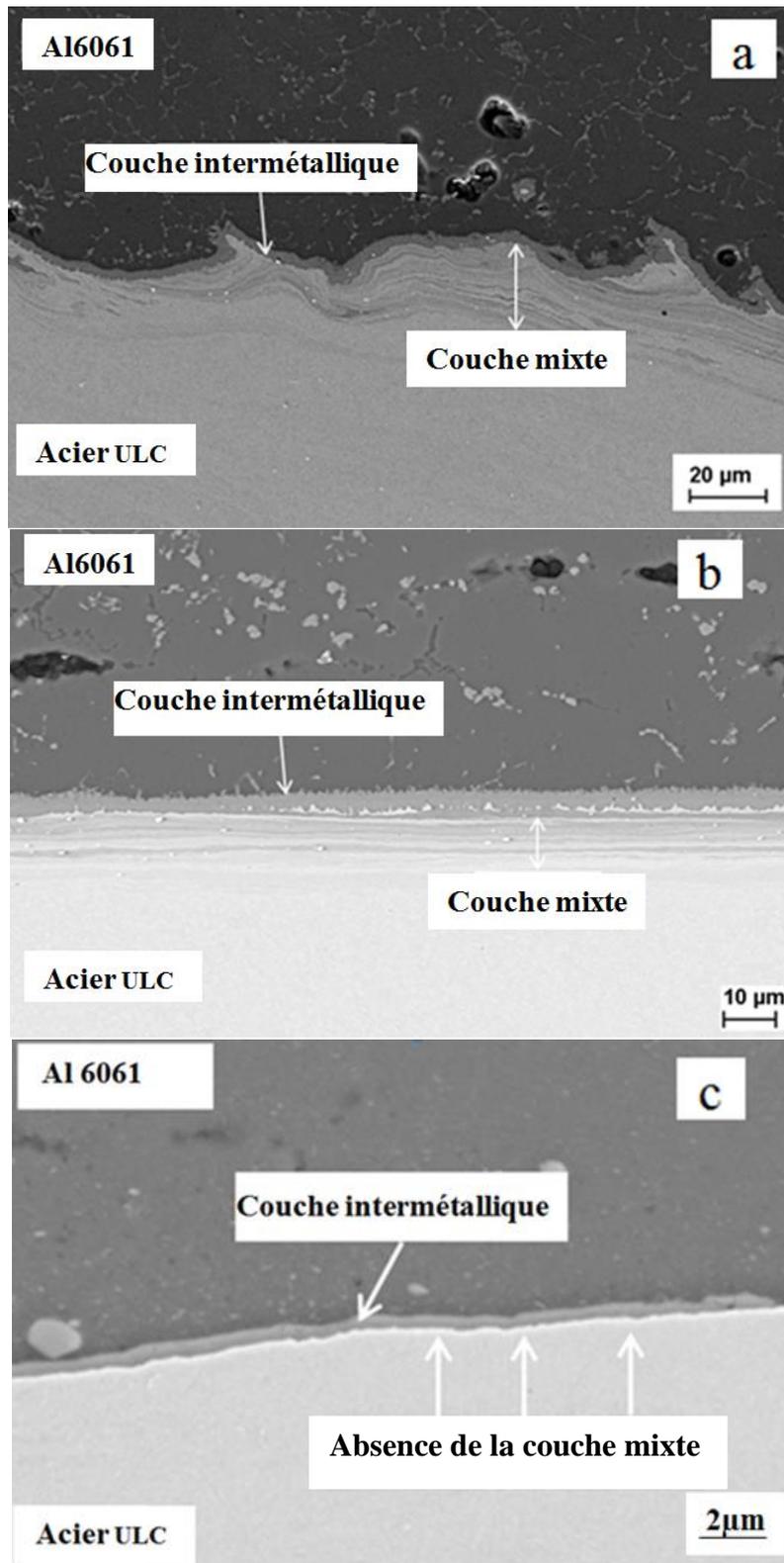


Figure IV. 52: Observation au MEB de l'interface du joint dissimilaire Al6061 /acier (ULC) soudée par FSW :  $N=1200$  tr / min,  $V_f=200$  mm / min,  $Pr = -0.1$  mm et diamètre de pion ; (a)  $\varnothing 5$  mm, (b)  $\varnothing 6$  mm et (c)  $\varnothing 7$  mm.

## Références bibliographiques

1. Bussu, G. and P. Irving, *The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints*. International Journal of Fatigue, 2003. **25**(1): p. 77-88.
2. Charit, I. and R.S. Mishra, *Abnormal grain growth in friction stir processed alloys*. Scripta materialia, 2008. **58**(5): p. 367-371.
3. Ahmed, M., et al., *Microstructure, crystallographic texture and mechanical properties of friction stir welded AA2017A*. Materials characterization, 2012. **64**: p. 107-117.
4. Genevois, C., et al., *Quantitative investigation of precipitation and mechanical behaviour for AA2024 friction stir welds*. Acta Materialia, 2005. **53**(8): p. 2447-2458.
5. Helal, Y., et al. *Dissimilar friction stir welding of Al-6061 to steel*. in *AIP Conference Proceedings*. 2016. AIP Publishing.
6. Frigaard, Ø., Ø. Grong, and O. Midling, *A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys*. Metallurgical and materials transactions A, 2001. **32**(5): p. 1189-1200.
7. Liu, G., et al., *Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum*. Scripta materialia, 1997. **37**(3): p. 355-361.
8. Rhodes, C., et al., *Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum*. Scripta materialia, 1997. **36**(1): p. 69-75.
9. Ahmed, M., et al., *Through-thickness crystallographic texture of stationary shoulder friction stir welded aluminium*. Scripta materialia, 2011. **64**(1): p. 45-48.
10. Kim, Y., et al., *Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2006. **415**(1): p. 250-254.
11. Zimmer, S., *Contribution à l'industrialisation du soudage par friction malaxage*, 2009.
12. Arbegast, W.J., *Application of Friction Stir Welding and related technologies*. Friction Stir Welding and Processing, 2007: p. 273-308.
13. Caravaca, D.S., et al. *Correlation of phased array inspection and fatigue performance of FSW joints*. in *ASME 2007 26th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*. 2007. American Society of Mechanical Engineers.
14. Arbegast, W.J., *A flow-partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding*. Scripta materialia, 2008. **58**(5): p. 372-376.
15. Zimmer, S., *Contribution a l'industrialisation du soudage par friction malaxage*, 2009, Arts et Métiers ParisTech.
16. Zhang, Z., B. Xiao, and Z. Ma, *Effect of segregation of secondary phase particles and "S" line on tensile fracture behavior of friction stir-welded 2024Al-T351 joints*. Metallurgical and materials transactions A, 2013. **44**(9): p. 4081-4097.
17. Tongne, A., *Étude expérimentale et numérique du procédé de soudage FSW (Friction Stir Welding). Analyse microstructurale et modélisation thermomécanique des conditions de contact outil/matière transitoires*, 2014, Saint-Etienne, EMSE.

18. Chen, Y. and K. Nakata, *Effect of the surface state of steel on the microstructure and mechanical properties of dissimilar metal lap joints of aluminum and steel by friction stir welding*. Metallurgical and materials transactions A, 2008. **39**(8): p. 1985-1992.
19. Taban, E., J.E. Gould, and J.C. Lippold, *Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: Properties and microstructural characterization*. Materials & Design, 2010. **31**(5): p. 2305-2311.
20. Chen, Z., S. Yazdanian, and G. Littlefair, *Effects of tool positioning on joint interface microstructure and fracture strength of friction stir lap Al-to-steel welds*. Journal of materials science, 2013. **48**(6): p. 2624-2634.
21. Girard, M., et al., *Friction stir diffusion bonding of dissimilar metals*. Science and Technology of Welding and Joining, 2010. **15**(8): p. 661-665.
22. Hussein, S.A., A.S.M. Tahir, and A. Hadzley, *Characteristics of aluminum-to-steel joint made by friction stir welding: a review*. Materials Today Communications, 2015. **5**: p. 32-49.
23. Kimapong, K. and T. Watanabe, *Lap joint of A5083 aluminum alloy and SS400 steel by friction stir welding*. Materials transactions, 2005. **46**(4): p. 835-841.
24. Elrefaey, A., et al., *Characterization of aluminum/steel lap joint by friction stir welding*. Journal of materials engineering and performance, 2005. **14**(1): p. 10-17.
25. Chen, Y., et al., *Interface microstructure study of friction stir lap joint of AC4C cast aluminum alloy and zinc-coated steel*. Materials Chemistry and Physics, 2008. **111**(2): p. 375-380.
26. Coelho, R.S., et al., *Microstructure and Mechanical Properties of an AA6181-T4 Aluminium Alloy to HC340LA High Strength Steel Friction Stir Overlap Weld*. Advanced Engineering Materials, 2008. **10**(10): p. 961-972.
27. Movahedi, M., et al., *Mechanical and microstructural characterization of Al-5083/St-12 lap joints made by friction stir welding*. Procedia Engineering, 2011. **10**: p. 3297-3303.
28. Chen, Z. and S. Yazdanian, *Friction Stir Lap Welding: material flow, joint structure and strength*. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2012. **55**(2).
29. Ogura, T., et al., *Partitioning evaluation of mechanical properties and the interfacial microstructure in a friction stir welded aluminum alloy/stainless steel lap joint*. Scripta materialia, 2012. **66**(8): p. 531-534.
30. Das, H., et al., *Influence of energy induced from processing parameters on the mechanical properties of friction stir welded lap joint of aluminum to coated steel sheet*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013. **64**(9-12): p. 1653-1661.
31. Movahedi, M., et al., *Effect of annealing treatment on joint strength of aluminum/steel friction stir lap weld*. Materials & Design, 2013. **44**: p. 487-492.
32. Wei, Y., et al., *Effect of tool pin insertion depth on friction stir lap welding of aluminum to stainless steel*. Journal of materials engineering and performance, 2013. **22**(10): p. 3005-3013.
33. Haghshenas, M., et al., *Friction stir weld assisted diffusion bonding of 5754 aluminum alloy to coated high strength steels*. Materials & Design, 2014. **55**: p. 442-449.

34. Das, H., R. Ghosh, and T. Pal, *Study on the formation and characterization of the intermetallics in friction stir welding of aluminum alloy to coated steel sheet lap joint*. Metallurgical and materials transactions A, 2014. **45**(11): p. 5098-5106.
35. Bozzi, S., et al., *Intermetallic compounds in Al 6016/IF-steel friction stir spot welds*. Materials Science and Engineering: A, 2010. **527**(16): p. 4505-4509.
36. Feng, K., M. Watanabe, and S. Kumai, *Microstructure and joint strength of friction stir spot welded 6022 aluminum alloy sheets and plated steel sheets*. Materials transactions, 2011. **52**(7): p. 1418-1425.
37. Chen, Y., A. Gholinia, and P. Prangnell, *Interface structure and bonding in abrasion circle friction stir spot welding: a novel approach for rapid welding aluminium alloy to steel automotive sheet*. Materials Chemistry and Physics, 2012. **134**(1): p. 459-463.
38. Uematsu, Y., et al., *Comparative study of fatigue behaviour in dissimilar Al alloy/steel and Mg alloy/steel friction stir spot welds fabricated by scroll grooved tool without probe*. Science and Technology of Welding and Joining, 2012. **17**(5): p. 348-356.
39. Zheng, Q., et al., *Dissimilar friction stir welding of 6061 Al to 316 stainless steel using Zn as a filler metal*. Journal of Alloys and Compounds, 2016. **686**: p. 693-701.
40. Reilly, A., et al., *Modelling and visualisation of material flow in friction stir spot welding*. Journal of Materials Processing Technology, 2015. **225**: p. 473-484.
41. McNelley, T., S. Swaminathan, and J. Su, *Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys*. Scripta materialia, 2008. **58**(5): p. 349-354.
42. Girard, M., *Soudage-diffusion heterogene assiste par friction malaxage- cas du couple al/fe*, 2010, Ecole Centrale de Nantes: Nantes, France, . p. 218.
43. Costa, M., et al., *Influence of pin geometry and process parameters on friction stir lap welding of AA5754-H22 thin sheets*. Journal of Materials Processing Technology, 2015. **225**: p. 385-392.
44. Khan, N.Z., Z.A. Khan, and A.N. Siddiquee, *Effect of Shoulder Diameter to Pin Diameter (D/d) Ratio on Tensile Strength of Friction Stir Welded 6063 Aluminium Alloy*. Materials Today: Proceedings, 2015. **2**(4): p. 1450-1457.
45. Elangovan, K. and V. Balasubramanian, *Influences of tool pin profile and welding speed on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy*. Journal of Materials Processing Technology, 2008. **200**(1): p. 163-175.
46. Hejazi, I. and S.E. Mirsalehi, *Effect of pin penetration depth on double-sided friction stir welded joints of AA6061-T913 alloy*. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016. **26**(3): p. 676-683.
47. Genevois, C., *Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 & 5000 et comportement mécanique résultant*, 2004, Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG.
48. Kapoor, R. and S. Nemat-Nasser, *Determination of temperature rise during high strain rate deformation*. Mechanics of Materials, 1998. **27**(1): p. 1-12.
49. Sato, Y., Y. Kurihara, and H. Kokawa. *Microstructural characteristics of dissimilar butt friction stir welds of AA7075 and AA2024*. in *Proc. 6th Int. FSW Symp., Saint-Sauveur, Que., Canada*. 2006.

50. Salih, O.S., et al., *A review of friction stir welding of aluminium matrix composites*. *Materials & Design*, 2015. **86**: p. 61-71.
51. Liu, X., S. Lan, and J. Ni, *Analysis of process parameters effects on friction stir welding of dissimilar aluminum alloy to advanced high strength steel*. *Materials & Design*, 2014. **59**: p. 50-62.

## Conclusion générale

Le procédé de soudage par friction malaxage a été étudié dans ce travail de thèse a permis d'obtenir des résultats prometteurs pour l'assemblage hétérogène alliage aluminium à durcissement 6061-T6 avec un acier de faible teneur de carbone (ULC).

Les objectifs principaux de ce rapport étaient d'évaluer l'influence des conditions de soudage par friction sur la microstructure et la géométrie de l'intermétallique et aussi sur les propriétés mécaniques d'un joint soudé.

Nos principaux résultats sont :

- Les observations microscopiques du cordon ont permis d'identifier les différentes zones du joint de soudure FSW. Elles ont abouti à la mise en évidence des frontières entre ces différentes zones par le biais du changement de la microstructure et de l'orientation des grains. Ces différentes zones ont été observées (NG, ZATM et ZAT).
- Les paramètres de soudage ont une influence sur la résistance du joint, ainsi que sur d'éventuels défauts présents dans le joint.
- L'augmentation de la vitesse de rotation à 1800 tr / min pour le soudage dissimilaire Al6061-T6 / acier faible teneur de carbone conduit à la formation des défauts au niveau des joint soudés (différent défaut, excès de bavures).
- Une vitesse de rotation moins rapide 800 tr/min provoque une faible agitation de matière.
- La vitesse de rotation optimale pour le soudage dissimilaire de l'aluminium 6061-T6 avec un acier faible teneur de carbone est 1200tr/min.
- La vitesse de rotation 1200 tr/min mène à une microstructure plus fine et une résistance au cisaillement plus élevée.

- L'augmentation de vitesse d'avance de l'outil en soudage de 100 mm / min à 400 mm / min réduit l'épaisseur de l'intermétallique de 1.455  $\mu\text{m}$  à 0.1651  $\mu\text{m}$ .
- La résistance mécanique du joint soudé augmente avec la réduction de l'épaisseur d'intermétallique.
- La résistance mécanique d'une soudure FSW varie en fonction de la dimension du diamètre du pion de l'outil de soudage et aussi avec l'augmentation de pénétration de l'outil dans la plaque d'acier.
- La taille des grains de la structure d'un joint soudé par FSW augmente avec l'augmentation de la pénétration de l'outil dans l'acier.
- La température au cœur du joint soudé varie de 229°C (502°K) jusqu'à 529°C (802°K).
- La diffraction des rayons X a révélé les deux phases  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$  et  $\text{AlFe}_3$  à l'intérieur du joint soudé.
- La dureté d'un joint Al 6061 T6 avec acier (ULC) soudé par FSW varie selon une forme demi-W.

A l'issue de ce travail, on peut dégager de nombreuses perspectives de recherche.

1-Continuité de l'analyse de joint soudé par :

- Mesure des contraintes résiduelles au niveau du joint soudé.
- Des essais de corrosion pour étudier sa résistance à la corrosion

2-Etude de l'effet des traitements thermiques sur le comportement du joint soudé par friction malaxage.

3-Etude de la texture générée par le procédé de soudage malaxage sur un joint dissimilaire (aluminium/acier) par analyse EBSD.

4-Modélisation de soudage par friction malaxage d'un joint dissimilaire Al 6061 /Acier par le logiciel ABACUS.

### Résumé:

Le but de ce travail est la réalisation et l'étude des joints dissimilaires de configuration transparence entre un alliage d'aluminium 6061-T6 et un acier à faible teneur en carbone. Une technique récente de soudage, dite « soudage par friction malaxage » a été utilisée. Nous avons aussi examiné les effets de certains paramètres, tels que la vitesse d'avance, la vitesse de rotation, le prolongement de l'outil de soudage dans la plaque d'acier, et le diamètre du pion. Nous avons utilisé plusieurs méthodes de caractérisation, simples mais efficaces et adaptées à ce genre de travaux de recherche ; tel que l'essai de traction, la microscopie optique, la diffraction de rayons X, la microscopie électronique à balayage, la spectroscopie par dispersion d'énergie (EDS), cartographie des éléments chimiques par des rayons X et enfin des essais de la microdureté. Nous avons observé que l'augmentation de la vitesse de rotation avait diminué la résistance au cisaillement du joint soudée due à la production d'une couche d'intermétalliques (IMC) épais dont le composé intermétallique le plus prépondérant étant  $\text{FeAl}_3$ . Lorsque la vitesse d'avance transversale augmente, la charge de cisaillement augmente. Finalement, nous avons noté que si la vitesse d'avance était très élevée alors il se formerait une interface mince, et que si on augmenterait le diamètre du pion, alors on obtiendrait un IMC continu.

**Mot clés :** Soudage par friction malaxage, aluminium; acier; Microstructure; propriétés mécaniques.

**Abstract:** The purpose of this work is to realize and study the dissimilar lap joint between a 6061-T6 aluminum alloy and low carbon steel. A recent welding technique, known as "friction stir welding" was used. In this study FSW was used to join sheets of 6061 T6 aluminum alloy and steel low carbon and the effects of process parameters including rotational, and welding speeds, Offset in steel plate and pin diameter effect on the microstructures and mechanical properties of the joints were investigated and different joint defects were analyzed. The joints were evaluated by mechanical testing and metallurgical analysis. Microstructural analyses were done using metallography, microhardness testing, scanning electron microscopy (SEM), X-ray elemental mapping, with ultra-high resolution SEM. We observed that the increase in rotational

speed decreased the articulation strength shear load due to the production of a thick intermetallic layer (IMC) with the most predominant intermetallic compound being FeAl<sub>3</sub>. As the transverse feed rate increases, the shear load increases. Finally, we noted that if the feed speed was very high then a thin interface would be formed and if the diameter of the pawn were increased, then a continuous (IMC) would be obtained.

**Key words:** friction stir welded; aluminum; steel; microstructures; mechanical properties.

#### ملخص :

الهدف من هذا العمل هو تحقيق ودراسة اللحام الخلط احتكاكي الغير متشابه بين سبائك الألومنيوم T6 6061- و فولاذ منخفض الكربون ، اين تحصلنا على احسن وصلات لحام الخلط احتكاكي عند سرعة دوران 1200 م / د و هي تعتبر كسرعة مثالية للتلحيم . لقد استخدمنا عدة طرق تحليلية بسيطة ولكنها فعالة و ملائمة لهذا النوع من البحوث؛ كالاختبارات الميكانيكية مثل تجربة الشد واختبارات الصلادة الدقيقة ، و اخرى مجهرية كالمجهر الضوئي، حيود الأشعة السينية، المجهر الإلكتروني الماسح ، التحليل الطيفي بواسطة تشتت الطاقة . (EDS) لإيجاد خريطة العناصر الكيميائية بواسطة الأشعة السينية. وقد قمنا في الخطوة الثانية بدراسة تأثير عوامل اللحام كالسرعة الدورانية لأداة اللحام ، وسرعة اللحام الخطية، وقطر غرس أداة اللحام على الخصائص الميكانيكية و البني المجهرية لمنطقة الوصل و تأثيرها على الطبقة التي تتشكل بين الالمنيوم والفولاذ بعد اللحام.

إن نتائج البحث تشير الى ان زيادة سرعة اداة اللحام الدورانية يؤدي الى انخفاض مقاومة الوصلات الملحومة حيث تتشكل طبقة سميكة جديد بين الألومنيوم والفولاذ (IMC). أين وجدنا ان زيادة السرعة الخطية لأداة اللحام يؤدي الى زيادة مقاومة الوصلات الملحومة وكذلك نقصان حجم الحبيبات في منطقة نواة التلحيم بواسطة ظاهرة اعادة التبلور الحركي و تشكل طبقة (IMC) ذات سمك رقيق و تتكون من FeAl<sub>3</sub> و كذلك أن زيادة قطر غرس أداة اللحام يؤدي الى تشكل طبقة

**الكلمات المفتاحية:** لحام الخلط الاحتكاكي، الألومنيوم؛ الفولاذ ؛ البنية المجهرية. خصائص ميكانيكية.

Communication

# Friction Stir Welding of Dissimilar Materials Aluminum AL6061-T6 to Ultra Low Carbon Steel

Zakaria Boumerzoug <sup>1,\*</sup> and Yazid Helal <sup>2</sup>

5. Department of Mechanical Engineering, University of Biskra, 07000 Biskra, Algeria

6. Department of Hydrocarbon, University of Ouargla, 30000 Ouargla, Algeria; yazidm79@gmail.com

\* Correspondence: zboumerzoug@yahoo.fr; Tel.: +213-75-759-694

Academic Editors: Halil Ibrahim Kurt, Adem Kurt and Necip Fazil Yilmaz Received: 27 October

2016; Accepted: 13 January 2017; Published: 3 February 2017

**Abstract:** In this study, the microstructure and strength properties of friction stir welded 6061-T6 aluminum alloy to ultra-low carbon steel have been investigated using different advancing speeds of 100, 200, and 400 mm·min<sup>-1</sup> at constant rotation rate. Microstructure observations have been conducted by optical and scanning electron microscopy. The joint strength was evaluated on a tensile testing machine. The effect of advancing speed on the shear load of a joint has been found, as well as a relationship between microstructures and mechanical properties.

**Keywords:** friction stir welded; aluminum; steel; microstructures; mechanical properties

## ■ Introduction

Friction stir welding (FSW) is potentially a practicable joining process for dissimilar materials. It is a solid state process where a non-consumable rotating tool with a specially designed pin and shoulder is inserted into the abutting edges of sheets or plates to be joined and subsequently traversed along the joint line [1]. Heat is generated by the friction between the tool and the work pieces, as well as the plastic deformation [2–6]. It is an ideal process for producing low-cost and high performance joints. The practical approach is to use a non-consumable rotating tool consisting of two parts: a shoulder and a pin. Rotational speed, traverse speed, and vertical pressure on the plates during welding are the main process parameters [7].

Many studies of the friction welding of dissimilar materials have been conducted by various researchers. Ozdemir et al. [8] investigated the effect of rotational speed on the interface properties of friction-welded AISI 304L and steel. They found a correlation between the tensile strength of the joint and joining rotational speed. Dehghani et al. [9] investigated joining aluminum alloy to mild steel, and looked into the effect of various FSW parameters such as traverse speed, plunge depth, tilt angle, and tool pin geometry on the formation of intermetallic compounds (IMCs), tunnel formation, and tensile strength. Watanabe et al. [10] investigated the effect of pin rotation speed and pin offset on the mechanical and microstructural behavior of AA5083 aluminum alloy and SS400 low-carbon steel dissimilar joint.

The previous works on the friction welding of steel to 6061 aluminum alloy using a lap joint configuration were limited to a few investigations [11–13], but these studies were focused on coated steel for a specific application.

The objective of this work is to focus on the effect of traverse speed on the mechanical properties and microstructural characteristics of the welded FSW 6061 aluminum alloy to ultra low carbon steel with a lap joint configuration. The tool used is made from X40CrMoV51 steel, which is an economical tool steel.

## Materials and Methods

### Base Materials

The 6061-T6 aluminum alloy and ultra-low carbon steel sheets with thicknesses of 3 mm and 0.8 mm, respectively, were used. The chemical composition is shown in Tables 1 and 2.

**Table 1.** Chemical composition of 6061-T6 aluminum alloy.

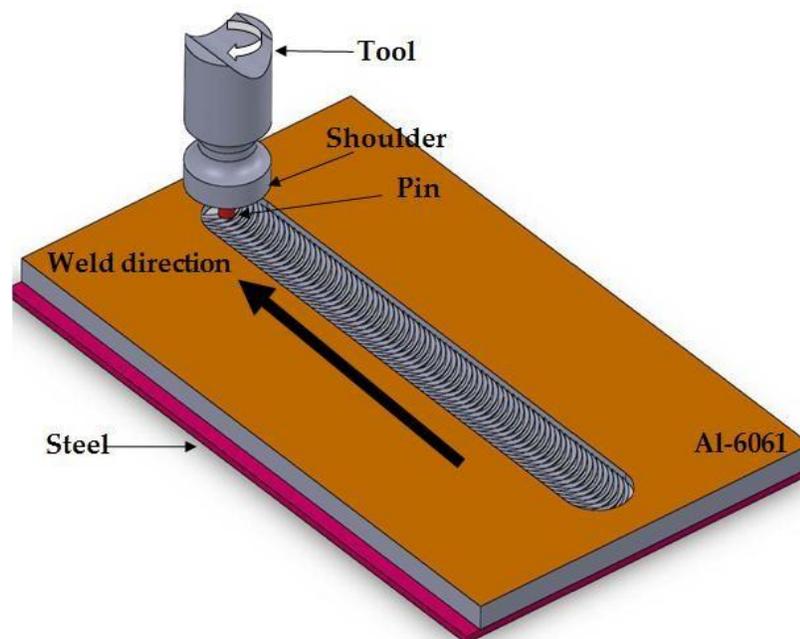
% (wt)	Al	Cr	C	F	G	M	Mn	Si
			u	e	a	g		
6061-T6 Al alloy	97.8	0.19	0.24	0.44	0.015	0.92	0.05	0.56

**Table 2.** Chemical composition of ultra low carbon steel.

% (wt)	C	Mn	S	S	P	N
			i			
Ultra low carbon steel	0.013	0.136	0.0001	0.0005	0.0032	<0.0008

### Weld Production

The dissimilar materials were joined (Figure 1) with a lap joint configuration. (1) Two lapped plates (steel and aluminum alloy) were clamped; (2) a rotating tool was vertically plunged through the upper plate and partially into the lower plate (steel), and traversed along the desired direction, joining the two plates. The rotating pin (pin  $\varnothing = 5$  mm) was gently pushed into the Al-6061-T6 sheet until the pin tip entered (tool offset)  $-0.1$  mm into the ultra-low carbon steel; (3) with a specific traverse speed. Three traverse speeds (100, 200, and 400 mm/min) were applied along the joint, with constant rotation speed of 1200 rpm.



**Figure 1.** Friction stir welding (FSW) process with a lap joint configuration.

The tool (Figure 2) used for FSW was made from X40CrMoV51 steel (quenched and tempered with 50 HRC).

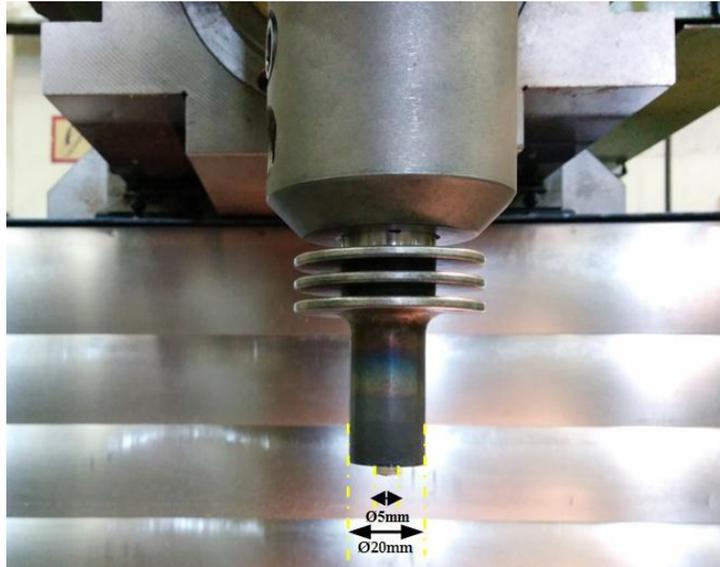


Figure 2. The tool used for FSW.

The macrograph of welded dissimilar materials—6061-T6 aluminum alloy and ultra low carbon steel—lap welds is shown in Figure 3. There are the “metallurgical bands” or “onion rings” in a friction stir weld.

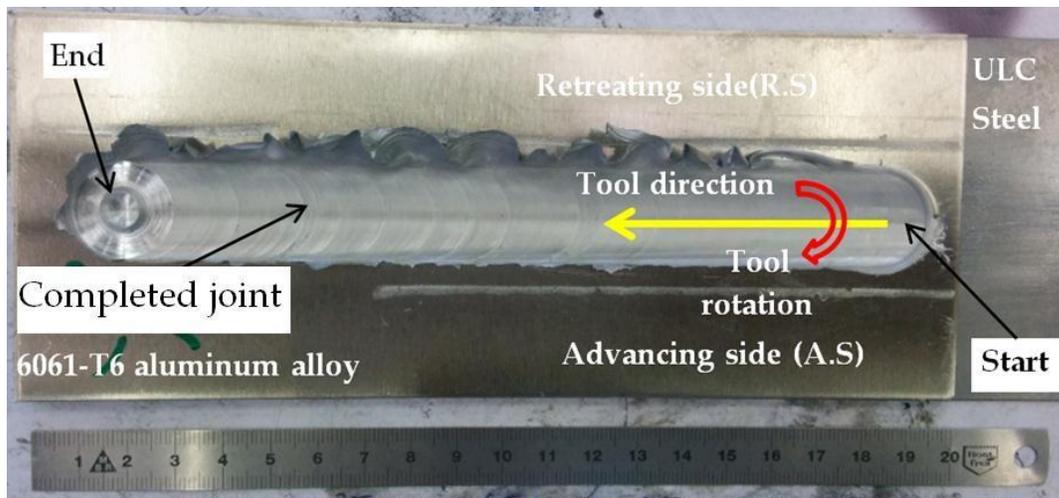
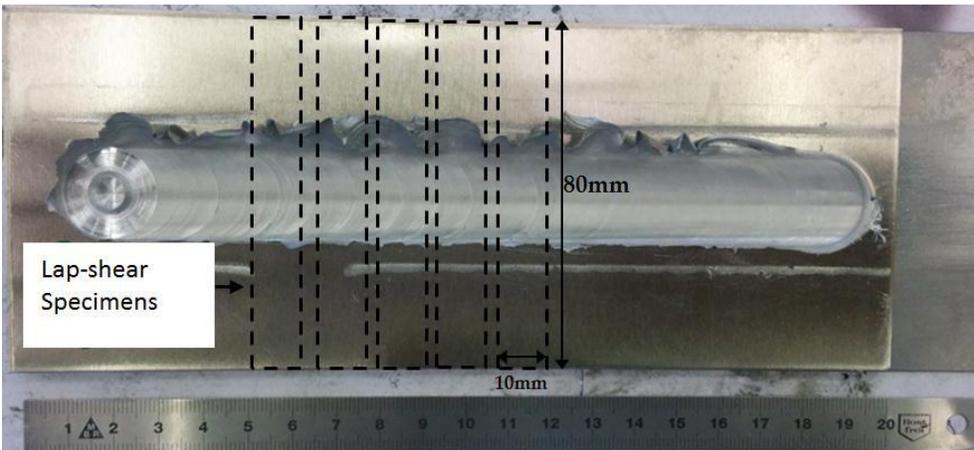


Figure 3. Macroscopic view of a completed joint. ULC: ultra-low carbon.

For microstructural analysis, the FSW samples were cross-sectioned perpendicular to the welding direction, polished, and then etched with a solution of a standard metallographic procedure. The aluminum side was etched by a Killer’s solution (HCl: 22.5%, HF: 7.5%, HNO<sub>3</sub>: 7.5%, H<sub>2</sub>O: bal.). The microstructure and quantitative chemical analyses of the joints were performed by an optical microscope (Olympus, Beijing, China) and scanning electron microscope (SEM, Zeiss Ultra55, Carl Zeiss AG, Jena, Germany) with Energy-dispersive X-ray spectroscopy EDS capability. The joint strength was evaluated with a tensile testing machine (Zwick 50 kN, Zwick company, Ulm, Germany) using a cross-head speed of 0.5 mm/min at room temperature. The tensile shear specimens had an overall length of 80 mm and width of 10 mm (Figure 4). The tensile properties of each joint were evaluated using five lap shear specimens cut from

the same joint.

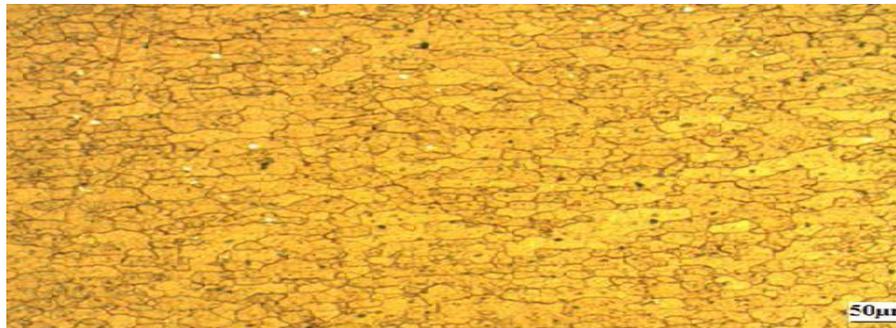


**Figure 4.** Five tensile shear specimens cut from the same joint.

## ▪ Results

### ○ Microstructures

Figure 5 shows the initial microstructure of the 6061-T6 aluminum alloy before welding. The microstructure of the base metal was formed by homogeneous microstructure with elongated grains. This microstructure is a result of the manufacturing process.



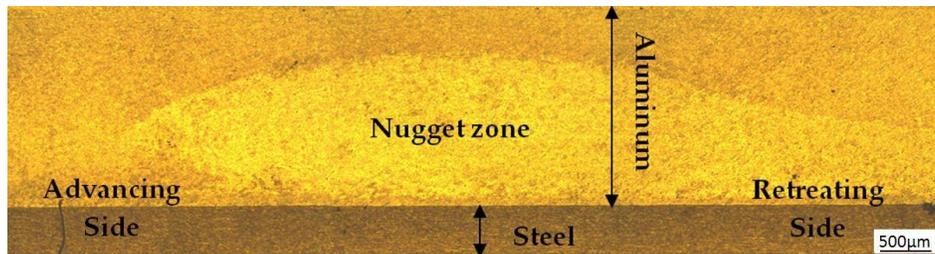
**Figure 5.** Microstructure of the 6061-T6 aluminum alloy.

Micrographs of a joint cross-section of the 6061-T6 aluminum alloy and an ultra low carbon steel lap welds after welding by FSW process is shown in Figure 6. It is clear that all of the deformation and transformation during the welding process occurs on the aluminum side of the joint, because the aluminum is a softer material compared to the steel. A distinct region from the advancing side to the retreating side in the aluminum part can be observed. This heavily deformed region is called the Nugget or Stir zone, which is the main area in the welded aluminum side. This recrystallized zone is the result of a severe plastic deformation, in which tool pin rotates and produces frictional heat [14,15]. The grains within the stir zone are roughly equiaxed, and often with an order of magnitude smaller than the grains in the parent material [16].

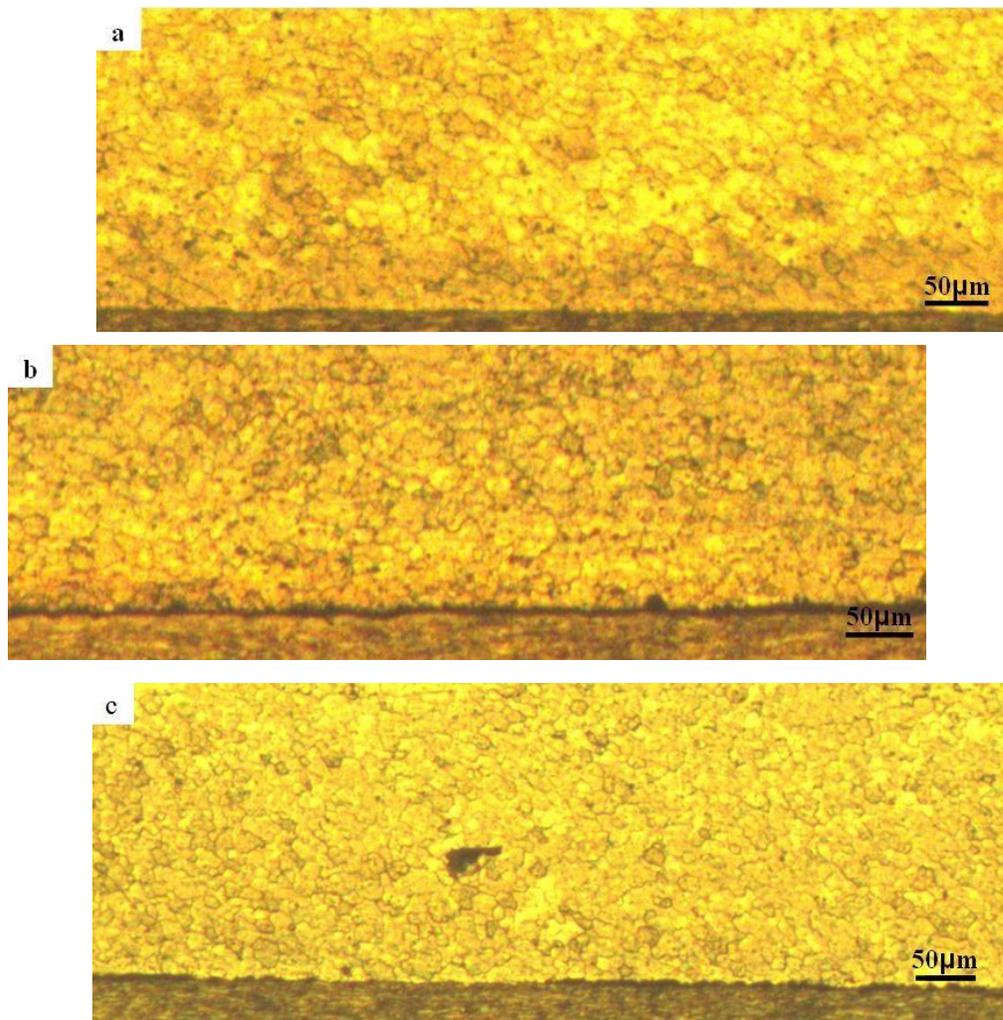
The effect of traverse speed on the microstructural evolution of the friction stir welded 6061 aluminum alloy to ultra low carbon steel is shown in Figure 7. The main phenomenon produced in the welded joint was the grain refinement in the aluminum side. Generally, the increase of the advancing speed generates plastic deformation and heat treatment in aluminum side, which leads to dynamic recrystallization. The average grain size of the welded zone of the aluminum side was about 10  $\mu\text{m}$ .

However, the average grain size of the base metal was  $50\ \mu\text{m}$ , which confirms the recrystallization

reaction after welding. The interface microstructure examination showed an intermetallic compound which was formed at the joint interface.



**Figure 6.** Optical microscopy of welded joint by friction stir welding of aluminum alloy AL6061-T6 to ultra-low carbon steel. Advancing speed of 200 mm/min.

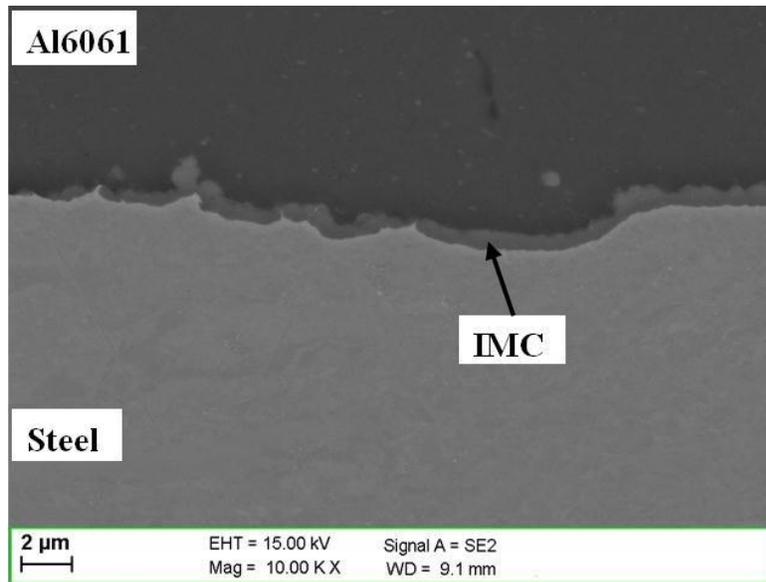


**Figure 7.** Microstructural evolution in welded joint by friction stir welding of aluminum alloy AL6061-T6 to ultra-low carbon steel after different advancing speed: (a) 100; (b) 200; and (c) 400 mm/min.

Figure 8 shows SEM observation of the joint cross-section of the 6061-T6 aluminum alloy and ultra-low carbon steel lap welds after welding. The interface structure of the joint showed that an intermetallic compound layer (IMC)

was formed along the interface, and it was not uniform. The EDS analysis of the chemical composition inside the IMC layer is shown in Table 3. The concentration of the

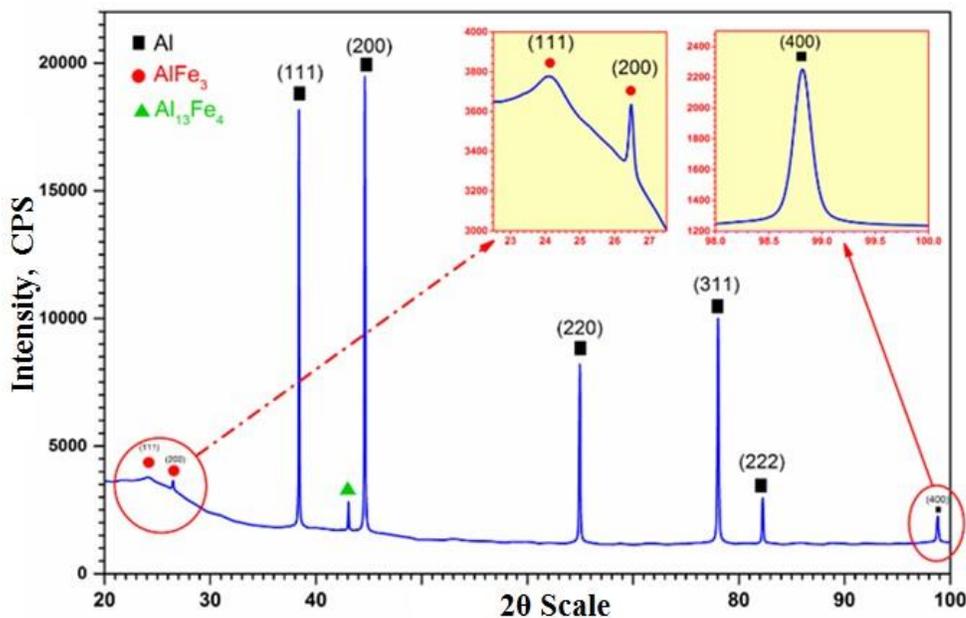
main dominant elements – Fe and Al – was measured. In addition, X-ray diffraction analysis has been performed on the critical region (nugget zone and IMC layer) to determine the main phases. The XRD diffractogram (Figure 9) indicates that this region is formed mainly by two phases:  $AlFe_3$  and  $Al_{13}Fe_4$ . These phases have been observed in other investigations [17].



**Figure 8.** SEM observation of welded joint by friction stir welding of aluminum alloy AL6061-T6 to ultra-low carbon steel. Advancing speed = 200 mm/min. IMC: intermetallic compound.

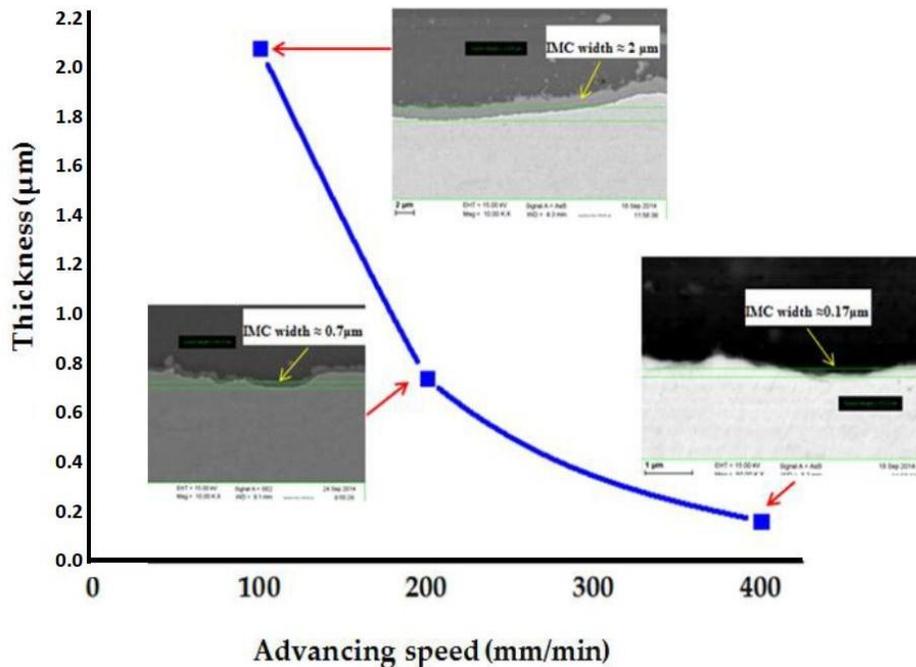
**Table 3.** Chemical composition of IMC layer.

% (wt)	Al	Fe	S	M
6061-T6 Al alloy	76.00	23.106	0.94	-



**Figure 9.** XRD diffractogram of aluminum side of welded joint by friction stir welding of aluminum alloy AL6061-T6 to ultra low carbon steel.

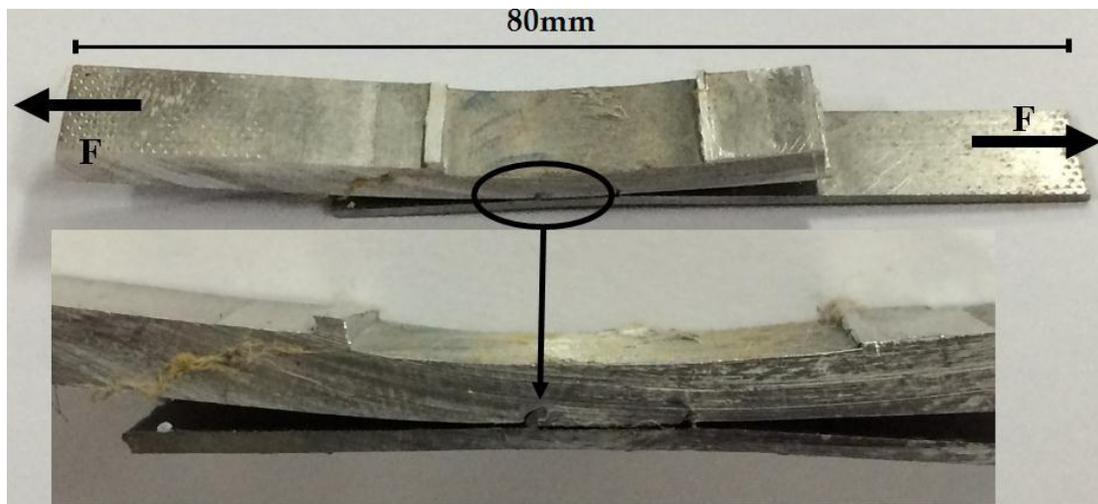
The relationship between the thickness of the intermetallic compound layer (IMC) and advancing speed is presented in Figure 10. The thickness of the IMC layer decreases from 2  $\mu\text{m}$  to 0.1  $\mu\text{m}$  with increasing welding speed, which significantly affects the strength of the joint. The decrease of the thickness of IMC layer with increasing the advancing speed is mainly due to the decreasing time of the interaction between the two adjacent dissimilar materials. The decrease of the interaction time induces a low time of inter-diffusion process [18].



**Figure 10.** Thickness variation of the intermetallic compound layer IMC formed after different traverse speed in welded joint by friction stir welding of aluminum alloy AL6061-T6 to ultra low carbon steel.

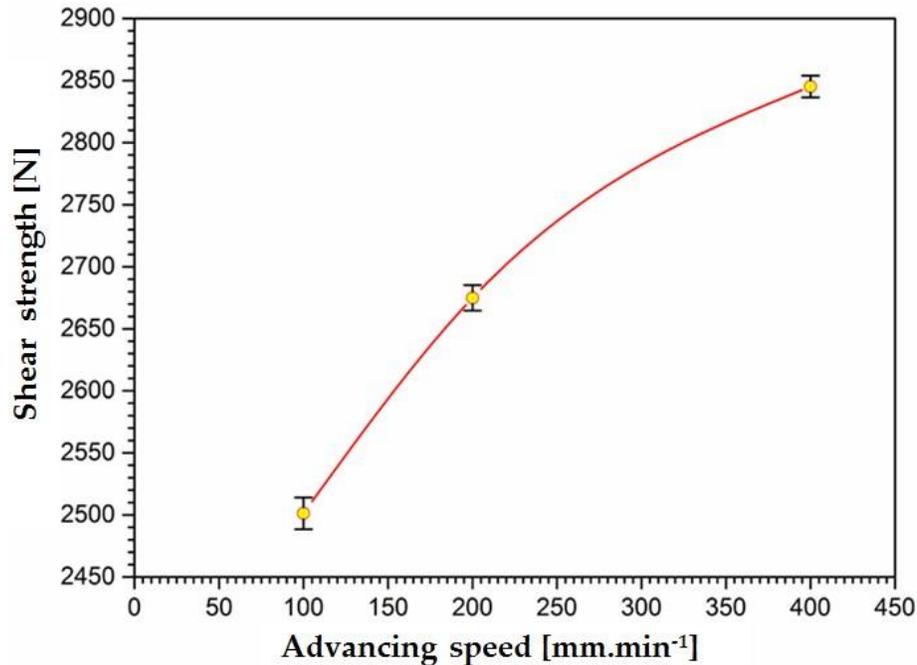
○ *Lap Shear Testing*

Figure 11 shows the specimen after lap shear test of friction stir welded 6061-T6 aluminum alloy to ultra-low carbon steel. The fracture zone was developed in the center of the welded joint.



**Figure 11.** Specimen after tensile test of friction stir welded 6061-T6 aluminum alloy to ultra low carbon steel. F: Force used during a test. Fractured zone is presented.

The effect of advancing speed on the shear strength of the welded joint is presented in Figure 12. It is clear that the shear strength increases with increasing advancing speed. This can be explained by the relationship between shear strength and IMC thickness formed in welded joint, and also with grain refinement in the aluminum side.



**Figure 12.** Curve of shear strength vs. advancing speed using welding conditions: rotational speed of 1200 rpm; tool offset of -0.1 mm of friction stir welded 6061-T6 aluminum alloy to ultra low carbon steel.

## ▪ Conclusions

The microstructure and strength properties of friction stir welded 6061-T6 aluminum alloy to ultra low carbon steel have been investigated. The results show that friction stir welding can be used for the joining of dissimilar 6061-T6 aluminum alloy to ultra low carbon steel. The advancing speed effect on the microstructure and strength properties of the welded dissimilar materials has shown that:

- A phenomenon of grain refinement is developed in the aluminum side; i.e., the nugget region NG is dominated by a dynamically recrystallized grain structure.
- The thickness of the IMC layer decreases with increasing welding speed, which significantly affects the strength of the joint; i.e., the shear strength increases by increasing the traverse speed.

**Acknowledgments:** The authors would like to express their sincere thanks to Aude Simar from IMAP, SST/IMMC Ecole Polytechnique de Louvain, Belgium, for the facilities and to Norberto Jimenez Mena for his experimental collaboration.

**Author Contributions:** This study is a part of Yazid Helal PhD thesis, Zakaria Boumerzoug is the supervisor of the thesis. Boumerzoug's main contribution of this study is giving the research idea and supervising. The both authors prepared the paper and Boumerzoug participated to ICWET'16 conference, and he presented the paper himself.

**Conflicts of Interest:** The authors declare no conflict of interest.

## References

- Mishra, R.S.; de Sarathi, P.; Kumar, N. *Friction Stir Welding and Processing*; Springer International Publishing: Basel, Switzerland, 2014.

- Salih, O.S.; Ou, H.; Sun, W.; McCartney, D.G. A review of friction stir welding of aluminium matrix composites. *Mater. Des.* **2015**, *86*, 61–71. [[CrossRef](#)]
- Mishra, R.S.; Ma, Z.Y. Friction stir welding and processing. *Mater. Sci. Eng. R Rep.* **2005**, *50*, 1–78. [[CrossRef](#)]
- DebRoy, T.; Bhadeshia, H.K.D.H. Friction stir welding of dissimilar alloys – A perspective. *Sci. Technol. Weld. Join.* **2010**, *15*, 266–270. [[CrossRef](#)]
- Palanivel, R.; Koshy Mathews, P.; Murugan, N.; Dinaharan, I. Effect of tool rotational speed and pin profile on microstructure and tensile strength of dissimilar friction stir welded AA5083-H111 and AA6351-T6 aluminum alloys. *Mater. Des.* **2012**, *40*, 7–16. [[CrossRef](#)]
- Rajakumar, S.; Balasubramanian, V. Establishing relationships between mechanical properties of aluminium alloys and optimised friction stir welding process parameters. *Mater. Des.* **2012**, *40*, 17–35. [[CrossRef](#)]
- Rajakumar, S.; Muralidharan, C.; Balasubramanian, V. Optimization of the friction-stir-welding process and tool parameters to attain a maximum tensile strength of AA7075-T6 aluminium alloy. *J. Eng. Manuf.* **2010**, *224*, 1175–1191. [[CrossRef](#)]
- Ozdemir, N.; Sarsilmaz, F.; Hascalik, A. Effect of Rotational speed on the interface Properties of friction welded AISI 304L to 4340 to steel. *Mater. Des.* **2007**, *28*, 301–307. [[CrossRef](#)]
- Dehghani, M.; Amadeh, A.; Akbari Mousavi, S.A.A. Investigations on the effects of friction stir welding parameters on intermetallic and defect formation in joining aluminum alloy to mild steel. *Mater. Des.* **2013**, *49*, 433–441. [[CrossRef](#)]
- Watanabe, T.; Takayama, H.; Yanagisawa, A. Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding. *J. Mater. Process. Technol.* **2006**, *178*, 342–349. [[CrossRef](#)]
- Das, H.; Ghosh, R.N.; Pal, T.K. Study on the formation and characterization of the intermetallics in friction stir welding of aluminum alloy to coated steel sheet lap joint. *Metall. Mater. Trans. A* **2014**, *45*, 5098–5106. [[CrossRef](#)]
- Zheng, Q.; Feng, X.; Shen, Y.; Huang, G.; Zhao, P. Dissimilar Friction stir welding of 6061 Al to 316 stainless steel using Zn as a Filler Metal. *J. Alloys Compd.* **2016**, *686*, 693–701. [[CrossRef](#)]
- Das, H.; Jana, S.S.; Pal, T.K.; De, A. Numerical and experimental investigation on friction stir lap welding of aluminum to steel. *Sci. Technol. Weld. Join.* **2014**, *19*, 69–75. [[CrossRef](#)]
- Mahoney, M.W.; Rohdes, C.G.; Flintoff, J.G.; Surling, R.A.; Bingel, W.H. Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum. *Metall. Mater. Trans.* **1998**, *29*, 1955–1964. [[CrossRef](#)]
- McNelley, T.R.; Swaminathan, S.; Su, J.Q. Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys. *Scr. Mater.* **2008**, *58*, 349–354. [[CrossRef](#)]
- Murr, L.E.; Liu, G.; McClure, J.C. Dynamic recrystallisation in the friction-stir welding of aluminium alloy 1100. *J. Mater. Sci. Lett.* **1997**, *16*, 1801–1803. [[CrossRef](#)]
- Hussein, S.A.; Tahir, A.S.M.; Hadzley, A.B. Characteristics of aluminum-to-steel joint made by friction stir welding: A review. *Mater. Today Commun.* **2015**, *5*, 32–49. [[CrossRef](#)]
- Girard, M. Soudage Hétérogène Assisté par Friction Malaxage. Ph.D. Thesis, Ecole Centrale de Nantes, Nantes, France, 2010.

© 2017 by the authors; licensee MDPI, Basel, Switzerland. This article is an open access article distributed



the terms and conditions of the Creative Commons Attribution (CC BY) license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).