



Contribution à la qualification du procédé industriel de soudo-brasage laser acier-aluminium à grande vitesse

Guillaume Filliard

► To cite this version:

Guillaume Filliard. Contribution à la qualification du procédé industriel de soudo-brasage laser acier-aluminium à grande vitesse. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2016. Français. NNT : 2016ENAM0049 . tel-01455711

HAL Id: tel-01455711

<https://pastel.hal.science/tel-01455711>

Submitted on 3 Feb 2017

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

École doctorale n° 432 : Science des Métiers de l'ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité “ Mécaniques-Matériaux (AM) ”

présentée et soutenue publiquement par

Guillaume FILLIARD

le 17 novembre 2016

**Contribution à la qualification du procédé industriel
de soudo-brasage laser acier-aluminium à grande vitesse**

Directeur de thèse : **Mohamed EL MANSORI**
Co-encadrement de la thèse : **Sabeur MEZGHANI**

Jury

M. Hassan ZAHOUANI, Professeur des Universités, LTDS UMR 5513, ECL-ENISE
M. Jean-Michel BERGHEAU, Professeur des Universités, LTDS UMR 5513 ECL-ENISE
Mme Mirentxu DUBAR, Professeur des Universités, LAMIH UMR CNRS 8201, ENSIAME
M. Alexandre MATHIEU, Maître de Conférences, ICB UMR 6303, Université de Bourgogne
M. Mohamed EL MANSORI, Professeur des Universités, MSMP-EA7350, ENSAM
M. Sabeur MEZGHANI, Maître de Conférences, MSMP-EA7350, ENSAM
M. Mathieu DE METZ-NOBLAT, CUET Assemblages et innovations, RENAUT
M. Christian BREMONT, Expert SDES Procédés de Soudage, RENAULT

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Membre invité
Membre invité

**T
H
È
S
E**

Remerciements

Ce travail de thèse a été pour moi une expérience extrêmement enrichissante. J'ai beaucoup appris, à la fois sur le plan scientifique, industriel et humain. J'ai pris beaucoup de plaisir à m'intéresser à la problématique de l'assemblage acier/aluminium et à essayer de connecter le milieu industriel et celui de la recherche scientifique. Je suis persuadé que ces deux mondes ont beaucoup à apporter l'un à l'autre et que leurs échanges permettront de relever les défis de demain.

J'ai vécu cette thèse comme une opportunité de commencer ma vie d'ingénieur par une activité dédiée à l'étude d'une problématique unique. C'est une chance qui se présente peu dans un milieu industriel bouillonnant et où les projets ainsi que les challenges peuvent s'enchaîner à grande vitesse. Pour tout cela, je souhaite remercier mon directeur de thèse, M. Mohamed El Mansori, ainsi que mon premier responsable Renault, M. Jean-Christophe Saint-Martin, qui m'ont offert cette opportunité. Je remercie également mon second responsable Renault, M. Mathieu De Metz-Noblat, pour avoir pris la suite de l'encadrement de Jean-Christophe et m'avoir soutenu depuis ce jour-là. Je tiens aussi à les remercier, ainsi que mes co-encadrants, M. Sabeur Mezghani et M. Christian Bremont, pour leur implication, de partage de leurs compétences et leur accompagnement qui m'ont permis d'avancer et de progresser jusqu'au dernier instant.

Je souhaite également exprimer toute ma gratitude à mes collègues du technocentre Renault et plus particulièrement à mes collègues de l'atelier Fabien, Norbert, Stephane, André, Lucio et Henri pour m'avoir accueilli, m'avoir aidé dans tous les moments difficiles et pour tous nos moments de complicité qui resteront de grands souvenirs. Lucio, je tiens à te remercier tout spécialement. Tu m'as beaucoup transmis et appris, tu as pris le temps et c'est en grande partie grâce à toi que cette thèse a pu être menée. Je te remercie pour ta confiance et espère que tu profiteras bientôt d'une retraite bien méritée.

Je tiens également à remercier M. Anthony Reullier pour son temps et son implication lors de l'étape de simulation numérique. Nous pouvons faire encore beaucoup de choses sur ce sujet qui, j'en suis persuadé, est très prometteur.

Un grand merci aux personnels de l'ENSAM de Châlons-en-Champagne et d'Aix-en-Provence pour leur aide et leurs conseils précieux sur l'ensemble des analyses de la métallurgie. Merci à tous mes collègues et amis doctorants pour tous nos moments de partage et d'échange, je suis très heureux de vous avoir rencontrés et espère vous voir aussi souvent que possible.

Je tiens à remercier tous les membres du jury. M. Hassan Zahouani pour avoir accepté de présider et juger cette thèse, Mme. Mirentxu Dubar et M. Jean-Michel Bergheau pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon mémoire, et M. Alexandre Mathieu pour avoir accepté de faire partie du jury et pour tous nos échanges pertinents le jour de la soutenance.

Plus personnellement, je tiens à adresser mes remerciements aux membres du service de diabétologie de l'hôpital de Châlons-en-Champagne pour leur humanité, leur gentillesse et leurs conseils qui me permettent de vivre mon diabète en toute légèreté.

Je remercie tous mes amis pour leur présence, leur écoute et leur soutien indéfectible. Merci à tous mes amis du rugby, merci de m'avoir accueilli, merci pour nos moments sur et en dehors du pré qui sont du vrai bonheur.

Mes derniers remerciements sont pour mes proches. Mes parents toujours présents, quoiqu'il arrive, pour les meilleurs moments comme pour les plus grandes difficultés, je ne vous dirai jamais assez merci, je vous dois le chemin que j'ai effectué. Mes sœurs Aurélie et Marina, Antoine, Charlotte, Lucie, merci pour votre présence, merci pour vos soutiens et vos encouragements, j'ai une grande chance de vous avoir.

Nomenclature des abréviations

UE	Union Européenne
MSMP	Mechanics Surface and Materials Processing
ENSAM	Ecole nationale Supérieure des Arts et Métiers Paristech
TCR	Technocentre Renault
CMT	Cold Metal Transfer
MIG	Metal Inert Gas
MAG	Metal Active Gas
REW	Resistance Element Welding
FSW	Friction Stir Welding

Sommaire

INTRODUCTION GÉNÉRALE	13
CHAPITRE I - ETAT DE L'ART DES PROCÉDÉS D'ASSEMBLAGE ACIER/ALUMINIUM ET PRÉSENTATION DES CONFIGURATIONS PROCESS ASSOCIÉES.....	16
I.1. INTRODUCTION.....	16
I.2. INCOMPATIBILITÉ MÉTALLURGIQUE DE L'ACIER ET DE L'ALUMINIUM.....	16
I.3. ETAT DE L'ART DES TECHNIQUES D'ASSEMBLAGES ACIER/ALUMINIUM.....	21
I.3.1. Soudo-brasage	21
I.3.1.1. Soudo-brasage laser avec métal d'apport.....	22
I.3.1.2. Soudo-brasage hybride laser et laser pulsé	25
I.3.1.3. Soudo-brasage Cold Metal Transfer (CMT)	26
I.3.1.3.1. CMT	26
I.3.1.3.2. CMT par point	27
I.3.1.4. Soudo-brasage laser en régime Key-Hole avec fil d'apport.....	28
I.3.1.5. Soudo-brasage MIG	29
I.3.1.6. Soudo-brasage hybride laser + MIG	30
I.3.2. Soudage par résistance	30
I.3.3. Soudage par friction-malaxage.....	32
I.4. SYNTHÈSE DES CONFIGURATIONS PROCESS ET SOLUTION TECHNIQUE RETENUE.....	33
I.5. DYNAMIQUE DU BAIN DE FUSION ET GÉOMÉTRIE DES CORDONS	34
I.6. L'EFFET MARANGONI.....	35
I.7. CONFORMITÉ DES ASSEMBLAGES SOUDO-BRASÉ LASER	35
I.7.1. Critères macroscopiques :	35
I.7.2. Critères microscopiques :	38
I.8. ETUDE DES CYCLES THERMIQUES PAR MESURE PHYSIQUE ET PAR SIMULATION NUMÉRIQUE	39
I.9. CONCLUSION	47
CHAPITRE II – MOYENS DE SOUDO-BRASAGE LASER À HAUTE VITESSE, TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES ET NUMÉRIQUES : APPLICATION À LA CONFIGURATION PAVILLON ALUMINIUM/CÔTÉ DE CAISSE ACIER	48
II.1. INTRODUCTION.....	48
II.2. LIAISON PAVILLON/CÔTÉ DE CAISSE ET CONFIGURATION D'ÉTUDE.....	48
II.2.1. La liaison pavillon/côté de caisse	48
II.2.2. Configuration d'étude pour l'assemblage pavillon aluminium/côté de caisse acier	52
II.3. MATÉRIAUX	54
II.3.1. Métaux de base	54
II.3.2. Métaux d'apport	54
II.3.3. Nuance du gaz de protection.....	55
II.4. TECHNIQUES ET CONDITIONS EXPÉRIMENTALES	55
II.4.1. Moyen de soudo-brasage	55
II.4.2. Paramètres process de l'installation de soudo-brasage laser	60
II.4.3. Caractérisation des assemblages.....	62
II.4.4. Etude du cycle thermique.....	68
II.4.4.1. Mesures par thermocouple.....	68
II.4.4.2. Simulation numérique.....	69
II.4.4.3. Calcul théorique de croissance des composés intermétalliques	73
II.5. CONCLUSION	73
CHAPITRE III – ETUDE D'OPTIMISATION DE LA CONFORMITÉ DES ASSEMBLAGES ACIER/ALUMINIUM À HAUTE VITESSE D'ASSEMBLAGE ET CARACTÉRISATION MÉTALLURGIQUE.....	75

III.1. INTRODUCTION.....	75
III.2. ANALYSE EXPLORATOIRE DU PROCESS ET DU PRODUIT	75
III.2.1. <i>Influence de la physique du procédé</i>	75
III.2.2. <i>Influence des variables process</i>	77
III.2.2.1. Influence sur la conformité	77
III.2.2.1.1. Influence des variables énergétiques	77
III.2.2.1.2. Influence des variables environnementales	80
III.2.2.2. Influence sur la reproductibilité et la répétabilité	81
III.3. ETUDE EXPÉRIMENTALE DU PROCÉDÉ	81
III.3.1. <i>Influence de l'alignement fil/faisceau</i>	81
III.3.2. <i>Influence du positionnement de la buse de gaz</i>	82
III.3.3. <i>Influence du courant fil chaud</i>	83
III.3.3.1. Qualité perçue des assemblages	84
III.3.3.2. Propriétés mécaniques et métallurgiques des assemblages	84
III.3.4. <i>Influence de la nuance du fil d'apport</i>	88
III.3.4.1. Observations préliminaires.....	88
III.3.4.2. Qualité perçue des assemblages	89
III.3.4.3. Propriétés mécaniques et métallurgiques des assemblages	91
III.3.5. <i>Influences de la vitesse de soudo-brasage, de la puissance laser, et de la vitesse fil</i>	99
III.3.5.1. Propriétés des assemblages	99
III.3.5.2. Commentaire global sur la dispersion des résultats.....	101
III.3.5.3. Etude des défauts présents dans les assemblages	102
III.3.5.4. Influence de la vitesse de soudo-brasage	103
III.3.5.5. Influence de la puissance laser	106
III.3.5.6. Influence de la vitesse fil	109
III.3.6. <i>Influence du gaz d'apport</i>	114
III.3.7. <i>Robustesse vis-à-vis des dérives process</i>	117
III.3.8. <i>Ordre d'influence des paramètres process</i>	120
III.3.9. <i>Relation entre les épaisseurs d'intermétalliques et les propriétés mécaniques des assemblages</i>	121
III.4. ANALYSE EXPÉRIMENTALE DE LA MÉTALLURGIE ET DE LA MICROSTRUCTURE.....	122
III.4.1. <i>Analyse de dureté de la couche d'intermétalliques</i>	122
III.4.2. <i>Analyse de la composition chimique</i>	124
III.4.3. <i>Etude de la microstructure par la méthode EBSD</i>	125
III.5. CONCLUSION	134
CHAPITRE IV – MESURE ET ÉTUDE DES CYCLES THERMIQUES À L'INTERFACE	
ACIER/ALUMINIUM, DÉMARCHE EXPÉRIMENTALE ET SIMULATION	135
IV.1. INTRODUCTION.....	135
IV.2. DÉMARCHE EXPÉRIMENTALE ET SIMULATION NUMÉRIQUE	135
IV.2.1. <i>Plan d'expérience</i>	135
IV.2.2. <i>Etude de référence</i>	136
IV.2.2.1. Mesures par thermocouples.....	136
IV.2.2.2. Etude des variations de température grâce à la simulation	138
IV.2.3. <i>Influence de la puissance</i>	141
IV.2.4. <i>Influence de la vitesse-robot</i>	143
IV.2.5. <i>Mesures dans le bain</i>	144
IV.2.6. <i>Calcul diffusionnel de croissance des intermétalliques</i>	145
IV.3. CONCLUSIONS	146
CONCLUSION GÉNÉRALE	147
RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	149

Liste des figures

Figure I.1 – Cliché de la couche de composés intermétalliques d'un assemblage acier/aluminium soudé au laser obtenue par microscopie électronique à balayage (tension=15kV).

Figure I.2 - Diagramme de phase Fe-Al [14, 19 et 30].

Figure I.3 – Processus de formation des composés intermétalliques en quatre étapes, présenté par Jia et al. [35].

Figure I.4 – Epaisseur de la couche d'intermétallique pour trois températures 700, 800 et 900 °C ainsi que deux temps d'interactions $t=30s$ (a) et $t=15min$ (b) [37].

Figure I.5 – Brasage acier/acier avec fil d'apport (CuSi).

Figure I.6 – Soudo-brasage acier/aluminium avec métal d'apport (AlSi). Le cordon est soudé à la tôle d'aluminium et brasé à la tôle d'acier.

Figure I.7 – Configurations étudiées dans la littérature [8, 14, 18, 23-24 et 28].

Figure I.8 – Evolution de la géométrie de la couche de composés intermétalliques le long de l'interface acier/aluminium pour deux configurations d'étude [14 et 28].

Figure I.9 – Configurations étudiées par Frank [9] avec le process de soudo-brasage hybride laser et laser pulse.

Figure I.10 – Cycle du process CMT : (1) descente du fil et allumage de l'arc électrique pour amorcer la fusion du fil d'apport, (2) extinction de l'arc, arrêt du fil et dépôt du métal fondu (3) remontée du fil pour le détacher du métal fondu et (1 bis) démarrage d'un nouveau cycle [7, 13 et 31].

Figure I.11 – Les deux cycles du soudo-brasage acier/aluminium CMT par point. Comme pour le fonctionnement classique du CMT, chaque cycle possède trois étapes majeures : (1) descente du fil et allumage de l'arc électrique pour amorcer la fusion du fil d'apport, (2) extinction de l'arc, arrêt du fil et dépôt du métal fondu et (3) remontée du fil pour le détacher du métal fondu [6].

Figure I.12 – soudo-brasage laser en régime Key-Hole avec fil d'apport $AlSi_5$ [32].

Figure I.13 – Soudo-brasage hybride laser et MIG acier/aluminium à clins [20-21].

Figure I.14 – Principe du soudage par résistance acier/aluminium avec ajout d'une plaque d'acier [42].

Figure I.15 – Resistance Element Weding, process basé sur deux étapes majeures, placement du rivet et soudage par résistance [14].

Figure I.16 – Soudage par friction-malaxage, le cordon est créé par la rotation et l'avance du pion dans la matière [44].

Figure I.17 – Mouvement de convection dû à la variation de la tension superficielle en fonction de la température. La pénétration P et la largeur du cordon L s'en retrouvent modifiées selon le signe du gradient thermique $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ [46].

Figure I.18 – Liste des principaux défauts pouvant apparaître lors de l'opération de soudo-brasage.

Figure I.19 – Principe de la triangulation laser [49].

Figure I.20 – Représentation de 4 caractéristiques de la liaison impactant les propriétés mécaniques des assemblages acier/aluminium soudo-brasés. La jonction entre le cordon et l'acier caractérisée par : la quantité de composés intermétalliques ainsi que par la longueur de la surface d'interaction entre le cordon et l'acier, l'épaisseur du cordon et la pénétration de la soudure dans la tôle d'aluminium.

Figure I.21 – Maillages des éprouvettes en angle a) et à clins b), les pièces en acier sont représentées en bleu, celles en aluminium en rouge et les cordons en vert [14].

Figure I.22 – Champs thermiques simulés, par le modèle avec vaporisation a) et conductif sans vaporisation b) [14].

Figure I.23 – Positionnement des thermocouples pour l'acquisition de cycles thermiques [14].

Figure I.24 – Cycles thermiques obtenus pour chacune des 4 positions [14].

Figure I.25 – Montage et position de mesure par thermographie [14].

Figure I.26 – Cycles thermiques mesuré, corrigé et calculé [14].

Figure I.27 – Représentation de la géométrie maillée choisie par Sierra pour acquérir sous SYSWELD les cycles thermiques à l'interface acier/aluminium [23].

Figure I.28 – Mesure des cycles thermiques par l'intermédiaire de thermocouples placés à l'interface acier/aluminium [23].

Figure I.29 – Comparaisons entre les cycles thermiques expérimentaux et simulés pour deux vitesses de soudo-brasage 0,7 m/min a) et 1 m/min b) [23].

Figure I.30 – Evolution du cycle thermique en fonction de la position de mesure pour une vitesse d'assemblage de 0,8 m/min et une puissance de 3000 W [23].

Figure I.31 – Evolution du cycle thermique en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min) pour une puissance laser de 3000 W [23].

Figure I.32 – Comparaisons des épaisseurs d'intermétalliques mesurées sur éprouvettes et obtenus par calcul diffusionnel [23].

Figure II.1 – Le cycle de production Renault [3].

Figure II.2 – Exemple de processus complet d'assemblage progressif d'une caisse [3].

Figure II.3 – Représentation CAO de l'ensemble pavillon/côtés de caisse [3].

Figure II.4 – Représentation schématique de l'ensemble pavillon/côtés de caisse et des deux étapes principales d'ajout du pavillon : a) mise en géométrie et b) soudo-brasage du pavillon aux côtés de caisse [3].

Figure II.5 – Coupe macrographique d'une liaison pavillon acier/côté de caisse acier après peinture [3].

Figure II.6 – Plan de l'éprouvette pavillon aluminium, longueur de la développée = 62,81 (toutes les longueurs sont en mm).

Figure II.7 – Plans de l'éprouvette côté de caisse acier, longueur de la développée = 69,1 (toutes les longueurs sont en mm).

Figure II.8 – Photo du support éprouvette.

Figure II.9 – Disposition des tôles dans le support éprouvette.

Figure II.10 – Représentation schématique de la section de l'ensemble {support éprouvette, éprouvette pavillon, éprouvette côté de caisse}.

Figure II.11 – Vue extérieure de la cabine laser du technocentre Renault.

Figure II.12 – Représentation schématique de la tête laser et de ses composants [52].

Figure II.13 – Vue de face du moyen robotisé et du support éprouvette.

Figure II.14 – Vue latérale du moyen robotisé.

Figure II.15 – Vue détaillée de la tête laser.

Figure II.16 – Réglage d'un angle de 15° entre la torche d'amenée de matière et l'horizontal a), de 5° de la tête laser dans la direction de soudo-brasage b) et de 5° de la tête laser vers la tôle d'aluminium [52].

Figure II.17 – Variation du diamètre du spot laser par translation de la lentille de focalisation.

Figure II.18 – Décalage de la position du spot laser sur un des deux métaux de base grâce au module d'alignement fil/faisceau de la tête laser, chaque graduation vaut 1/10 mm.

Figure II.19 – Réglage de la position de la buse de gaz par translation selon $\vec{x}$ et $\vec{y}$ ainsi que par rotation autour de $\vec{z}$.

Figure II.20 – Epreuve soudo-brasée.

Figure II.21 – Zones d'études et de découpes des éprouvettes.

Figure II.22 – Section et dimensions des éprouvettes de traction.

Figure II.23 – Décomposition de la surface d'interaction cordon/acier en trois zones.

Figure II.24 – Exemple de mesure de l'épaisseur maximale de la couche de composés intermétalliques par microscopie optique.

Figure II.25 – Représentation de l'orientation d'un cristal cubique grâce aux angles d'Euler.

Figure II.26 – Exemple de projections stéréographiques sur le plan équatorial des pôles $\{hkl\}$ d'un cristal cubique a) et de la figure de pôles obtenue b).

Figure II.27 – Placement des thermocouples sur la face arrière de l'acier a) et dans le bain de fusion b).

Figure II.28- Représentation de la pièce simulée et maillée, l'acier est représenté en violet, l'aluminium en mauve et le cordon en rouge.

Figure II.29 – Condition limite d'encastrement des surfaces supérieures et inférieures (surfaces rouges) pour reproduire le bridage des pièces physiques.

Figure II.30 – Mise en place d'un échange thermique du type flux convectif avec le milieu ambiant, de l'air à température de 20°C, les zones en rouge représentent l'ensemble des surfaces d'échanges.

Figure II.31 – Modélisation de la source de chaleur sous la forme d'une répartition gaussienne de la puissance laser.

Figure II.32 – Trajectoire suivie par la source de chaleur pendant la simulation sur l'échantillon.

Figure III.1 – Etapes successives de l'opération de soudo-brasage.

Figure III.2 – Mouvements de convection dans le bain de fusion et conséquence sur la forme du cordon.

Figure III.3 – Comparaison de la répartition de puissance entre un faisceau émis par une source YAG (à gauche) et un faisceau émis par une source à diodes (à droite).

Figure III.4 – Balayage de l'intervalle $[0 ; +1]$ mm de l'alignement fil/faisceau, pour décaler le spot laser sur l'aluminium.

Figure III.5 – variation de la tenue mécanique moyenne (MPa), croix noir, en fonction de la position de la buse de gaz (1=centrée sur le bain, 6=en aval du bain), l'écart type est également tracé pour chaque éprouvette.

Figure III.6 – Variations de la tenue mécanique en fonction de l'intensité courant fil chaud pour les deux nuances de fils. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Figure III.7 – Variations de l'épaisseur d'intermétalliques en fonction de l'intensité courant fil chaud pour les deux nuances de fils. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Figure III.8 – Coupes macrographiques et tenues mécaniques des 5 éprouvettes réalisées en fil froid pour chacune de leurs zones d'études avec l' $AlSi_5$.

Figure III.9 – Tenue mécaniques (MPa) pour chacun des essais. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les

médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Figure III.10 – Epaisseurs d'intermétalliques (μm) pour chacun des essais. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Figure III.11 – Exemples de faibles pénétrations de la tôle d'aluminium par le fil d'apport engendrant de fortes variations des géométries des liaisons soudées pour l' $AlSi_3Mn_1$ à 3000 W.

Figure III.12 – Exemples de faibles pénétrations de la tôle d'aluminium par le fil d'apport engendrant de fortes variations des géométries des liaisons soudées pour l' $AlSi_5$ à 3000 W.

Figure III.13 – Exemples de coupes macrographiques obtenues à 4000 W avec l' $AlSi_3Mn_1$ a.1) et a.2), 4000 W avec l' $AlSi_5$ b.1) et b.2), 5000 W avec l' $AlSi_3Mn_1$ c.1) et c.2) ainsi que 5000 W avec l' $AlSi_5$ d.1) et d.2).

Figure III.14 – Exemples de coupes macrographiques des configurations utilisant l' $AlSi_{12}$, à 3000 W a.1) et a.2), 4000 W b.1) et b.2) et 5000 W c.1) et c.2).

Figure III.15 – Evolution de la tenue mécanique en fonction de la zone d'étude pour les 5 cordons de la configuration 7.

Figure III.16 – Coupes macrographiques de la configuration 7 avec les tenues mécaniques (MPa) et épaisseurs d'intermétalliques associées (μm).

Figure III.17 – Tenues mécaniques (MPa) pour les essais avec l' $AlSi_5$. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Figure III.18 – Epaisseurs d'intermétalliques (μm) pour les essais avec l' $AlSi_5$. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Figure III.19 – Ecart-types des tenues mécaniques (MPa) en fonction des écart-types des épaisseurs d'intermétalliques (μm), les écart-types de la configuration 5 ne sont pas représentés. La courbe verte représente l'interpolation linéaire des résultats avec le coefficient de régression linéaire $R^2=0,43$.

Figure III.20 – Tenues mécaniques moyennes (MPa) pour les 4 groupes en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min).

Figure III.21 – Epaisseurs d'intermétalliques moyennes (μm) pour les 4 groupes en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min).

Figure III.22 – Ecart-types des tenues mécaniques (MPa) pour les 4 groupes en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min).

Figure III.23 – Ecart-types des épaisseurs d'intermétalliques (μm) pour les 4 groupes en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min).

Figure III.24 – Tenués mécaniques moyennes (MPa) pour les 4 groupes en fonction de la puissance laser (W).

Figure III.25 – Epaisseurs d'intermétalliques moyennes (μm) pour les 4 groupes en fonction de la puissance laser (W).

Figure III.26 – Ecart-types pour les tenués mécaniques (MPa) pour les 4 groupes en fonction de la puissance laser (W).

Figure III.27 – Ecart-types pour les épaisseurs d'intermétalliques (μm) pour les 4 groupes en fonction de la puissance laser (W).

Figure III.28 – Tenués mécaniques moyennes (MPa) pour les 7 groupes en fonction de la vitesse fil (m/min).

Figure III.29 – Epaisseurs d'intermétalliques moyennes (μm) pour les 7 groupes en fonction de la vitesse fil (m/min).

Figure III.30 – Ecart-types pour les tenués mécaniques (MPa) pour les 7 groupes en fonction de la vitesse fil (m/min).

Figure III.31 – Ecart-types pour les tenués mécaniques (MPa) pour les 7 groupes en fonction de la vitesse fil (m/min).

Figure III.32 – Tenués mécaniques (MPa) en fonction de la nuance de gaz. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Figure III.33 – Epaisseurs d'intermétalliques (μm) en fonction de la nuance de gaz. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Figure III.34 – Tenue mécanique (MPa) en fonction du débit de gaz (L/min). Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Figure III.35 – Epaisseurs d'intermétalliques (μm) en fonction du débit de gaz (L/min). Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Figure III.36 – Tenués mécaniques (MPa) en fonction du jeu (mm). Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur

la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Figure III.37 – Epaisseurs d'intermétalliques (μm) en fonction du jeu (mm). Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Figure III.38 – Représentation des modifications du cordon lors de l'introduction d'un jeu entre les tôles d'acier et d'aluminium.

Figure III.39 – Tenue mécanique (MPa) en fonction de l'épaisseur d'intermétalliques (μm) pour tous les essais. La courbe verte représente l'interpolation linéaire de ces mesures, son coefficient de régression linéaire est $R^2=0,27$.

Figure III.40 – Ligne suivie pour établir un profil d'évolution de la dureté dans l'échantillon.

Figure III.41 – Evolution de la dureté en fonction de la position dans le cordon.

Figure III.42 – Cliché des mesures de dureté avoisinant la couche de composés intermétalliques, les numéros des positions sont indiqués.

Figure III.43 – Cartographie des éléments chimiques aux alentours de la couche d'intermétalliques, vue de la zone d'étude a), mesure pour l'aluminium b), pour le fer c) et pour le silicium d).

Figure III.44 – Résultat de l'analyse EBSD pour l'échantillon 1, a) cliché de la zone d'étude, b) distribution des phases orthorhombique en rouge, monoclinique en vert et cubique en bleu (Al_{99}Si), c) angles d'Euler confondus et d) écart angulaire principal.

Figure III.45 – Résultat de l'analyse EBSD pour l'échantillon 2, a) cliché de la zone d'étude, b) distribution des phases orthorhombique en rouge, monoclinique en vert et cubique en bleu (Al_{99}Si), c) angles d'Euler confondus et d) écart angulaire principal.

Figure III.46 – Figures de pôles pour la couche d'intermétalliques de faible épaisseur, figure de pôle par grain pour les aiguilles a), par densité pour les aiguilles b), par grain pour la couche principale c) et par densité pour la couche principale d).

Figure III.47 – Figures de pôles pour la couche d'intermétalliques de forte épaisseur, figure de pôle par grain pour les aiguilles a), par densité pour les aiguilles b), par grain pour la couche principale c) et par densité pour la couche principale d).

Figure III.48 – Angles d'Euler φ_1 a), ϕ b) et φ_2 c) pour la couche d'intermétalliques de faible épaisseur.

Figure III.49 – Angles d'Euler φ_1 a), ϕ b) et φ_2 c) pour la couche d'intermétalliques de forte épaisseur.

Figure IV.1 – Cycles thermiques pour les 5 premiers essais obtenus par thermocouples, pour chaque essai trois mesures sont faites en début (vert), milieu (rouge) et fin (bleu) de cordon.

Figure IV.2 – Simulation du process de soudo-brasage laser sous SYSWELD, représentation des champs de températures.

Figure IV.3 – Evolution de la température le long de la ligne marron. Elle permet d’obtenir la température en fonction de la position d’observation en face arrière de l’acier.

Figure IV.4 – Ecart entre les cycles thermiques mesurés à l’interface acier/aluminium et en face arrière de l’acier le long de la ligne marron.

Figure IV.5 – Cycle thermique obtenu par simulation en régime stabilisé pour la configuration de référence.

Figure IV.6 – Cycles thermiques pour les essais 6 et 7, obtenus par thermocouples, pour chaque essai trois mesures sont faites en début (vert), milieu (rouge) et fin (bleu) de cordon.

Figure IV.7 - Cycle thermique obtenu pour la configuration process correspondant aux essais 6 et 7.

Figure IV.8 - Cycles thermiques pour l’essai 8, obtenus par thermocouples, trois mesures sont faites, en début (vert), milieu (rouge) et fin (bleu) de cordon.

Figure IV.9 - Cycle thermique obtenu pour la configuration process correspondant à l’essai 8.

Figure IV.10 - Cycles thermiques pour l’essai 9, obtenus par thermocouples, trois mesures sont faites. En début (vert), milieu et fin (bleu) de cordon. Le thermocouple du milieu ayant été sectionné au début de la mesure par le faisceau laser la courbe correspondante est manquante sur la figure.

Liste des tableaux

Tableau I.1 – Propriétés des composés intermétalliques [33 et 34].

Tableau I.2 – Tableau récapitulatif des études issues de la bibliographie [8, 14, 18, 23-24 et 28].

Tableau II.1 – Composition chimique et propriétés des nuances d'aluminium et d'acier.

Tableau II.2 – Composition chimique et température de fusion des métaux d'apports.

Tableau II.3 – Liste des paramètres process de l'installation laser.

Tableau II.4 – Conductivités thermiques et chaleurs spécifiques des matériaux en fonction de la température [23].

Tableau III.1 – liste des configurations étudiées pour la variation de l'intensité courant fil chaud.

Tableau III.2 – Récapitulatif des défauts observés lors de la variation du courant fil chaud.

Tableau III.3 – Plan d'essais de la première vague d'essais. Trois paramètres process sont étudiés totalisant 45 éprouvettes et en conséquence 135 essais en traction ainsi que 135 coupes macrographiques.

Tableau III.4 – Recensement des défauts présents dans les assemblages en fonction de la nuance du fil d'apport.

Tableau III.5 – Ecart types des tenues mécaniques et des épaisseurs d'intermétalliques pour les 9 configurations étudiées.

Tableau III.6 – Plan d'expérience de variations de la puissance, de la vitesse robot et de la vitesse fil pour l' $AlSi_5$.

Tableau III.7 – Ecart-types des tenues mécaniques (MPa) et des épaisseurs d'intermétalliques (μm) pour les 19 configurations étudiées.

Tableau III.8 – Energies, tenues mécaniques moyennes, épaisseurs d'intermétalliques moyennes et leur évolution en pourcentage pour les essais 12, 14, 16 et 18.

Tableau III.9 – Configurations utilisées pour l'étude de l'influence du gaz d'apport, plusieurs nuances et débit de gaz (L/min) sont utilisés.

Tableau III.10 – Configurations utilisées pour l'étude de l'influence du gaz d'apport, plusieurs nuances et débit de gaz (L/min) sont utilisés.

Tableau III.11 – Ordres d'influence des paramètres process sur les propriétés des assemblages.

Tableau III.12 – Configuration process étudiées pour l'analyse EBSD.

Tableau IV.1 – Liste des configurations process étudiées pour l'obtention des cycles thermiques par thermocouples et simulation numérique.

Tableau IV.2 – Calcul diffusionnel pour chaque cycle thermique simulé.

Introduction générale

Le transport routier des véhicules légers, voitures et camionnettes équipés de moteurs thermiques constitue une des sources principales des rejets polluants dans l'atmosphère. Au sein de l'Union Européenne (UE), il est notamment responsable de 15% des émissions de dioxyde de carbone (CO₂) [1]. L'UE adopte des dispositions et règlements visant à tendre vers une réduction de ces émissions. Bien qu'elles aient diminuées de 3,3% en 2012, elles sont toujours supérieures de 20,5% par rapport à 1990 [1]. Le règlement de la commission européenne n°443/2007 fixe la limite d'émissions de CO₂ à 130 g de CO₂/km pour les véhicules neufs [2]. Selon ce même règlement, elle sera réduite à 95 g de CO₂/km à l'horizon 2020.

Cette évolution de la législation force les constructeurs automobiles à sans cesse repenser leurs modèles. L'allègement des véhicules est une des pistes permettant de diminuer les émissions. Cette réduction de masse est couramment recherchée par l'utilisation de matériaux à la densité inférieure à celle de l'acier (7 800 kg/m³), matériau classiquement utilisé pour la caisse des véhicules. Cette approche, appelée le design multi-matériau, consiste à combiner l'utilisation de différents types de métaux (acier à haute ou très haute limite d'élasticité, aluminium, magnésium), de matières plastiques (notamment thermoplastique) ou encore de matériaux composites (fibre de carbone). Un exemple récent d'application de cette méthode est le concept-car EOLAB de l'entreprise Renault. Une réduction de 130 kg du poids total de la caisse par la combinaison des différents matériaux a été obtenue pour ce prototype. La figure 1 représente les pièces et les matériaux utilisés pour réaliser la structure.

EOLAB : UNE STRUCTURE ULTRA LÉGÈRE **LE BON MATÉRIAU AU BON ENDROIT**

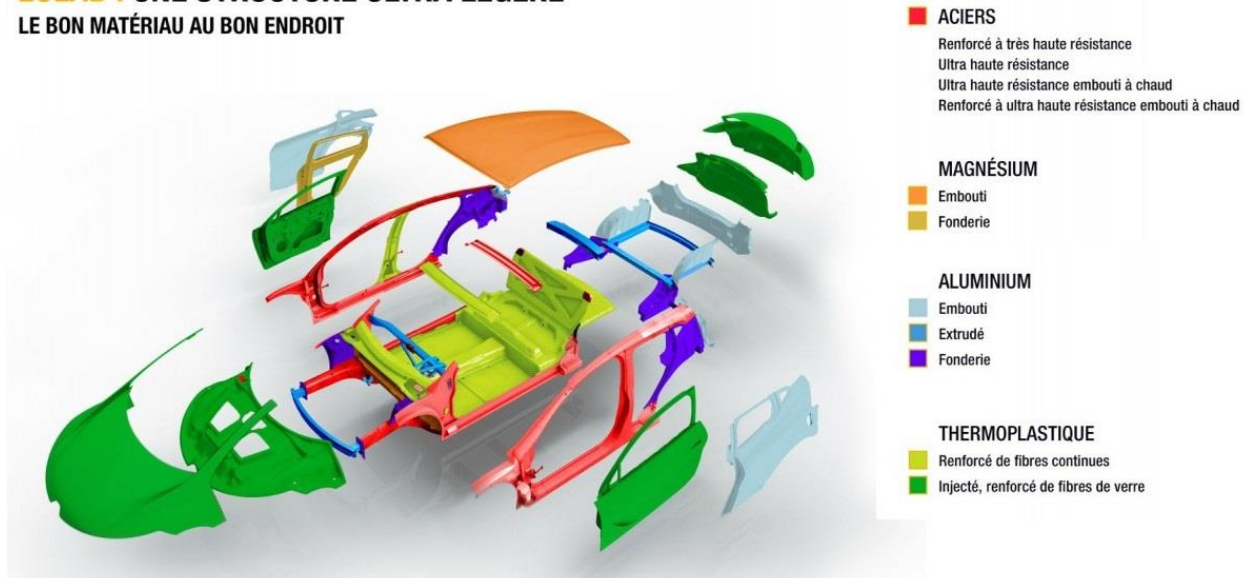


Figure 1-Répartition des matériaux sur la caisse du prototype EOLAB de l'entreprise Renault [3].

De manière plus modeste, cette approche est étudiée pour les véhicules produits en grande série par les constructeurs automobiles. Ce projet de thèse CIFRE, initié en 2014 par Renault et le laboratoire MSMP-EA3750 (Mechanics Surfaces and Materials Processing) de l'école nationale supérieure des Arts et Métiers ParisTech (ENSAM), a pour but l'étude de l'assemblage d'acier et d'aluminium (densité = 2 700 kg/m³) par soudo-brasage laser avec fil d'apport. L'application visée est l'assemblage d'un pavillon en aluminium sur une caisse en acier, permettant un gain de poids compris entre 5 et 7 kg selon le modèle du véhicule. Ce travail de thèse est mené au sein du technocentre Renault (TCR, site de Guyancourt) et des centres ENSAM de Châlons-en-Champagne et d'Aix-en-Provence.

L'ensemble des essais de soudo-brasage ont été réalisés en conditions industrielles avec les contraintes représentatives d'une production de 60 véhicules/heure. L'étude a été centrée sur la conformité des assemblages obtenus à hautes vitesses de soudo-brasage (comprises entre 4 et 6 m/min). Lors du process de soudo-brasage laser avec fil d'apport, la tôle d'aluminium et le fil d'apport, majoritairement composé d'aluminium, passent à l'état liquide pour former une liaison soudée tandis que le fil d'apport vient mouiller la tôle d'acier qui demeure à l'état solide créant une liaison brasée. L'énergie nécessaire pour fondre la matière est fournie par le laser. Dans ce cadre, la conformité des assemblages revêt deux aspects : la qualité perçue et la tenue mécanique.

La qualité perçue est évaluée par la présence de défauts externes et débouchants de soudo-brasage tels que les trous, porosités débouchantes ou encore par un fil mal fondu. Elle peut influencer le ressenti du client vis-à-vis de la conformité du produit et a, en conséquence, un impact direct sur la vente des véhicules.

La tenue mécanique, quant à elle, présente principalement quatre facettes :

- Les éventuels défauts de soudo-brasage, représentant de possibles amorces de ruptures.
- La bonne fusion entre le fil d'apport et la tôle d'aluminium.
- L'épaisseur du cordon de soudo-brasage qui doit être suffisante pour éviter une rupture localisée dans le cordon.
- La présence et la quantité de composés intermétalliques Fe_xAl_y de très hautes duretés se formant à l'interface acier/aluminium par réaction entre l'aluminium liquide et l'acier solide.

La problématique, à l'origine de ce travail de thèse, réside dans la compréhension et la maîtrise des phénomènes impactant la conformité des assemblages dans l'optique d'une application industrielle d'assemblage à haute vitesse d'un pavillon aluminium sur une caisse en acier. Une synthèse de l'ensemble des travaux menés est présentée au travers de ce document qui s'articule autour de quatre chapitres.

Le premier est un état de l'art des procédés d'assemblages acier/aluminium et des configurations process étudiées dans la bibliographie. Ce chapitre se concentre essentiellement sur les procédés thermiques et n'aborde pas les procédés d'assemblages mécaniques. Les éléments théoriques sur la formation des composés intermétalliques Fe_xAl_y et leur influence sur la tenue mécanique sont détaillés. Le second chapitre présente les moyens et techniques expérimentales appliquées au cours

de cette étude ainsi que les spécificités de la configuration pavillon/caisse. L'étude d'optimisation de la résistance des assemblages effectuée pour atteindre les objectifs de conformité des assemblages est exposée dans le chapitre trois. Le dernier chapitre se concentre sur l'analyse expérimentale et numérique de la croissance des composés intermétalliques Fe_xAl_y permettant d'aller vers une maîtrise globale de la conformité des assemblages induite par le procédé de soudo-brasage aluminium/acier à grande vitesse.

Une conclusion accompagnée de pistes d'études supplémentaires vient clore ce document.

Chapitre I - Etat de l'art des procédés d'assemblage acier/aluminium et présentation des configurations process associées

I.1.Introduction

A travers ce chapitre, un état de l'art de l'assemblage de l'acier et de l'aluminium est effectué. Tout d'abord, la complexité de réalisation de l'assemblage due à l'incompatibilité métallurgique des deux matériaux est présentée. Dans un second temps, les techniques d'assemblages étudiées dans la littérature ainsi que les performances mécaniques atteintes sont résumées. Celles-ci sont suivies d'une présentation des procédés physiques en jeu ainsi que des critères macroscopiques et microscopiques de la conformité. Finalement, les connaissances présentes sur l'étude du cycle thermique à l'interface acier/aluminium par mesures physiques et numériques sont présentées.

I.2.Incompatibilité métallurgique de l'acier et de l'aluminium

L'assemblage de l'acier et de l'aluminium par procédé thermique a été largement étudié par l'intermédiaire de nombreux process et technologies d'assemblage. Le soudage et le soudo-brasage laser, CMT ou MIG en sont quelques exemples. Toutes ces études se sont néanmoins confrontées à deux grandes difficultés qui sont les conséquences de l'incompatibilité métallurgique de l'acier et de l'aluminium. Les températures de fusion de ces matériaux sont très différentes, 1500°C pour l'acier et 650°C pour l'aluminium ainsi que la formation de composés intermétalliques fragiles à l'interface acier/aluminium. La forte différence de température de fusion rend les procédés classiques d'assemblage, impliquant une fusion des deux matériaux comme le soudage, complexes. Le procédé de soudo-brasage acier/aluminium permet de contourner cette difficulté en autorisant un assemblage des deux métaux sans passage à l'état liquide de l'acier. Il ne permet cependant pas de se dédouaner de la formation de composés intermétalliques à l'interface acier (solide) / aluminium (liquide). Ceux-ci pouvant notamment fortement dégrader les propriétés mécaniques de l'assemblage.

Lors du process d'assemblage, la mise au contact des deux métaux provoque la formation d'une fine couche de composés intermétalliques Fe_xAl_y par réaction entre les atomes de fer et d'aluminium. Cette couche croît pendant l'interaction générée par l'apport d'énergie issue de la source de chaleur et se fige lors de la phase de solidification. Les observations de la zone de réaction, post opération d'assemblage, mettent en perspective une morphologie des composés intermétalliques constitués d'une couche principale et d'aiguilles orientées vers le cordon. La couche de réaction pouvant présenter des fissures lorsque son épaisseur est élevée. La figure I.1 représente un cliché de la couche de composés intermétalliques.

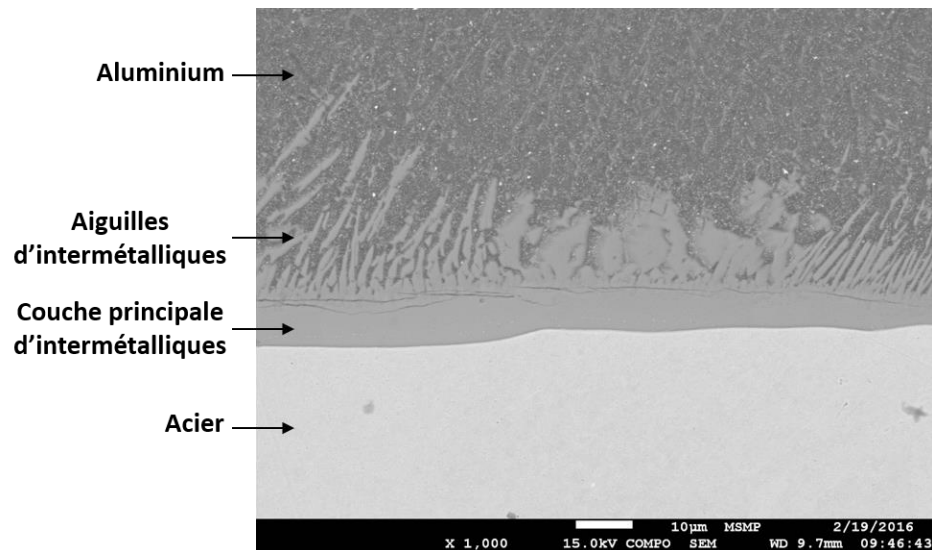


Figure I.1 – Cliché de la couche de composés intermétalliques d'un assemblage acier/aluminium soudo-brasé au laser obtenue par microscopie électronique à balayage (tension=15kV).

Selon le diagramme de phase Fe-Al, visible sur la figure I.2, les phases intermétalliques métastables suivantes peuvent se former lors de la mise en contact des deux éléments : FeAl, Fe₃Al, FeAl₂, Fe₂Al₅ et FeAl₃ [4-32].

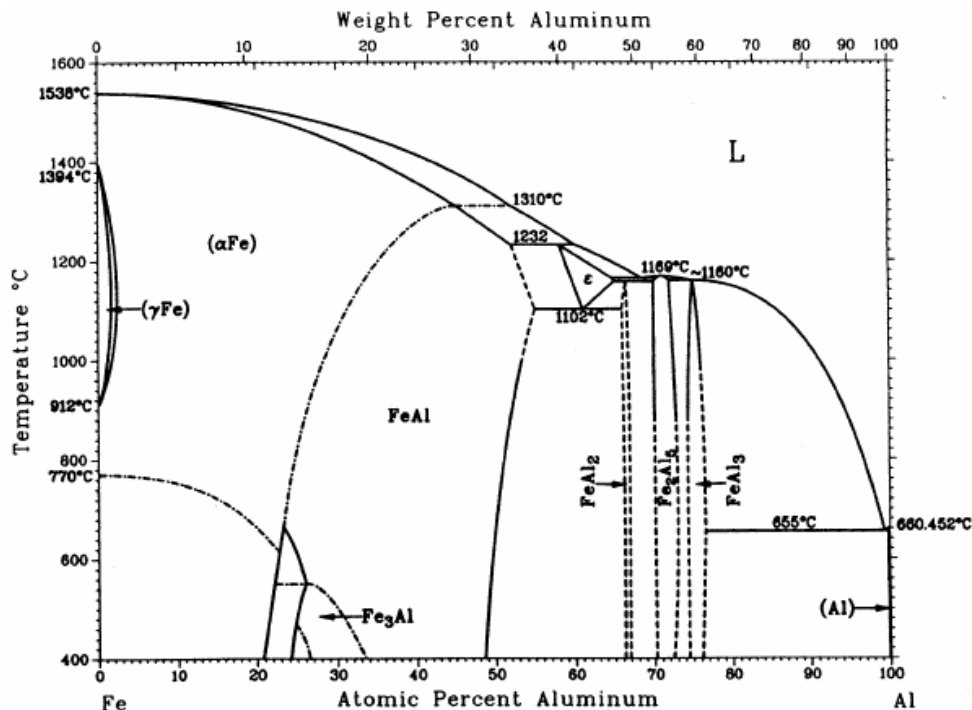


Figure I.2 - Diagramme de phase Fe-Al [14, 19 et 30].

Le principal inconvénient de ces différentes phases intermétalliques sont leurs hautes duretés, fortement supérieures à celles de l'acier (≈ 200 HV) et de l'aluminium (≈ 90 HV). Celles-ci sont listées avec les autres propriétés des composés intermétalliques dans le tableau I.1 :

Phases	Domaine de stabilité (Al at.%)	Structure cristallographique	Dureté Vickers (HV)
Fe en solution solide	0-45	Cubique centré	-
FeAl	23-55	Cubique centré	470-667
Fe ₃ Al	23-34	Cubique centré	330-368
FeAl ₂	66-66,9	Triclinique	1058-1070
Fe ₂ Al ₅	70-73	Orthorhombique	1000-1158
FeAl ₃	74.5-76.5	Monoclinique	772-1017
Al en solution solide	99,998-100	Cubique face centrée	-

Tableau I.2 – Propriétés des composés intermétalliques [33 et 34].

Ces très hautes duretés engendrent la dégradation mécanique par rupture fragile des assemblages lorsque les intermétalliques sont présents en trop grande quantité [14, 18 et 23]. Les fissures observées dans la couche de réaction sont notamment une manifestation de ce phénomène d'apparition et de propagation des ruptures. La littérature fixe la limite de 10 μm comme épaisseur de couche principale maximale à ne pas dépasser afin d'éviter ces ruptures fragiles dues aux intermétalliques [7, 9, 13, 19-20 et 31].

Cependant, bien que le diagramme de phase révèle l'existence de plusieurs composés Fe-Al, il a été observé que la couche principale et les aiguilles sont en réalité quasi-monophasées respectivement de Fe₂Al₅ et de FeAl₃ [4, 11, 14-15, 17-18, 21-23, 26 et 32]. Ces deux phases étant les plus dures de la famille des composés Fe_xAl_y leur impact sur les assemblages est primordial. La cause de cette composition provient des premier et second principes de la thermodynamique. Selon ces deux principes, lors d'une transformation l'énergie est conservée et l'entropie S augmente. Cette entropie est inversement proportionnelle à l'enthalpie libre ΔG° de la réaction. Il en découle qu'une réaction évolue dans le sens diminuant l'enthalpie libre de la réaction. L'enthalpie libre de chacun des composés intermétalliques met en avant les inégalités suivantes [15 et 21] :

$$\Delta G^\circ (\text{Fe}_2\text{Al}_5) < \Delta G^\circ (\text{FeAl}_3) < \Delta G^\circ (\text{FeAl}_2) < \Delta G^\circ (\text{FeAl}) < \Delta G^\circ (\text{Fe}_3\text{Al})$$

(Equation I.1)

Ainsi, la formation préférentielle des composés Fe₂Al₅ et FeAl₃ est due à leurs faibles enthalpies libres qui tendent à la création du maximum d'entropie respectant ainsi le second principe de la thermodynamique [15 et 21].

L'apparition et la croissance de la couche de réaction sont basées sur un mécanisme de diffusion interatomique [14, 18 et 35]. Les atomes de fer quittant la structure de l'acier migrent et réagissent avec les atomes d'aluminium dans la recherche d'un équilibre chimique. La figure I.3 présente le processus en quatre étapes établi par Jia et al. en 2015 [35].

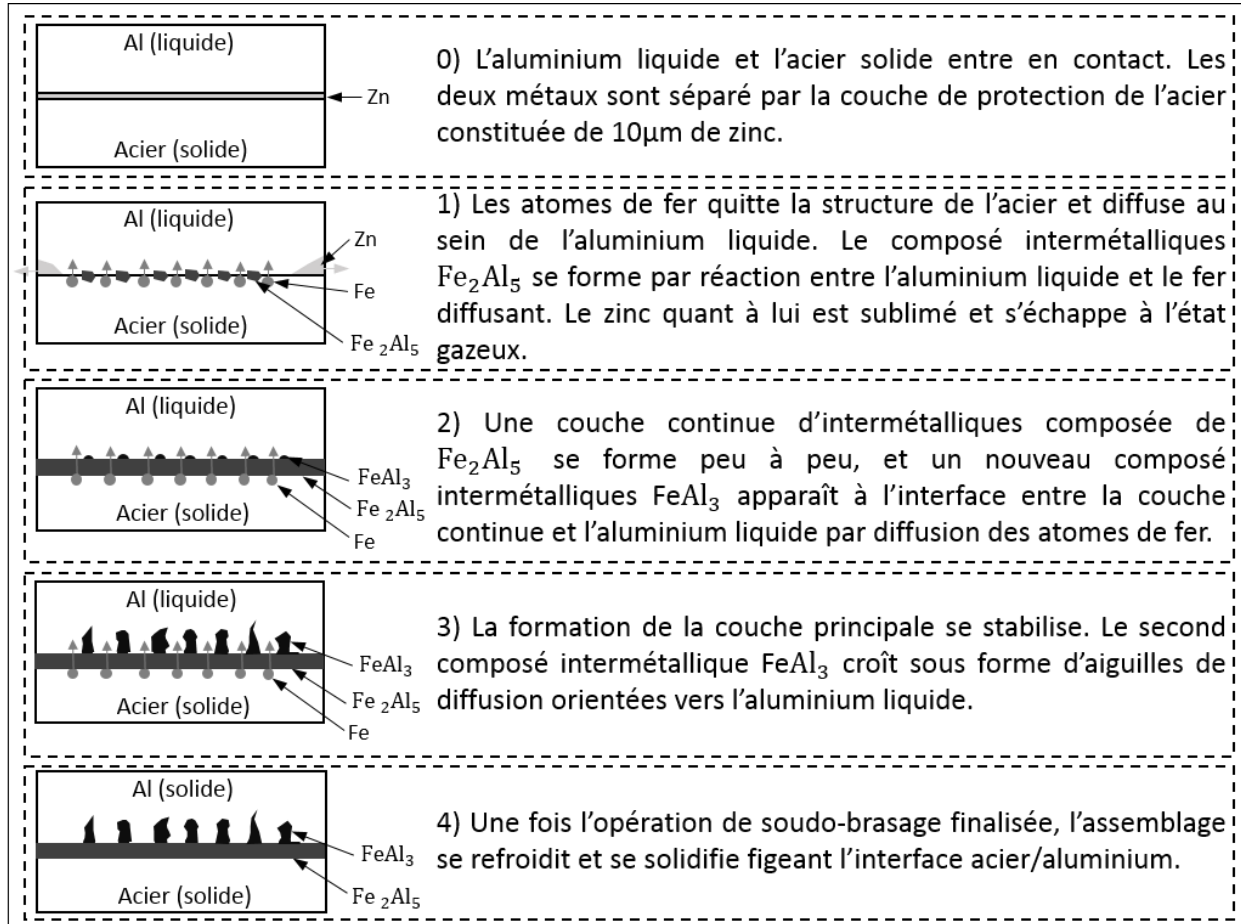


Figure I.3 – Processus de formation des composés intermétalliques en quatre étapes, présenté par Jia et al. [35].

Les aiguilles du composé $FeAl_3$ ne présentent pas d'orientation globale mais plutôt des orientations spécifiques changeant d'une aiguille à une autre. Cette variété de la morphologie a été attribuée par plusieurs auteurs à la texturation cristalline des grains du composé Fe_2Al_5 [22 et 36]. En effet, la diffusion des atomes d'aluminium au travers de la phase Fe_2Al_5 a, selon ces auteurs, majoritairement lieu le long de l'axe c de maille orthorhombique remplissant de proche en proche ses lacunes. L'orientation des aiguilles serait donc dirigée par l'orientation de l'axe c des cristaux du composé Fe_2Al_5 et donc par la texturation cristalline des grains de la couche principale [22 et 36].

Deux grandeurs ressortent comme pilotant principalement le mécanisme de diffusion : la température et le temps d'interaction à haute température à l'interface acier/aluminium [5, 10, 14,

16, 18, 20-23 et 25-26]. La figure I.4, issue des travaux de Bouche et al. [37], représente l'évolution de l'épaisseur d'intermétalliques pour trois températures et deux temps d'interaction.

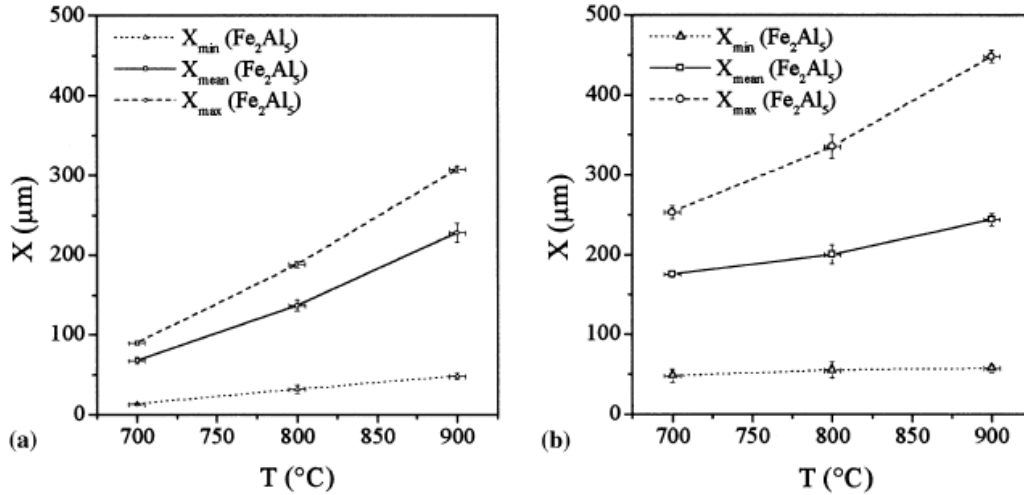


Figure I.4 – Epaisseur de la couche d'intermétalliques pour trois températures 700, 800 et 900 °C ainsi que deux temps d'interactions t=30s (a) et t=15min (b) [37].

Cette figure met en perspective la dépendance du mécanisme de diffusion à ces deux grandeurs, démontrant une augmentation de l'épaisseur d'intermétalliques lorsque la température et le temps d'interaction augmentent [14, 23 et 37]. Le mécanisme de diffusion et de croissance des phases intermétalliques est en conséquence intrinsèquement lié au cycle thermique à l'interface acier/aluminium.

En partant sur ce constat, la loi de croissance suivante fut présentée par Bouche et al. [37], Yeremenko et al. [38] et Miyashita et al. [39]:

$$X = \sqrt{2 \cdot k_T \cdot t} \quad (\text{Equation I.2})$$

Avec:

- X = épaisseur de la couche d'intermétalliques (m)
- k_T = Constante cinétique de la croissance à la température T ($m^2 \cdot s^{-1}$).
- t = temps d'interaction à la température T (s)

La constante cinétique étant dérivée d'une loi du type Arrhenius [23] :

$$k_T = k_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad (\text{Equation I.3})$$

Avec:

- k_0 = facteur de fréquence (sans unité), pris constant = $2 \cdot 10^{-4}$ [23]
- Q = énergie d'activation apparente ($J \cdot mol^{-1}$), prise constante = $122 \text{ KJ} \cdot mol^{-1}$ [23]
- R = constante des gaz parfaits = $8,314 \text{ J} \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$
- T = température (K)

I.3. Etat de l'art des techniques d'assemblages acier/aluminium

I.3.1. Soudo-brasage

Le brasage est défini comme l'assemblage de deux matériaux par l'intermédiaire d'un métal d'apport. Celui-ci en passant à l'état liquide vient mouiller par capillarité les deux métaux de base, restés à l'état solide, créant ainsi une liaison brasée. Un exemple de brasage acier/acier avec fil d'apport (CuSi) réalisé au sein de Renault est donné figure I.5, les tôles forment un angle de 90°.

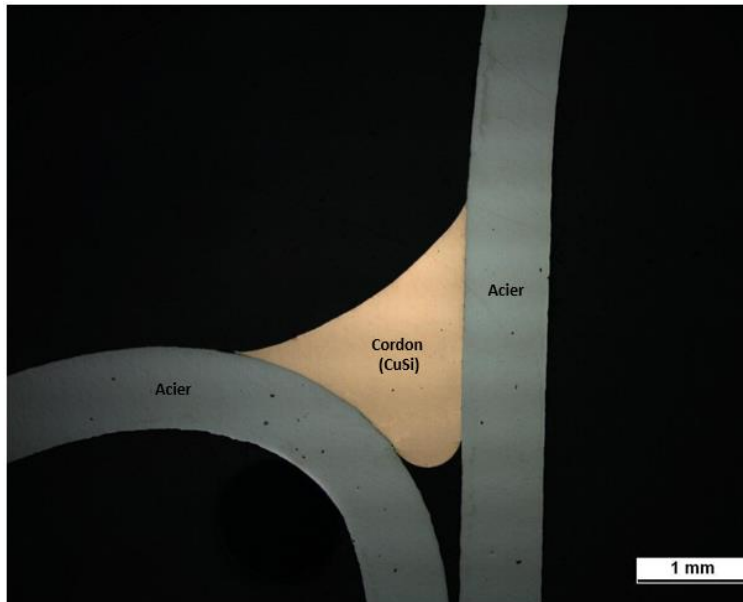


Figure I.5 – Brasage acier/acier avec fil d'apport (CuSi).

Dans le cas du soudo-brasage acier/aluminium un métal d'apport ainsi que la tôle d'aluminium sont fondus par une source de chaleur. La tôle d'aluminium et le métal d'apport passent à l'état liquide créant ainsi une liaison soudée tandis que ce dernier vient mouiller par capillarité la tôle d'acier pour former une liaison brasée, l'ensemble formant un cordon de soudo-brasage. La figure I.6 représente une coupe macrographique d'un assemblage acier/aluminium soudo-brasé avec la même disposition des tôles (angle 90°). La couche de composés intermétalliques est située à l'interface cordon/acier.

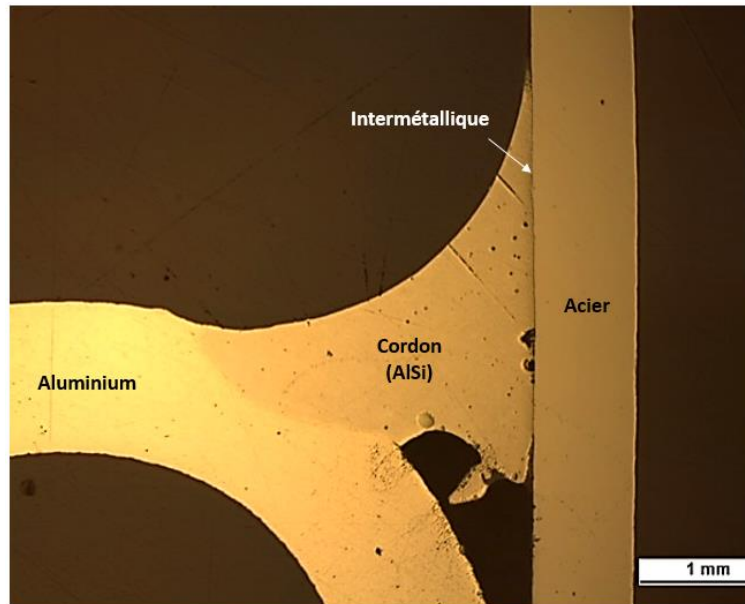


Figure I.6 – Soudo-brasage acier/aluminium avec métal d’apport (AlSi). Le cordon est soudé à la tôle d’aluminium et brasé à la tôle d’acier.

I.3.1.1. Soudo-brasage laser avec métal d’apport

Le soudo-brasage laser acier/aluminium avec fil d’apport a été largement étudié dans différentes configurations et plus particulièrement à clins, en bord-à-bord et en angle [8, 14, 18, 23-24 et 28]. La figure I.7 regroupe les représentations schématisques de ces configurations.

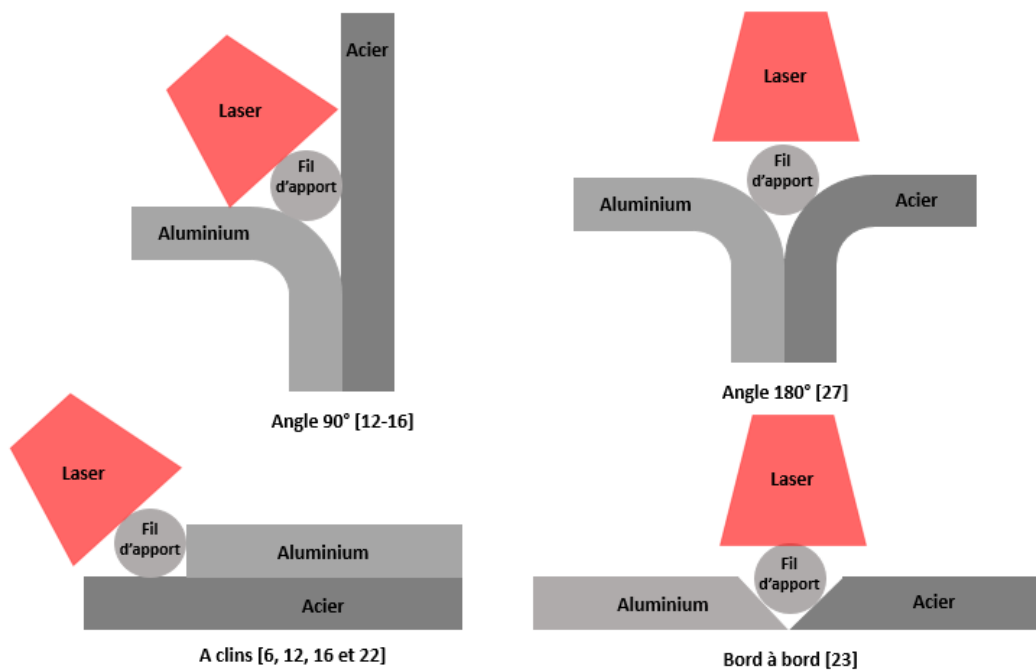


Figure I.7 – Configurations étudiées dans la littérature [8, 14, 18, 23-24 et 28].

Ces études ont été effectuées avec plusieurs nuances de fils d'apport dont notamment ZnAl_{15} [8], ZnAl_{30} [14 et 18], AlSi_{12} [14, 18, 23 et 26], AlSi_5 [24] et AlSi_3Mn_1 [28].

L'utilisation de fil d'apport avec une forte proportion de silicium a démontré son intérêt, en comparaison au fil 100% aluminium, par une réduction des épaisseurs d'intermétalliques [14]. Plusieurs études font l'hypothèse d'un remplissage des lacunes le long de l'axe c de la maille orthorhombique du composé Fe_2Al_5 par les atomes de silicium prenant la place des atomes d'aluminium et bloquant ainsi leur diffusion [39]. En finalité, l'épaisseur d'intermétalliques s'en retrouve réduite [39].

Les essais produits durant les études présentées dans les paragraphes précédents ont mis en avant la nécessité d'optimiser le rapport entre l'apport de matière et l'énergie fournie aux matériaux. Ces deux grandeurs ont été définies pour le soudo-brasage laser par Koltsov et al. [11] par les formules suivantes :

$$E = \frac{60 \times P}{100 \times \text{VSB}} \quad (\text{Equation I.2})$$

$$A = \frac{\text{VF}}{\text{VSB}} \quad (\text{Equation I.3})$$

Avec E l'énergie en J/cm, A l'apport de matière (sans unité), P la puissance en W, VSB la vitesse de soudo-brasage en m/min et VF la vitesse fil en m/min.

La géométrie de la couche de composés intermétalliques obtenue lors du soudo-brasage laser avec fil d'apport a aussi été analysée. En effet, Mathieu [14] ainsi que Vrenken et al. [28], pour la configuration en angle 90° , et Qin et al. [21], pour la configuration à clins, ont montré que la couche de composés intermétalliques pouvait être délimitée en trois zones A, B et C. La figure I.8 représente cette délimitation pour les deux configurations étudiées.

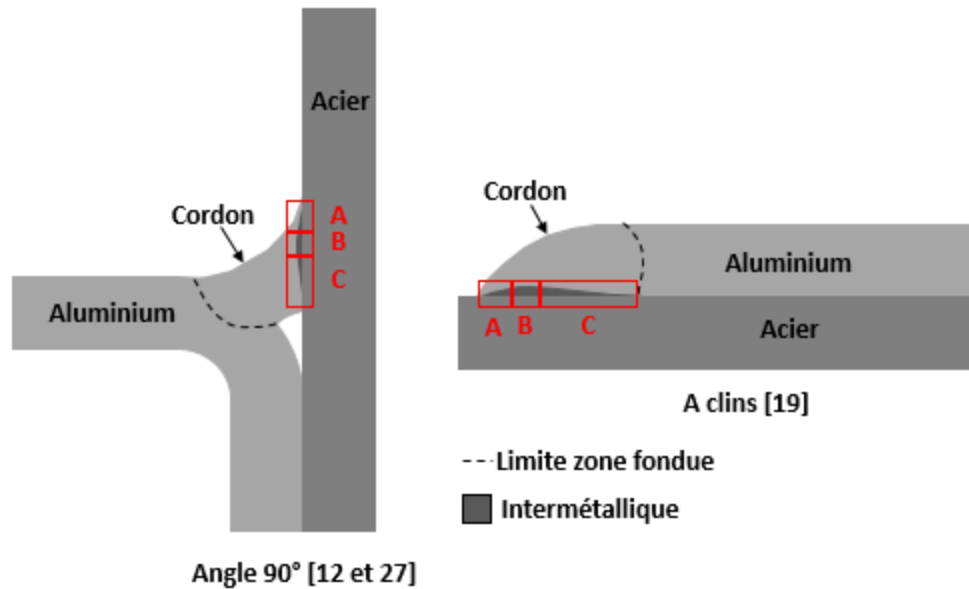


Figure I.8 – Evolution de la géométrie de la couche de composés intermétalliques le long de l'interface acier/aluminium pour deux configurations d'étude [14 et 28].

Dans la zone A, la couche de composés intermétalliques s'initie et croît jusqu'à atteindre son maximum en zone B. Ce maximum est suivi par une décroissance de l'épaisseur de la couche d'intermétalliques en zone C. Mathieu [14] a confirmé le lien étroit entre le cycle thermique et la dynamique de croissance de la couche de composés intermétalliques en démontrant que l'évolution du champ de température suivait le même profil que l'évolution de l'épaisseur d'intermétalliques (croissance en A, maximum en B et décroissance en C).

De manière générale, les tenues mécaniques obtenues dans la bibliographie sont de l'ordre de 200 MPa pour des vitesses de soudo-brasage comprises entre 0,5 et 3,2 m/min.

Le soudo-brasage laser avec apport de matière sous forme de poudre a également été étudié en 2015 par Jia et al. [35]. Cette étude, réalisée à clins pour une vitesse de 1 m/min, s'intéresse particulièrement à la croissance des composés intermétalliques et à l'intérêt du remplacement d'un fil d'apport par une poudre d'apport. Les auteurs démontrent la possibilité de diminuer la puissance nécessaire de plusieurs centaines de Watt pour fondre la poudre comparée à la puissance nécessaire pour fondre un fil d'apport.

Le tableau I.2 résume l'ensemble des conditions expérimentales et des résultats issus de la bibliographie pour le soudo-brasage laser.

Auteurs	Année	Configuration	Métal d'apport	Puissance (kW)	Vitesses métal d'apport	Vitesses d'assemblages étudiées (m/min)	Epaisseurs d'intermétalliques (µm)	Tenues mécaniques maximales (MPa)
A. Mathieu	2005	En angle 90°	AlSi ₁₂ (fil)	3	2-3 m/min	2-3,2	<20	195
A. Mathieu	2005	A clins	ZnAl ₃₀ (fil)	3	2-3,2 m/min	2-3,2	≈10	230
R. Pena	2005	En angle 90°	ZnAl ₃₀ (fil)	3	1-3 m/min	1-3	(non précisée)	220
R. Pena	2005	En angle 90°	AlSi ₁₂ (fil)	3	1-3 m/min	1-3	(non précisée)	200
G. Sierra	2006	A clins	AlSi ₁₂ (fil)	2-2,5	0,8-1,6 m/min	1	≈2	195
J. Vrenken, C. Goos, T. Van der Veldt, W. Braunschweig	2009	En angle 180°	AlSi ₁₂ et AlSi ₃ Mn ₁ (fils)	4,5	4-14 m/min	3	≈3	200
C. Dharmendra, K. P. Rao, J. Wilden, S. Reich	2011	A clins	ZnAl ₁₅ (fil)	1-2	4-5,6 m/min	0,5-0,8	3-23	220
J. Sun, J. Huang, Q. Yan, Z. Li	2015	Bord à bord	AlSi ₅ (fil)	5	9,5-10 m/min	1	(non précisée)	175
L. Jia, J. Shichun, S. Yan, N. Cong, C. Junke, H. Genzhe	2015	A clins	100% Al (poudre)	2,4-2,8	4,53 g/min	1	(non précisée)	(non précisée)

Tableau I.2 – Tableau récapitulatif des études issues de la bibliographie [8, 14, 18, 23-24 et 28].

I.3.1.2. Soudo-brasage hybride laser et laser pulsé

L'utilisation de deux faisceaux laser, l'un continu et l'autre pulsé, a récemment été étudiée par Frank [9]. Dans ce process, les deux faisceaux sont superposés avec le même angle d'incidence grâce au système optique. Trois nuances de fils d'apport sont étudiées : AlSi₁₂, AlSi₅ et ZnAl₂. L'ensemble de l'étude est effectuée avec une vitesse de soudo-brasage de 0,7 m/min et une vitesse fil comprise entre 1 et 2,4 m/min dans les configurations à clins et en angle (180°), comme présenté sur la figure I.9.

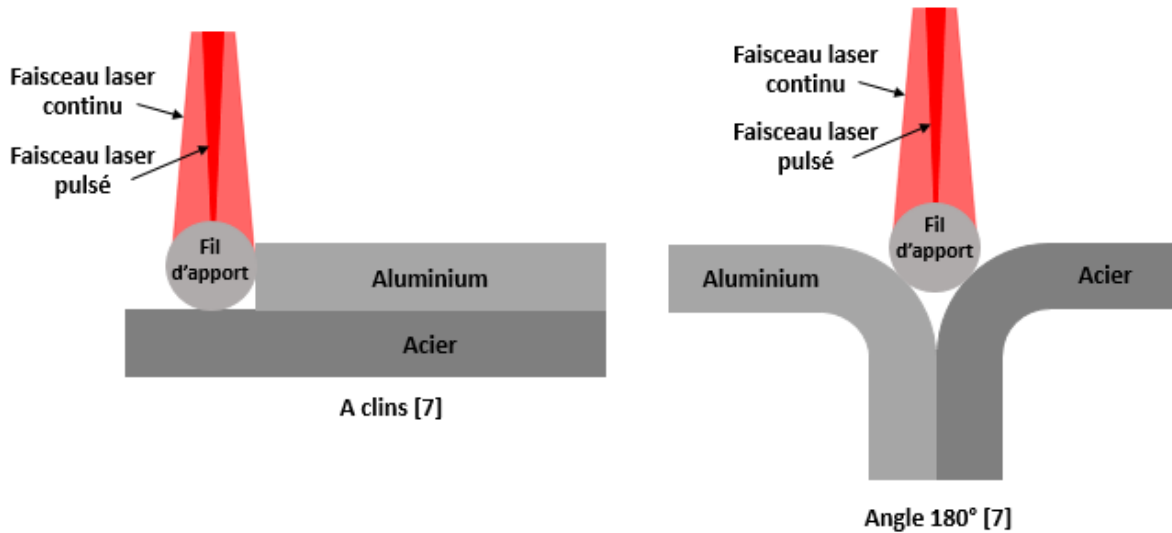


Figure I.9 – Configurations étudiées par Frank [9] avec le process de soudo-brasage hybride laser et laser pulse.

Frank a réussi à atteindre des tenues mécaniques élevées de 195,6 MPa avec l' AlSi_{12} , de 202,9 MPa avec l' AlSi_5 et de 232,1 MPa avec le ZnAl_2 , tout en conservant une épaisseur d'intermétalliques inférieure à 5 μm . En complément, Frank a réussi à augmenter la vitesse d'assemblage à 3,6 m/min. De manière similaire au soudo-brasage laser, les conditions expérimentales utilisées, notamment la faible vitesse de soudo-brasage, limitent le potentiel d'utilisation industrielle de ce process.

I.3.1.3. Soudo-brasage Cold Metal Transfer (CMT)

I.3.1.3.1. CMT

La technologie Cold Metal Transfer (CMT) est basée sur la répétition d'un cycle combinant mouvement alternatif du fil d'apport et allumage d'un arc électrique sur un temps très court pour amorcer la fusion du fil. Ce process est reconnu pour son faible apport de chaleur permettant notamment une très forte réduction des projections [7, 13 et 31]. Les différentes étapes du cycle sont décrites sur la figure I.10.

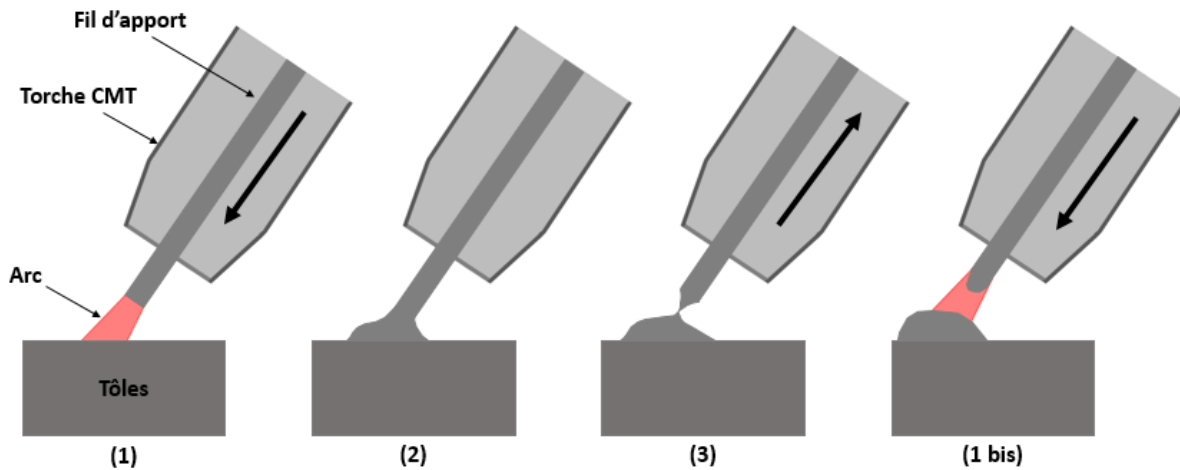


Figure I.10 – Cycle du process CMT : (1) descente du fil et allumage de l’arc électrique pour amorcer la fusion du fil d’apport, (2) extinction de l’arc, arrêt du fil et dépôt du métal fondu (3) remontée du fil pour le détacher du métal fondu et (1 bis) démarrage d’un nouveau cycle [7, 13 et 31].

Cette technologie a été étudiée ces dernières années pour l’assemblage de l’acier et de l’aluminium. L’avantage principal réside dans le faible apport de chaleur qui permet de limiter la formation des composés intermétalliques. Cao et al. [7] ont obtenus des épaisseurs d’intermétalliques inférieures au micron avec une énergie limitée de 500 J/cm, un fil d’apport AlSi₅ et une vitesse de soudo-brasage de 0,5 m/min. De même, Yang et al. [41] ainsi que Zhang et al. [31] ont réussi à produire des épaisseurs d’intermétalliques inférieures à 5 µm, les tenues mécaniques associées demeurent cependant inférieures à 83 MPa dans le cas de Zhang et al. [31]. Dans ces trois études les tôles sont disposées à clins.

I.3.1.3.2. CMT par point

Cao et al. [6] ont aussi étudié le potentiel du CMT dans le cadre du soudo-brasage acier/aluminium par point. Le fonctionnement, similaire à l’usage classique du CMT, est construit sur un cycle de trois étapes. Les caractéristiques du cycle dépendent de la configuration étudiée. Dans leur étude, Cao et al. [6] ont étudié une configuration où les tôles sont superposées avec dans un cas l’aluminium au-dessus de l’acier et dans l’autre l’inverse. Dans les deux cas la tôle supérieure est percée d’un trou de diamètre 7 mm. Lorsque l’acier est utilisé comme tôle supérieure le cycle dure 0,8 s durant lequel une vitesse fil de 7,5 m/min est appliquée. Dans le second cas, l’opération est effectuée en 1,2 s avec une vitesse fil de 8 m/min. La figure I.11 représente les étapes du cycle dans le cas où la tôle supérieure est en acier (a) et où elle est en aluminium (b) [6].

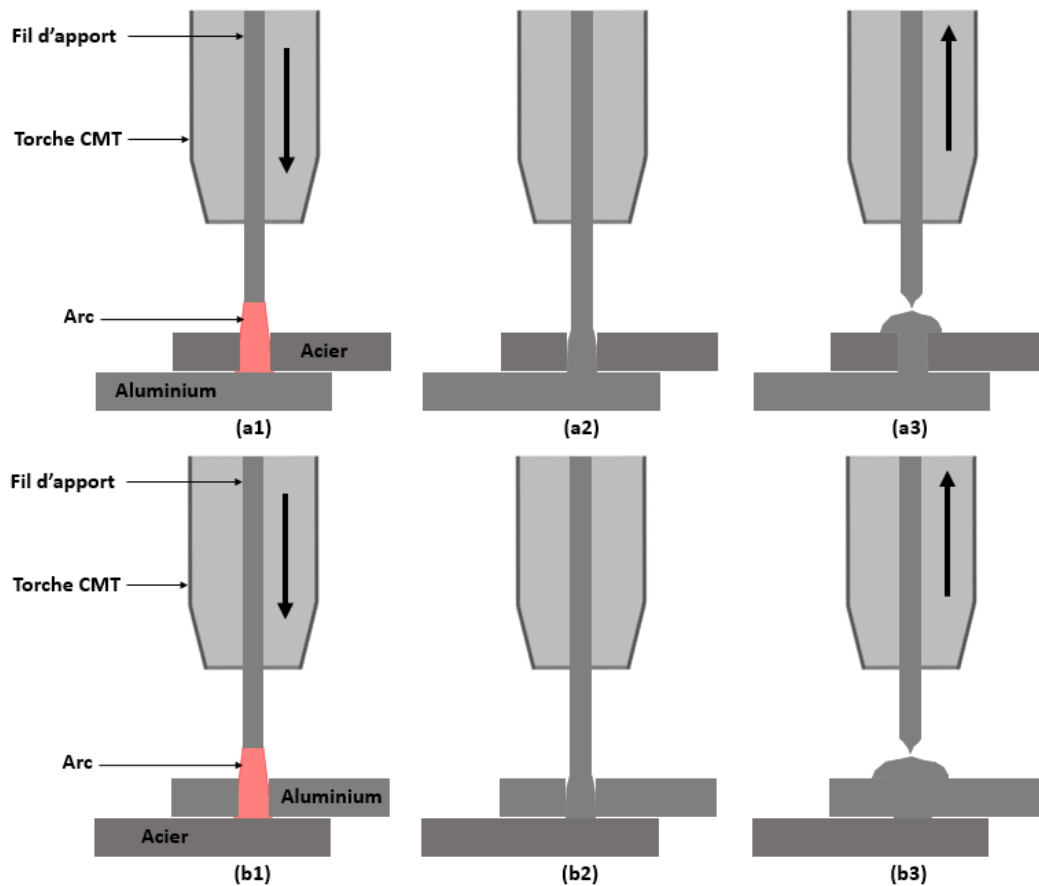


Figure I.11 – Les deux cycles du soudo-brasage acier/aluminium CMT par point. Comme pour le fonctionnement classique du CMT, chaque cycle possède trois étapes majeures : (1) descente du fil et allumage de l’arc électrique pour amorcer la fusion du fil d’apport, (2) extinction de l’arc, arrêt du fil et dépôt du métal fondu et (3) remontée du fil pour le détacher du métal fondu [6].

Les mesures par microscopie optique, effectuées dans cette étude, font état d’une couche d’intermétalliques comprise entre 5 et 8 μm . Les tenues mécaniques atteintes pour un point sont de l’ordre de 50 MPa.

I.3.1.4. Soudo-brasage laser en régime Key-Hole avec fil d’apport

Le soudage laser en régime Key-Hole a pour principe l’utilisation de forte puissance laser entrainant la formation d’un trou étroit et profond rempli de vapeur appelé capillaire de vapeur ou Key-Hole à cause de sa forme rappelant un trou de serrure. Le capillaire, entouré de métal en fusion, se déplace et forme, par refroidissement de la matière, un cordon de soudo-brasage. Ce process a été étudié dans le cas de l’assemblage acier/aluminium avec fil d’apport AlSi_5 par Zhang et al. [32] en configuration bord à bord. Une représentation schématique du process est donnée sur la figure I.12.

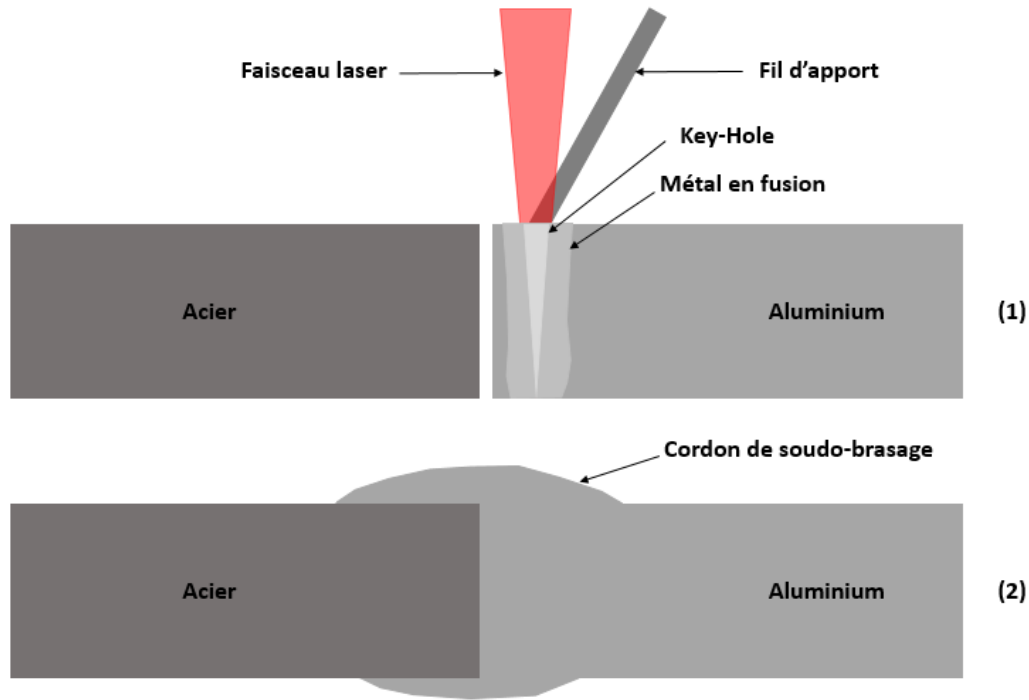


Figure I.12 – soudo-brasage laser en régime Key-Hole avec fil d'apport $AlSi_5$ [32].

La couche d'intermétalliques obtenue par Zhang et al. [32] est comprise entre 1,5 et 13 μm avec une tenue mécanique de 162 MPa. Une puissance de l'ordre de 2500 W avec une vitesse fil de 2,22 m/min et une vitesse de soudo-brasage de 1 m/min ont été utilisées pour produire les assemblages.

I.3.1.5. Soudo-brasage MIG

Dans le cas du procédé MIG pour « Metal Inert Gas », la source de chaleur permettant de fondre le fil d'apport et d'assembler les tôles est un arc électrique. Celui-ci est créé par la mise au contact du fil d'apport et des métaux de base. Pour le soudo-brasage acier/aluminium, l'arc fournit l'énergie permettant le passage à l'état liquide du fil d'apport et de la tôle d'aluminium. Comme pour le soudo-brasage laser, le métal d'apport est soudé avec la tôle d'aluminium et brasé avec la tôle d'acier. L'ensemble de l'opération est réalisé sous la protection d'un gaz inerte (par opposition avec le procédé MAG pour « Metal Activ Gas » où la protection gazeuse est active). Su et al. [25-26] ont utilisé le procédé MIG avec trois nuances de fils ($AlSi_5$, $AlSi_{12}$ et $AlMg_{4,5}$). Ces deux études, réalisées en configuration à clins à des vitesses de 0,5 m/min, ont démontré la possibilité d'obtenir des épaisseurs d'intermétalliques inférieures à 7 μm avec le procédé MIG. Cependant, les tenues mécaniques comprises entre 112 et 206 MPa dépendent fortement de la nuance de fil utilisée. Les meilleurs résultats sont obtenus avec l' $AlSi_{12}$. Les auteurs avancent que le pourcentage de silicium pourrait être à l'origine de ces différences. L'ajout de silicium aurait pour conséquence de freiner la diffusion des atomes de fer, responsables de la formation et de la croissance de la couche de composés intermétalliques [25-26]. L'obtention de ces résultats a notamment été facilitée par l'application d'un flux (produit chimique) avant l'opération de soudo-brasage sur les tôles qui a pour mission de faire disparaître les couches d'oxydes.

I.3.1.6. Soudo-brasage hybride laser + MIG

L'utilisation combinée des technologies laser et MIG a récemment été étudiée par Qin et al. [20-21]. Le spot laser, en amont de la torche MIG, a pour mission de préchauffer les tôles d'acier et d'aluminium, le cordon étant alors créé par la combinaison de l'arc électrique et du fil d'apport (AlSi₅). La figure I.13 représente le process utilisé en configurations à clins.

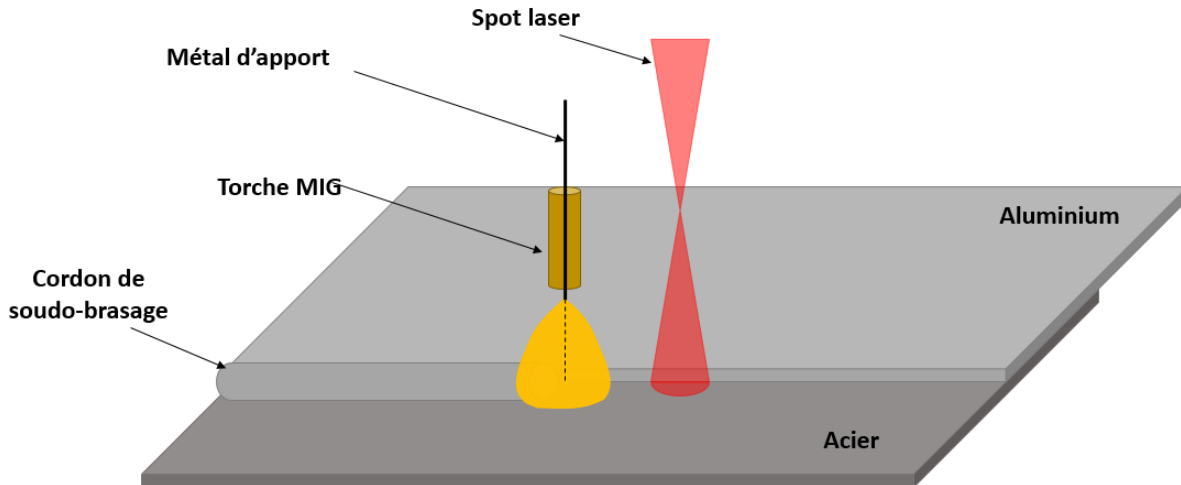


Figure I.13 – Soudo-brasage hybride laser et MIG acier/aluminium à clins [20-21].

La vitesse de soudo-brasage utilisée par Qin et al. [20-21] reste limitée à 1 m/min. Cependant, des performances mécaniques élevées avec une tenue mécanique maximale de 247,3 MPa et une couche d'intermétalliques comprise entre 2 et 4 μm ont pu être obtenues. La couche d'oxyde d'aluminium est enlevée avant opération de soudo-brasage par l'utilisation de flux.

I.3.2. Soudage par résistance

Le procédé de soudage par résistance est à l'heure actuelle très largement utilisé dans l'industrie automobile. En effet, ce procédé présente plusieurs avantages par rapport à d'autres procédés d'assemblages comme les procédés mécaniques (rivetage, clinchage, etc...). Parmi ceux-ci figurent notamment : la très faible durée de l'opération de soudure de l'ordre de la seconde, l'absence de métal d'apport, la dimension et la flexibilité des outils permettant l'assemblage de pièces à géométries très variables, le coût limité du process en énergie et sa simplicité. Lors du soudage par résistance, les pièces d'acier à assembler sont pressées mécaniquement l'une contre l'autre par des électrodes en cuivre créant ainsi une résistance électrique. La circulation d'un courant électrique entre les deux électrodes provoque le passage à l'état liquide des tôles au niveau de leur interface de contact engendrant ainsi la création d'un point de soudure. Cette technique a été envisagée pour assembler l'acier et l'aluminium par Qiu et al. [42] bien que la résistivité de l'aluminium soit bien plus faible que celle de l'acier. Dans cette étude, la tôle d'aluminium est pressée entre la tôle d'acier et une plaque, également en acier, permettant une montée en température des tôles suffisantes pour créer le point de soudure. Le processus est représenté sur la figure I.14.

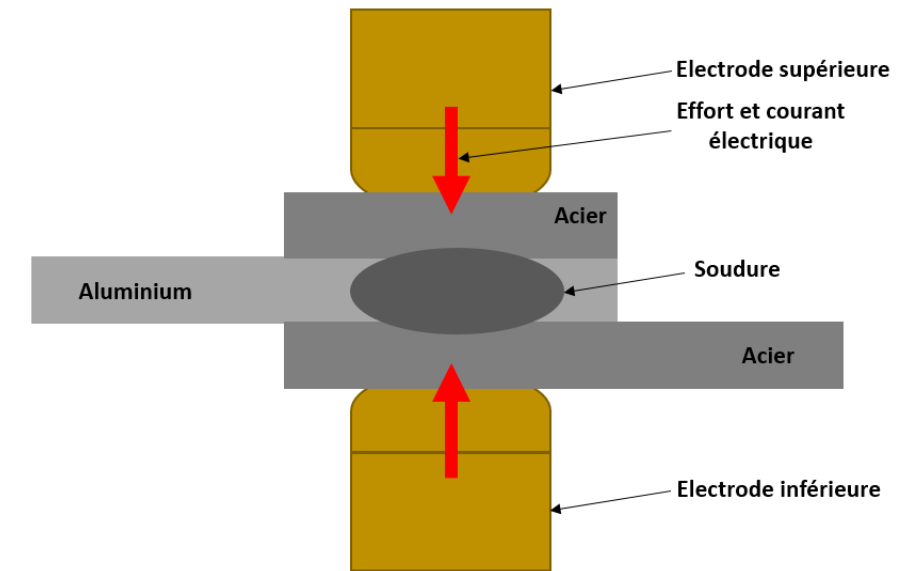


Figure I.14 – Principe du soudage par résistance acier/aluminium avec ajout d’une plaque d’acier [42].

Comme pour les précédents procédés une couche de composés intermétalliques apparaît aux interfaces acier/aluminium. Selon Qiu et al. [42] le composé FeAl_3 se forme en plus d’une couche principale majoritairement composée de Fe_2Al_5 , l’épaisseur totale des couches de réactions est comprise entre 2 et 7 μm . Les tenues mécaniques associées pour un point de soudage sont en revanche très faibles ($\approx 7 \text{ MPa}$), du fait d’une faible largeur et d’une pénétration limitée du point de soudure dans l’acier [42].

Une technique dérivée du soudage par résistance a été étudiée et présentée par Meschut et al. [43] pour assembler l’acier et l’aluminium. Il s’agit du « Resistance Element Welding » (REW). Ce process fait appel à l’utilisation d’un rivet en acier pénétrant de part en part la tôle d’aluminium, percée avant l’opération d’assemblage, pour être en contact avec la tôle d’acier. Il devient alors possible d’assembler par soudage par résistance le rivet et la tôle d’acier. Le process est décrit par la figure I.15 [43].

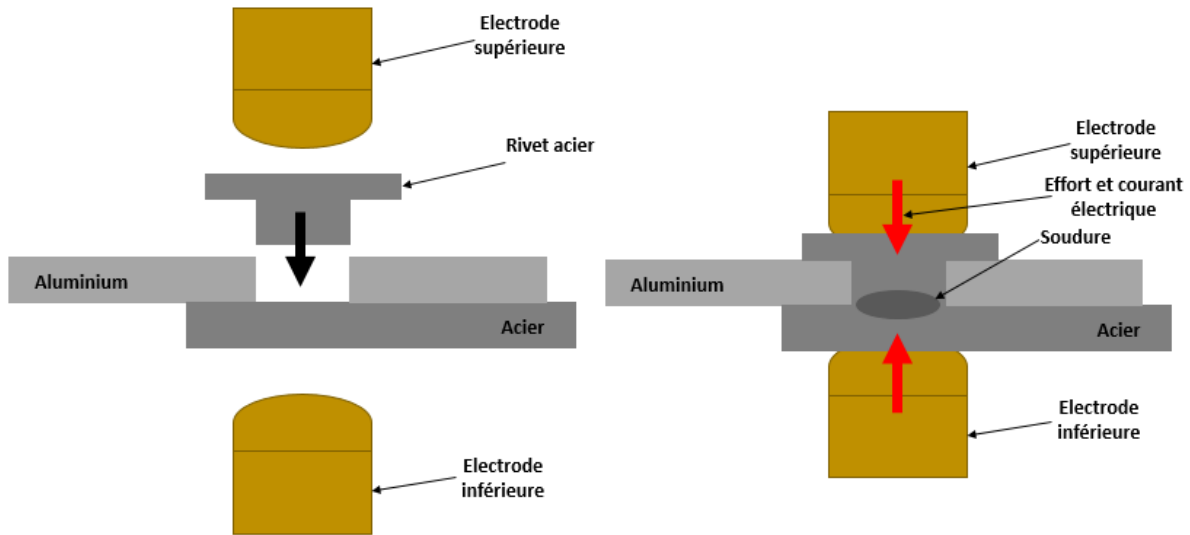


Figure I.15 – Resistance Element Welding, process basé sur deux étapes majeures, placement du rivet et soudage par résistance [14].

Les propriétés mécaniques des assemblages obtenus par REW peuvent être améliorées par l'ajout de colle de structure entre les tôles d'aluminium et d'acier, créant ainsi un assemblage hybride collé/soudé [43].

I.3.3. Soudage par friction-malaxage

Lors du procédé de soudage par friction-malaxage (ou Friction Stir Welding – FSW) un pion vient chauffer et ramollir les deux métaux à assembler en tournant sur son axe de révolution. Il pénètre alors les deux matériaux et crée par malaxage de la matière ainsi que par son avance un cordon de soudure. Des essais d'assemblages d'acier et d'aluminium par FSW ont été menés lors de plusieurs études [27, 44 et 45]. Coelho et al. [44] ont notamment obtenu des soudures avec des tenues mécaniques en traction-cisaillement de l'ordre de 250 MPa à une vitesse de soudage de 0,48 m/min en configuration bord-à-bord. La figure I.16 représente l'opération d'assemblage par FSW.

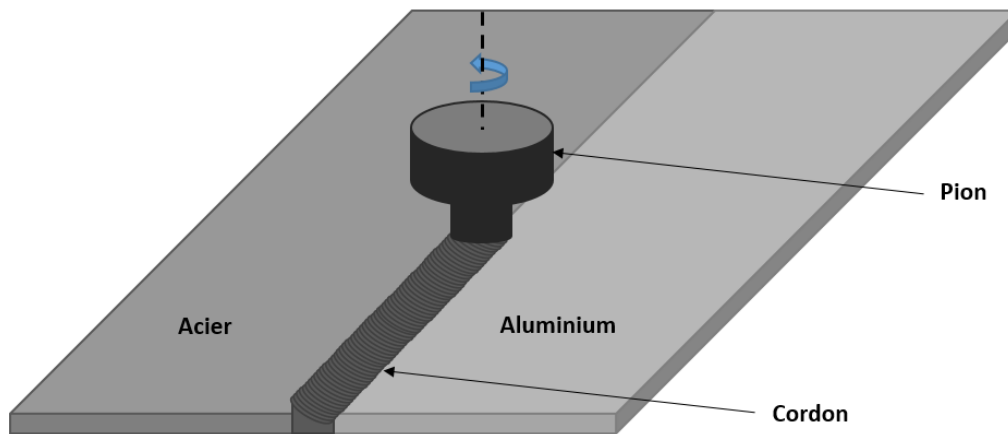


Figure I.16 – Soudage par friction-malaxage, le cordon est créé par la rotation et l’avance du pion dans la matière [44].

I.4.Synthèse des configurations process et solution technique retenue

Globalement, ces études ont démontré la faisabilité d’assemblages hétérogènes acier/aluminium avec de bonnes propriétés mécaniques. Cependant, elles présentent de fortes limites pour une utilisation industrielle :

- Les conditions optimales de soudo-brasage sont obtenues pour de faibles vitesses de soudo-brasage comprises entre 1 et 3 m/min. Une application industrielle de soudo-brasage caisse acier/pavillon aluminium nécessite une vitesse minimale de 4 m/min pour respecter un rythme de production de 60 véhicules/heures. Dans une optique d’augmentation de la production, il est notamment nécessaire de pouvoir atteindre des vitesses d’assemblage de l’ordre de 5 à 6 m/min.
- Les installations utilisées sont trop éloignées d’une installation laser industrielle, notamment en termes de robotisation et d’automatisation du process. En conséquence, il ne peut être envisagé de soudo-braser des pièces de grande longueur avec un galbe similaire au pavillon d’un véhicule.
- Les meilleures performances mécaniques sont obtenues grâce au nettoyage de l’aluminium par flux avant l’opération de soudo-brasage. Ce flux, qui a pour mission de décaper la couche d’oxyde d’aluminium, ajoute une étape de préparation. Cette étape n’est pas envisageable dans un cadre de production industrielle à cause du temps de cycle très limité et de la géométrie des pièces.

- Les études se sont, pour la plupart, intéressées à l'obtention de la meilleure performance mécanique sans s'intéresser à la reproductibilité de ces tenues sur l'échelle d'une production de série. Il est donc nécessaire de mener une étude de variabilité des propriétés mécaniques des assemblages sur un échantillon représentatif d'une production.
- Le lien entre l'épaisseur d'intermétalliques et les propriétés mécaniques des assemblages bien qu'établi par de nombreuses études [7, 9, 13, 19-20 et 31] n'a pas été quantifié sur un nombre d'échantillons représentatifs d'une production. De fait, la répétabilité des épaisseurs d'intermétalliques produite n'a pas été étudiée.
- Les configurations étudiées, souvent limitées aux clins, sont éloignées des applications industrielles. Seule la configuration en angle 90° présente, à l'heure actuelle, un réel intérêt de par sa similarité avec la configuration caisse/pavillon. L'exploitation des résultats des études sur d'autres configurations, bien qu'intéressante, est de fait limitée.
- Les nuances de fils étudiées, en particulier celles majoritairement constituées de zinc, bien que permettant d'obtenir de très bonnes performances mécaniques, présentent des problèmes de fissurations à froid des assemblages post opération de soudo-brasage [14 et 18]. En conséquence, l'utilisation de ces nuances nécessite un fort contrôle de chaque pièce et n'est pas envisageable pour une application industrielle.

Dans le cadre de ce travail de thèse et au vu des objectifs fixés en termes de vitesse d'assemblages et de flexibilité du process, la technologie du soudo-brasage laser a été retenue comme application d'étude. Celle-ci sera étudiée avec une visée industrielle sous le prisme d'une double maîtrise du procédé de soudo-brasage et du produit, en termes de conformité des assemblages.

I.5.Dynamique du bain de fusion et géométrie des cordons

Une soudure est classiquement étudiée par la largeur du cordon ainsi que sa pénétration dans les métaux de base. Ces deux grandeurs sont pilotées par les phénomènes de conduction thermique et de convection. Ces phénomènes physiques sont bien connus dans le cas du soudage TIG qui recense 4 forces de convection : les forces électromagnétiques dues à l'arc, la convection due à l'effet Marangoni, les forces dynamiques dues aux poussées de l'arc et du gaz de protection et la convection naturelle due aux variations de masse volumique sous effet de la température [45]. Cette dernière est cependant négligeable devant les autres forces en jeu [45].

Dans le cas du soudo-brasage laser, la présence de forces électromagnétiques n'est pas à exclure lors de l'utilisation de système de préchauffage du fil par effet Joule. En revanche, la source de chaleur ne faisant pas appel à un arc électrique, les autres forces en présence sont celles induites par la protection gazeuse et par la convection Marangoni.

I.6.L'effet Marangoni

Lors de l'opération de soudage, l'apport de chaleur et la conduction thermique entraîne une variation en surface de la tension superficielle γ sous la forme d'un gradient de température $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$. L'évolution de la tension superficielle en fonction de la température a été formulée par Niendren en 1992 sous la forme de la loi linéaire suivante [46]:

$$\gamma_T = \gamma_{T_f} - \frac{\partial \gamma}{\partial T} (T - T_f) \quad (\text{Equation I.4})$$

Avec γ_T tension superficielle à la température T , γ_{T_f} tension superficielle à la température de fusion et T_f température de fusion du matériau.

L'existence de ce gradient entraîne l'apparition en surface d'une contrainte de cisaillement qui provoque un mouvement de convection des zones de γ faible vers les zones de γ forte. Ce mouvement peut être centrifuge ou centripète selon le signe du gradient thermique ce qui va entraîner deux géométries de cordon: large et peu pénétrant dans le premier cas et mince mais profond dans le second cas, comme visible sur la figure I.17 [46].

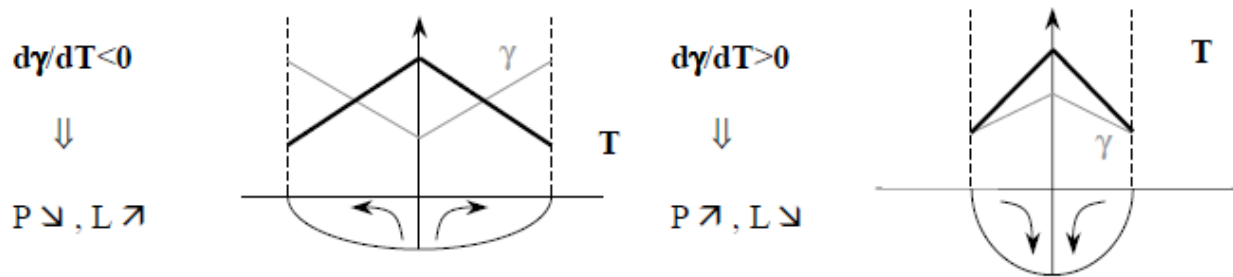


Figure I.17 – Mouvement de convection dû à la variation de la tension superficielle en fonction de la température. La pénétration P et la largeur du cordon L s'en retrouvent modifiée selon le signe du gradient thermique $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ [46].

Lors de l'utilisation de flux pour le soudo-brasage, les éléments chimiques en présence font office d'éléments tensio-actifs inversant le sens classique de la convection Marangoni de centrifuge en centripète [47]. Les cordons observés présentent des géométries caractéristiques de ce type de convection avec une largeur limitée et une forte pénétration.

I.7.Conformité des assemblages soudo-brasé laser

I.7.1. Critères macroscopiques :

La conformité des assemblages présente une double facette : la qualité visuelle et la tenue mécanique. La qualité visuelle est déterminée par la présence de défauts de soudo-brasage dans le cordon. Si ceux-ci sont présents dans des pièces visibles par le client sur le produit final, ils doivent alors obligatoirement faire l'objet de correction par procédé manuel permettant de les faire disparaître. En effet, un défaut, même aux dimensions minimales, affectera toujours la perception

du client sur la qualité globale d'un produit. Ceci même si le défaut en question n'affecte aucunement la résistance de l'assemblage. Dans le cadre d'une production industrielle, il est essentiel de mettre en place des procédures de contrôle et de vérification de l'absence de défauts. Ces procédures doivent permettre à la chaîne de production de maîtriser la qualité produite et d'être alerté lorsqu'une pièce nécessite une opération de retouche ou doit être sortie de la ligne de production. Sur l'échelle de toute une production, une procédure de contrôle permet de mettre en perspective d'éventuelles mauvaises adaptations du process ainsi que toute dérive process. En effet, un défaut peut apparaître de manière ponctuelle ou se présenter de manière régulière. Dans le cas d'un défaut ponctuel, son origine peut être très dure à déterminer car elle est souvent reliée à un événement aléatoire et lui-même ponctuel. Lorsqu'un défaut se répète de pièces en pièces, ceci met en avant une mauvaise adéquation du process. Il est alors nécessaire de procéder à une analyse approfondie de l'environnement et des paramétries process utilisées pour corriger et éliminer le défaut. De manière générale, sept défauts peuvent être recensés dans un cordon de soudo-brasage. Ceux-ci sont présentés sur la figure I.18.



Figure I.18 – Liste des principaux défauts pouvant apparaître lors de l'opération de soudo-brasage.

De nombreux procédés de contrôles existent dans le commerce pour détecter automatiquement l'absence de défauts dans un cordon. Leur fonctionnement est principalement basé sur la triangulation laser combinée à un traitement de signal [47]. Le principe de cette technologie est représenté sur la figure I.19.

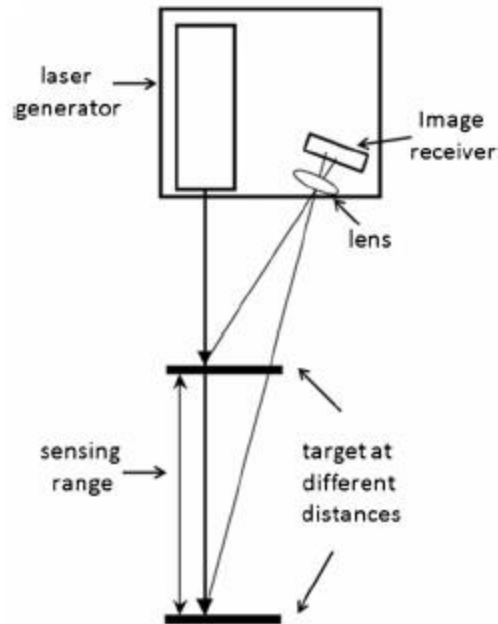


Figure I.19 – Principe de la triangulation laser [47].

Le profil du cordon est enregistré par une caméra puis analysé pour révéler la présence éventuelle de défauts. Ces systèmes sont très performants pour détecter les irrégularités du cordon mais présentent la lacune de ne pas encore être capables de caractériser précisément le type et les dimensions des défauts. D'un point de vue industriel, ces systèmes présentent aussi l'inconvénient d'être des systèmes de contrôle post opération d'assemblages et non des procédés de contrôle in situ. Ceci implique le rajout d'une étape de contrôle dédiée dans la chaîne de production, rallongeant ainsi le temps de production globale d'un produit. Des développements récents prévoient l'incorporation de systèmes de contrôle par triangulation laser directement au sein des outils de source de chaleur. L'objectif de ces systèmes étant de procéder à une analyse en direct du comportement du bain de fusion et d'en extraire l'apparition de défauts. Selon leur dimensions et leur localisation, les défauts peuvent aussi impacter la résistance des assemblages. Ils s'ajoutent alors à quatre autres critères déterminant la tenue mécanique d'un assemblage acier/aluminium soudé-brasé : la quantité d'intermétalliques [7, 9, 13, 19-20 et 31], la longueur de l'interface brasée [14 et 18], l'épaisseur du cordon et la pénétration de la soudure. La figure I.20 liste les caractéristiques macroscopiques de la conformité d'un cordon.

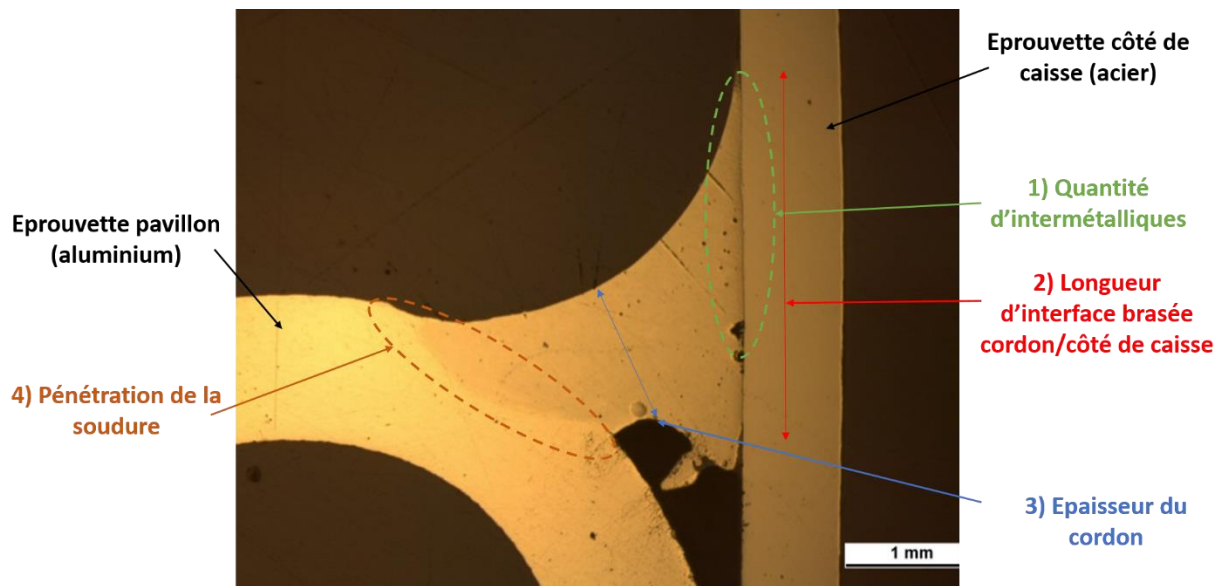


Figure I.20 – Représentation de 4 caractéristiques de la liaison impactant les propriétés mécaniques des assemblages acier/aluminium soudo-brasé. La jonction entre le cordon et l'acier caractérisée par : la quantité de composés intermétalliques ainsi que par la longueur de la surface d'interaction entre le cordon et l'acier, l'épaisseur du cordon et la pénétration de la soudure dans la tôle d'aluminium.

La littérature fixe la limite de 10 μm comme épaisseur de couche principale maximale à ne pas dépasser afin d'éviter les ruptures fragiles dues aux intermétalliques [7, 9, 13, 19-20 et 31]. Il convient donc de rechercher à réduire leur croissance en modulant le cycle thermique à l'interface acier/aluminium. Celui-ci étant une conséquence des paramètres process choisis pour la réalisation des assemblages il convient, en conséquence, de chercher à minimiser l'épaisseur de la couche de composés intermétalliques par une optimisation des paramètres process. Cependant, l'optimisation de la quantité d'intermétalliques ne doit pas se faire au détriment des autres critères garantissant la tenue mécanique des assemblages. Mathieu [14] et Pena [18] ont notamment mis en perspective l'impact de la géométrie du cordon sur la tenue mécanique, démontrant qu'une augmentation de la tenue mécanique était observée avec l'augmentation de la taille des surfaces d'interaction entre l'acier et l'aluminium. En toute logique les contraintes étant réparties sur des surfaces plus grandes, des différences de l'ordre de 50 MPa ont été obtenues pour des augmentations de la longueur de l'interface acier/aluminium comprises entre 1 et 2 mm [14].

I.7.2. Critères microscopiques :

L'évaluation de la conformité des assemblages ne se résume pas à des critères macroscopiques. En effet, si l'influence de ces derniers sur les propriétés mécaniques des assemblages est indéniable, il est en revanche nécessaire d'étudier en complément la microstructure des assemblages. Dans le cas des matériaux poly-cristallins, celle-ci se traduit par la structure granulaire ainsi que par la texturation cristalline des assemblages. Ces deux éléments vont directement influencer la réponse des assemblages aux sollicitations.

La relation entre la taille des grains et la résistance mécanique d'un matériau poly-cristallins a été formulée par Hall et Petch [48 et 49] en 1952 par l'équation suivante :

$$\sigma = \sigma_0 \times \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (\text{Equation I.5})$$

Avec, σ la limite élastique (MPa), σ_0 la contrainte d'écoulement du monocristal (constante, MPa), k la constante de Hall-Petch dépendant du matériau (constante, MPa. m^{-1/2}) et d la taille moyenne des grains du matériau (m) [48 et 49]. Elle démontre que la limite élastique est inversement proportionnelle à la taille des grains. Une structure granulaire présentant des grains de petites tailles tend à freiner la propagation des dislocations de par la multiplicité des joints de grains et des variations d'orientation cristallographique des grains. Ceci entraîne une augmentation de la limite d'élasticité par rapport à une structure à gros grains. L'orientation cristallographique caractérise également la capacité d'un matériau à présenter une texturation spécifique, dans le cas où les grains présentent une direction privilégiée d'orientation, ou une absence de texturation, dans le cas inverse. Un matériau texturé présentera une réponse aux sollicitations mécaniques plus élevée selon certaines directions de sollicitation et moins élevée pour d'autres directions de sollicitation, se caractérisant ainsi par une forte anisotropie.

L'isotropie des matériaux, qui consiste à ne pas présenter de direction spécifique d'orientation cristalline, peut en conséquence être recherchée afin que le matériau ait les mêmes réponses mécaniques quel que soit la direction de sollicitation.

Dans le cas des assemblages acier/aluminium, plusieurs études se sont portées sur l'étude de la composition des assemblages et de la microstructure pour des applications de fonderie [37]. Les temps de maintien à haute température et de refroidissement sont plus élevés dans ces cas qu'en soudo-brasage. En conséquence, ces études présentent un intérêt limité pour l'étude des microstructures obtenues lors du soudo-brasage laser acier/aluminium.

I.8. Etude des cycles thermiques par mesure physique et par simulation numérique

Une simulation par éléments finis fut menée dans le cadre des travaux de Mathieu en 2005 pour le soudo-brasage laser en angle et à clins [14]. L'objectif de cette simulation est l'obtention du champ de température au sein de l'assemblage acier/aluminium. La figure I.21 présente les deux géométries maillées.

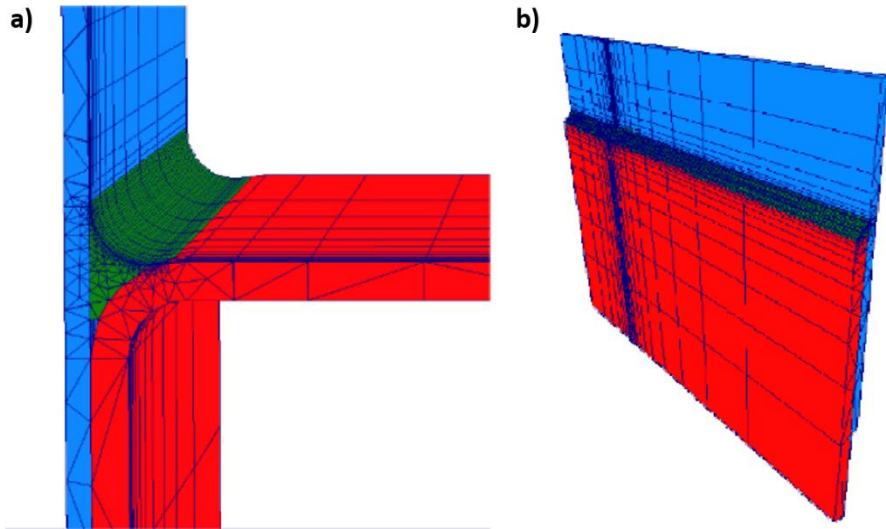


Figure I.21 – Maillages des éprouvettes en angle a) et à clins b), les pièces en acier sont représentées en bleu, celles en aluminium en rouge et les cordons en vert [14].

Trois modèles, de plus en plus complexes, sont étudiés : le premier étudie le process avec seulement la fusion des métaux et sans phénomènes de vaporisation, le second intègre les phénomènes de vaporisation et le dernier tend à prendre en compte les mouvements de convection dans le bain par augmentation de la conduction thermique λ sans vaporisation. La figure I.22 présente le résultat obtenu pour le modèle avec vaporisation (figure a)) et pour le modèle conductif sans vaporisation (figure b)).

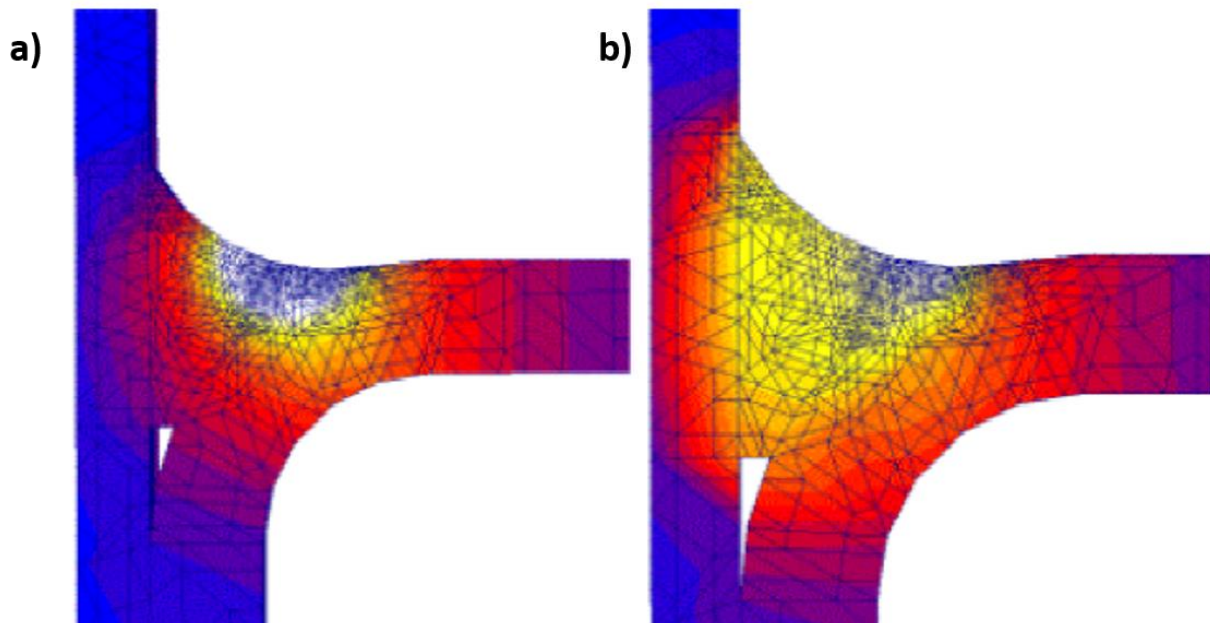


Figure I.22 – Champs thermiques simulés, par le modèle avec vaporisation a) et conductif sans vaporisation b) [14].

Le modèle numérique utilisé fut validé par des mesures physiques réalisées à l'aide de thermocouples ainsi que par thermographie infrarouge. Les mesures de température sont effectuées par mise en contact des thermocouples avec la face arrière de l'acier en quatre points du cordon, tel que présenté par la figure I.23.

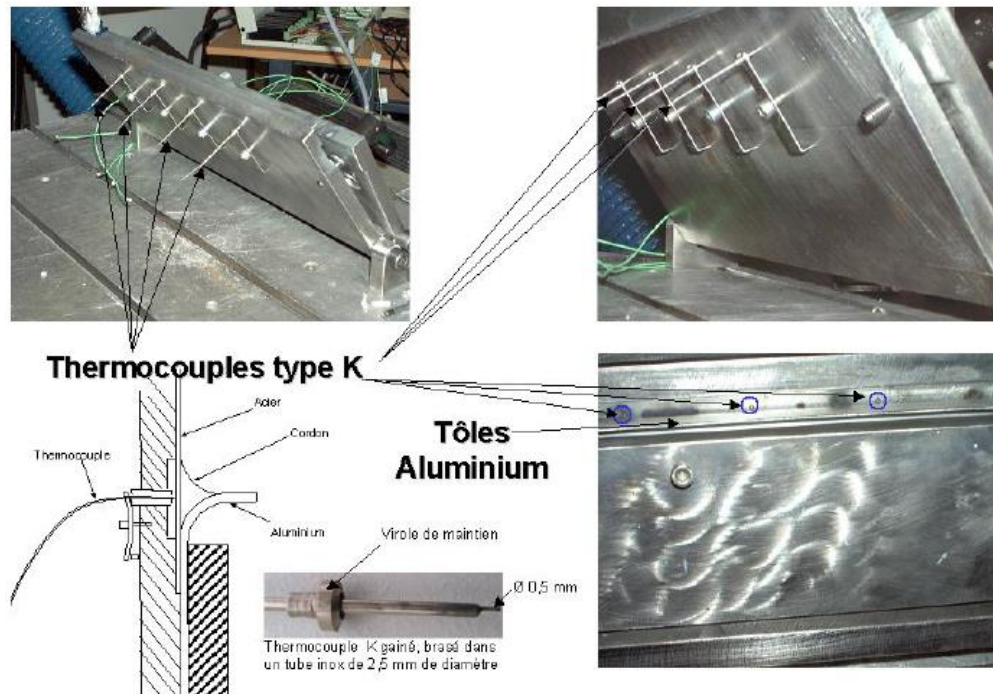


Figure I.23 – Positionnement des thermocouples pour l'acquisition de cycles thermiques [14].

Les cycles thermiques mesurés, présentés sur la figure I.24, sont caractéristiques de courbe de refroidissement classique.

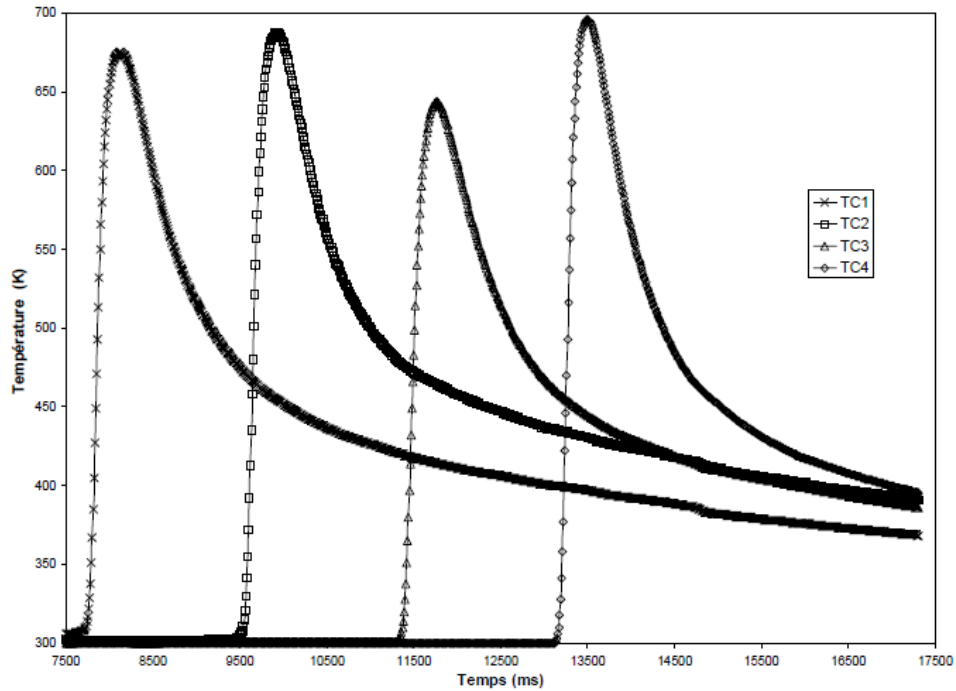


Figure I.24 – Cycles thermiques obtenus pour chacune des 4 positions [14].

A la suite de ces essais, Mathieu émet des réserves sur l'efficacité de la mesure de cycles thermiques par l'utilisation de thermocouples. Selon l'auteur, il est en effet nécessaire de noyer le thermocouple au plus proche de la zone d'étude pour obtenir un résultat représentatif. De plus, un positionnement très précis des thermocouples est nécessaire pour obtenir une valeur représentative.

Mathieu abandonna finalement la mesure par thermocouples au profit de la mesure par thermographie infrarouge notamment dans l'optique de développement d'une méthode de contrôle process du procédé de soudo-brasage laser. La mesure par thermographie présente l'intérêt d'être beaucoup moins contraignante vis-à-vis de la position d'acquisition. La mesure est réalisée sur la face extérieure de l'acier par l'intermédiaire d'une fente prévue à cet effet. La figure I.25 représente le montage et la position de mesure par thermographie.

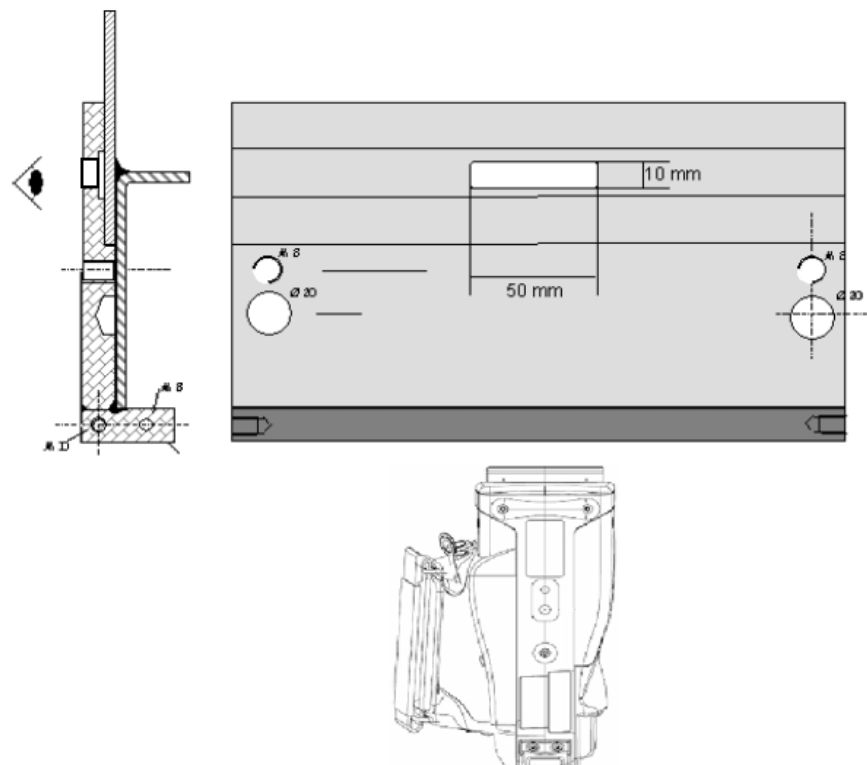


Figure I.25 – Montage et position de mesure par thermographie [14].

Le résultat obtenu est corrigé, pour compenser le temps de réponse de la caméra thermographique, puis comparé au cycle thermique simulé. La figure I.26 présente les courbes de températures mesurées, corrigées et simulées.

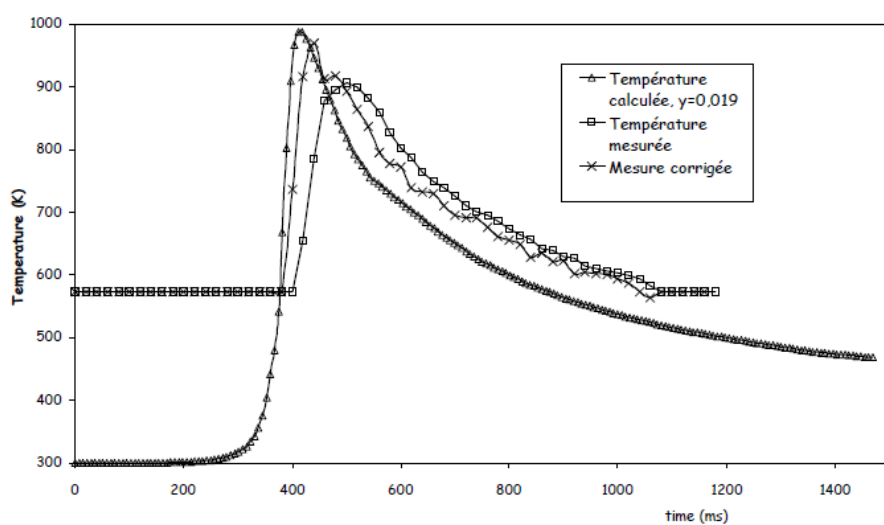


Figure I.26 – Cycles thermiques mesurés, corrigés et calculés [14].

L'expérience démontre une bonne adéquation entre mesure et simulation. Mathieu met également en perspective la détection de la qualité des assemblages rendue possible par mesure de la plage de variation de la température.

Sierra, quant à lui, mena une étude centrée sur la prédiction de la croissance des composés intermétalliques grâce à une simulation numérique par éléments finis réalisée avec le logiciel SYSWELD. Les méthodes de simulation par éléments finis considèrent la géométrie finie, à l'état solide, des pièces, post opération d'assemblage. Une géométrie intermédiaire, représentant avec un angle de 75° entre les pièces d'aluminium et d'acier est choisie par Sierra et maillée, comme visible sur la figure I.27.

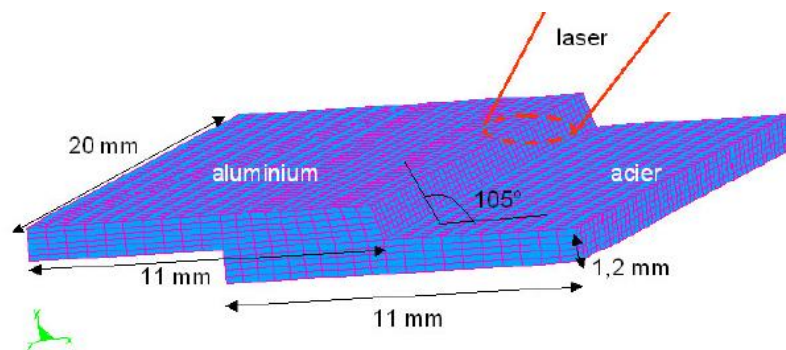


Figure I.27 – Représentation de la géométrie maillée choisie par Sierra pour acquérir sous SYSWELD les cycles thermiques à l'interface acier/aluminium [23].

Afin de pouvoir comparer ses résultats numériques à des données expérimentales, Sierra a mesuré les cycles thermiques à l'interface acier/aluminium grâce à des thermocouples du type K. Le positionnement des thermocouples est représenté sur la figure I.28.

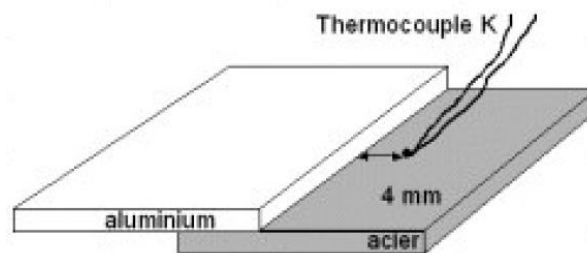


Figure I.28 – Mesure des cycles thermiques par l'intermédiaire de thermocouples placés à l'interface acier/aluminium [23].

Ces données permirent à l'auteur de démontrer l'efficacité et l'acquitte de la simulation numérique par comparaison des cycles thermiques expérimentaux et simulés. Cette comparaison est faite sur la figure I.29.

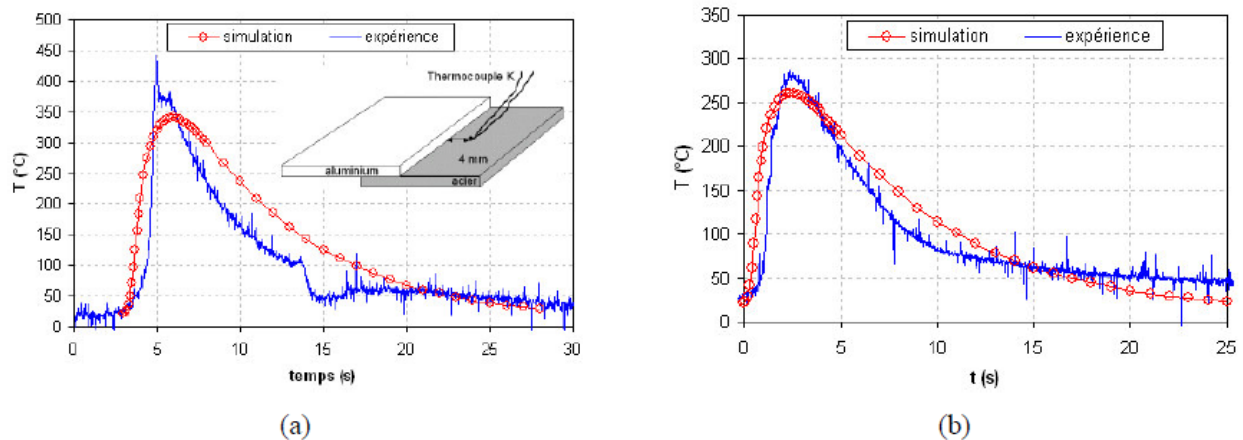


Figure I.29 – Comparaisons entre les cycles thermiques expérimentaux et simulés pour deux vitesses de soudo-brasage 0,7 m/min a) et 1 m/min b) [23].

Par la suite, Sierra étudia notamment l'évolution du cycle thermique en fonction de la position de mesure par rapport au bord externe de l'assemblage et démontre l'importance forte de ce facteur sur la forme des cycles thermiques mesurés, comme il est possible de le constater sur la figure I.30.

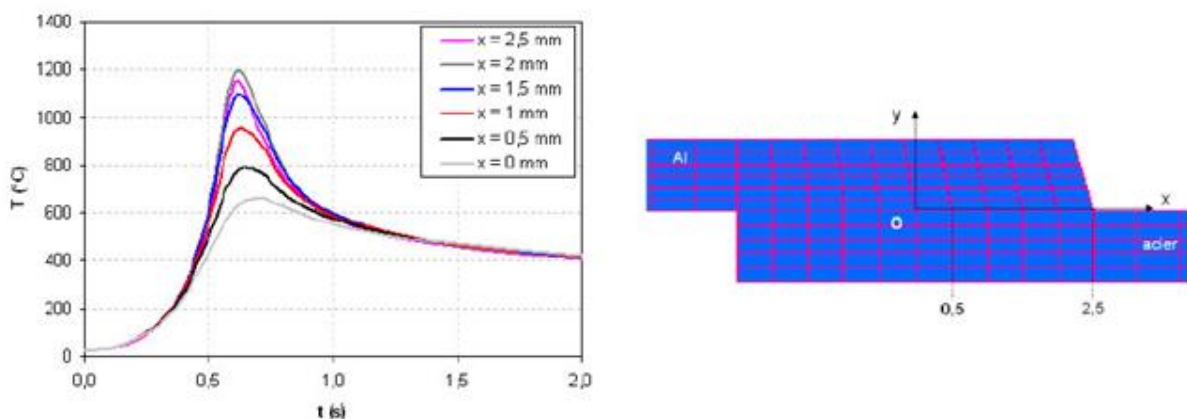


Figure I.30 – Evolution du cycle thermique en fonction de la position de mesure pour une vitesse d'assemblage de 0,8 m/min et une puissance de 3000 W [23].

Il a également mis en évidence l'impact de la vitesse d'assemblage sur la forme du cycle thermique et notamment sur la température maximale ainsi que sur le temps d'interaction à haute température. Ces deux grandeurs étant connues pour piloter la croissance de la couche de réaction intermétallique. Ces résultats sont présentés sur la figure I.31.

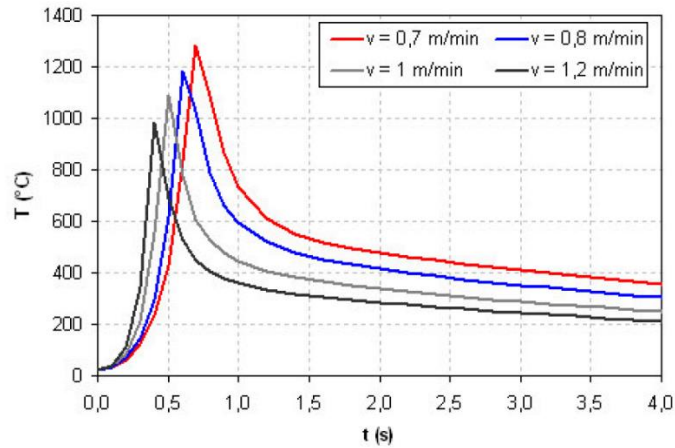


Figure I.31 – Evolution du cycle thermique en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min) pour une puissance laser de 3000 W [23].

A puissance laser constante, Sierra met en évidence une réduction de la température maximale ainsi que du temps d'interaction avec l'augmentation de la vitesse de soudo-brasage. Une conséquence directe en est une réduction de la croissance des intermétalliques.

En se basant sur les équations I.2 et I.3, Sierra présenta une méthode de calcul de proche en proche de croissance théorique des intermétalliques par discrétisation du cycle thermique. L'épaisseur théorique est calculée à partir du cycle thermique discrétisé grâce à l'équation suivante :

$$X_{n+1} = \sqrt{X_n^2 + 2 \cdot k_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \cdot \Delta t} \quad (\text{Equation I.4})$$

Avec:

- X_n = épaisseur d'intermétallique au pas n (m)
- X_{n+1} = épaisseur d'intermétallique au pas n+1 (m)
- Δt = pas de discrétisation du cycle thermique (s)

Sierra étudia la robustesse de ce modèle sur des cycles thermiques obtenus par mesures physiques et par simulation numérique. Les épaisseurs obtenues par calcul furent comparées à des mesures sur éprouvettes. La figure I.32 présente les courbes des valeurs calculées ainsi que mesurées sur éprouvettes réalisées avec et sans flux chimique.

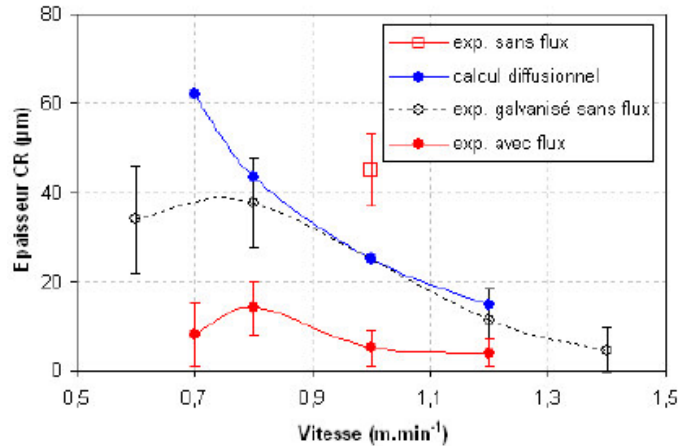


Figure I.32 – Comparaisons des épaisseurs d’intermétalliques mesurées sur éprouvettes et obtenues par calcul diffusionnel [23].

La simulation surestime les épaisseurs d’intermétalliques mais présente globalement une tendance d’évolution similaire à l’expérience avec et sans flux. Selon Sierra, l’écart entre les épaisseurs simulées et mesurées se justifie par l’utilisation de flux, créant une barrière thermique, non prise en compte dans la simulation. L’expérience sans flux présente notamment des mesures plus proches entre simulation et expérimentation que celles avec flux. Globalement l’écart se réduit avec l’augmentation de la vitesse de soudo-brasage, présentant une meilleure corrélation entre la simulation et l’expérience pour les hautes vitesses de soudo-brasage. Ces deux derniers points semblent prédisposer l’utilisation de ce modèle de calcul pour notre cas d’étude.

I.9.Conclusion

L’assemblage de l’acier et de l’aluminium a été largement étudié par l’intermédiaire de procédés de soudage et de soudo-brasage faisant appel à des technologies diverses et variées : laser, CMT, MIG, etc. La recherche des performances mécaniques les plus élevées et la compréhension des phénomènes métallurgiques en jeu ont été deux des plus grands axes de recherche sur cet assemblage hétérogène. Cependant, bien que de nombreuses avancées aient été obtenues, plusieurs verrous scientifiques et technologiques bloquent l’apparition d’application industrielle de production en grande série : vitesse d’assemblage limité, environnement et conditions d’étude non industrielles, reproductibilité et répétabilité de la conformité, etc. Ce travail de thèse s’attache à lever ces verrous par l’identification et la compréhension des phénomènes physiques opérant lors du soudo-brasage laser à haute vitesse sous environnement contraint. Le prochain chapitre présente le moyen d’assemblage ainsi que les conditions d’études mis en œuvre. Il introduit également notre démarche expérimentale de caractérisation et d’optimisation de la conformité des assemblages.

Chapitre II – Moyens de soudo-brasage laser à haute vitesse, techniques expérimentales et numériques : Application à la configuration pavillon aluminium/côté de caisse acier

II.1. Introduction

Ce chapitre présente le cas d'étude pavillon/côtés de caisse ainsi que la démarche expérimentale mise en place pour l'étude de la conformité des assemblages. Celle-ci est construite autour d'un moyen d'assemblage laser industriel ainsi que de moyens d'analyse de la composition et de la structuration métallurgique des composés intermétalliques. Une présentation des moyens physiques et numériques mis en œuvre pour l'étude des cycles thermiques obtenus à haute vitesse d'assemblage est finalement effectuée.

II.2. Liaison pavillon/côté de caisse et configuration d'étude

II.2.1. La liaison pavillon/côté de caisse

La production, au sein des usines du groupe Renault, est organisée en 7 étapes majeures, représentées sur la figure II.1, qui se déclinent ainsi :

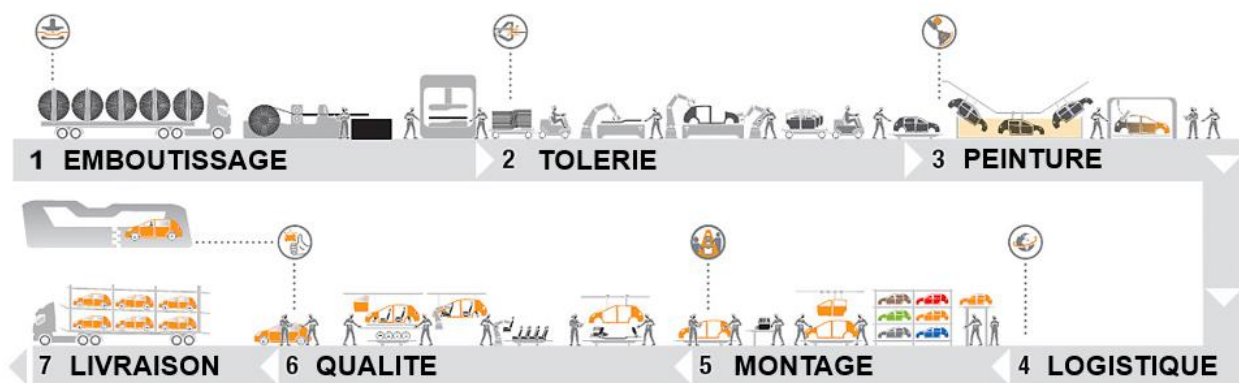


Figure II.1 – Le cycle de production Renault [3].

1. L'**emboutissage** où sont livrées des bobines d'acier et d'aluminium de grandes dimensions. Celles-ci sont découpées et embouties pour préparer les pièces qui formeront l'ossature du véhicule.

2. La **tôlerie** récupère l'ensemble de ces sous éléments et les assemble grâce à plusieurs process industriels tels que le soudage par résistance, soudure électrique sous flux gazeux, type MIG/MAG, ou encore le soudo-brasage laser. A la sortie de la tôlerie les différentes pièces ainsi assemblées forment l'ensemble intitulé « caisse en blanc » du véhicule.
3. La caisse en blanc, en sortie de la tôlerie, est transférée au sein de la **peinture** où elle est protégée de la corrosion par cataphorèse et où les différentes cavités sont remplies de cire ainsi que de mastic pour éviter la stagnation de liquide. L'ensemble est alors peint aux différentes teintes définies pour la gamme en question.
4. La **logistique** transfère alors la caisse peinte vers les prochaines étapes de production du véhicule.
5. Les composants manquants tels que les équipements intérieurs et extérieurs du véhicule ainsi que la base roulante sont rajoutés au département **montage**.
6. Le véhicule fini subit alors un contrôle de la conformité ainsi que d'éventuelles retouches au sein de la **qualité** avant d'être envoyé pour stockage.
7. La dernière étape consiste à la **livraison** chez les clients Renault des véhicules produits.

Ce travail de thèse est plus spécifiquement mené au sein du département « Assemblage caisse et échappement » du technocentre Renault. Celui-ci supporte et fait le lien avec les départements tôlerie des usines. L'assemblage de la caisse au sein des tôleries s'effectue par l'ajout successif des pièces préparées en emboutissage. Le détail de ces différentes opérations est présenté sur la figure II.2 ci-dessous :

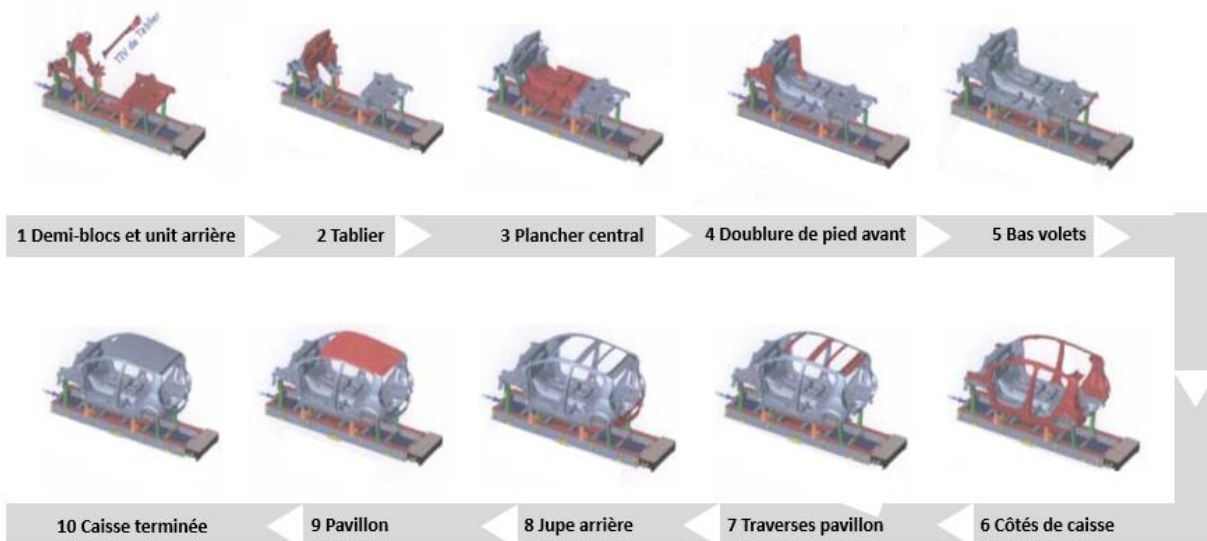


Figure II.2 – Exemple de processus complet d'assemblage progressif d'une caisse [3].

Lors de chacune des étapes de création de la caisse en blanc, un ou plusieurs process d'assemblage sont utilisés. L'étape 9, qui consiste en l'ajout du pavillon nous intéresse tout particulièrement. Après que le pavillon ait été déposé par un robot préhenseur, deux robots équipés de têtes laser le soudo-brase avec les côtés de caisse gauche et droit. L'ensemble du processus doit être exécuté en

respectant le temps de cycle fixé par la cadence de production de 60 véhicules/heure. Dans cette optique, la vitesse minimale de soudo-brasage nécessaire est de 4m/min. La perspective d'augmentation de la cadence de production nécessite l'étude des vitesses d'assemblage allant jusqu'à 6 m/min.

Le pavillon présente une géométrie spécifique avec un fort galbe qui vient épouser les formes des côtés de caisse gauche et droit. L'ensemble mis en position est visible sur la figure II.3.

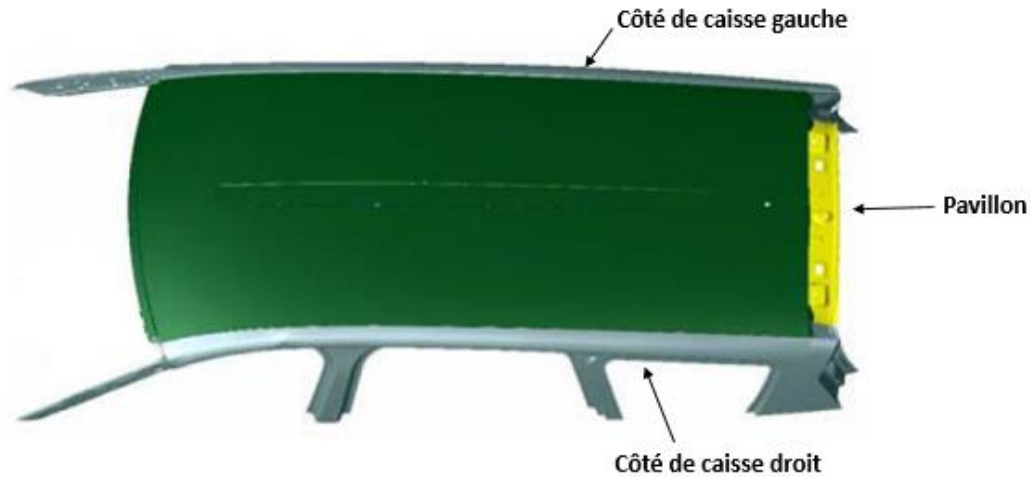


Figure II.3 – Représentation CAO de l'ensemble pavillon/côtés de caisse [3].

Les extrémités des côtés de caisse et du pavillon présentent des courbures permettant la mise en géométrie des pièces lors de l'opération de dépose du pavillon. Les pièces en place sont alors soudo-brasées, avant les opérations de masticage, de cataphorèse et de peinture. Le processus de dépose et d'assemblage est donné sur la figure II.4.

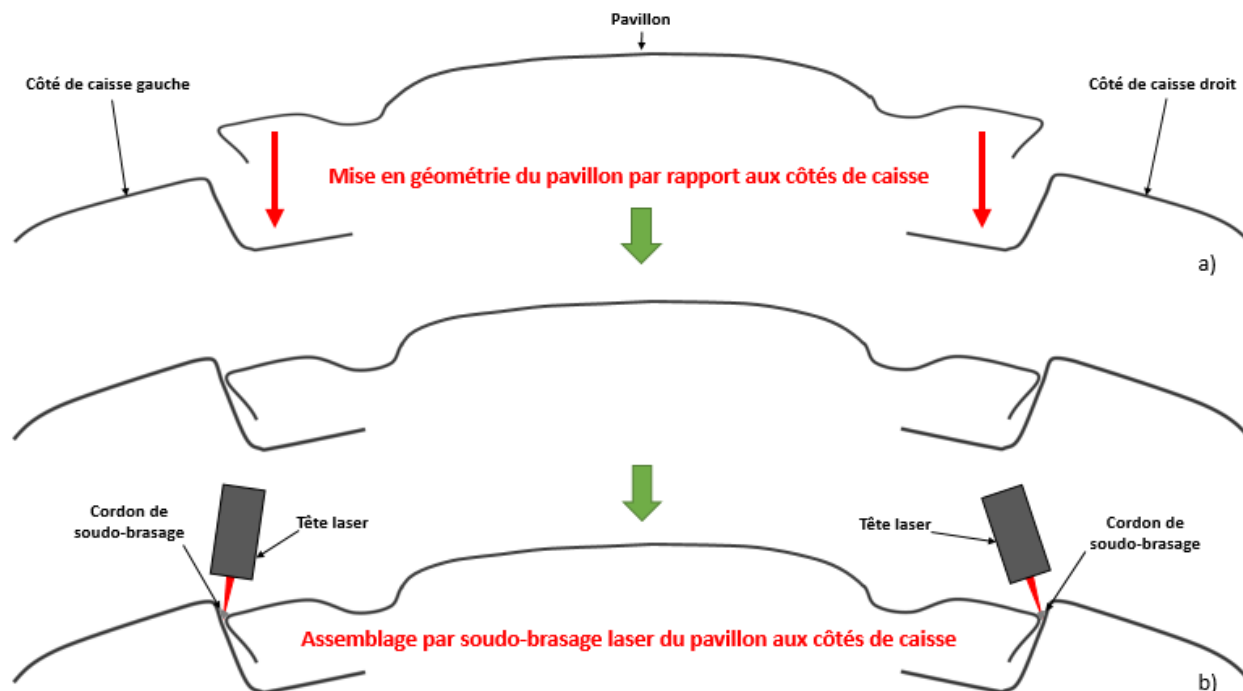


Figure II.4 – Représentation schématique de l'ensemble pavillon/côtés de caisse et des deux étapes principales d'ajout du pavillon : a) mise en géométrie et b) soudo-brasage du pavillon aux côtés de caisse [3].

La figure II.5 représente une coupe macrographique d'une liaison pavillon acier/côté de caisse acier prélevée sur un véhicule.

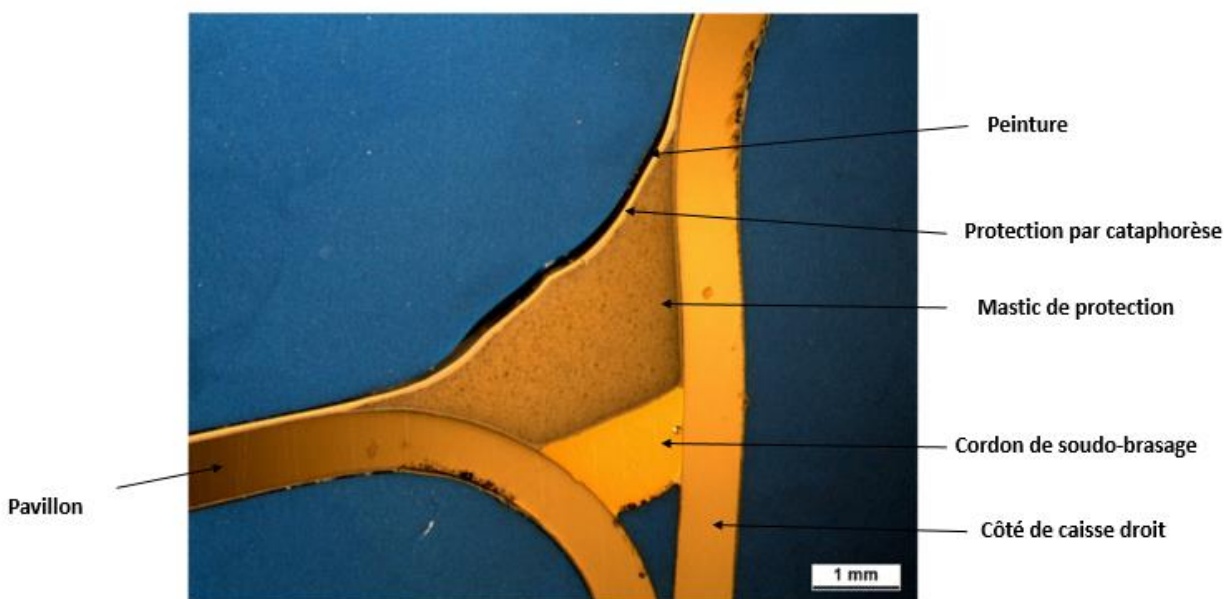


Figure II.5 – Coupe macrographique d'une liaison pavillon acier/côté de caisse acier après peinture [3].

II.2.2. Configuration d'étude pour l'assemblage pavillon aluminium/côté de caisse acier

Dans le cadre de nos expérimentations, nous avons défini une configuration d'éprouvettes représentative de la liaison pavillon-côté de caisse. Les éprouvettes, de 500 mm de longueur, sont pliées avec les mêmes rayons de courbure que le pavillon et les côtés de caisse assemblés en usine. La seule différence réside dans l'absence de galbe des éprouvettes dont les plans sont représentés sur les figures II.6 et II.7.

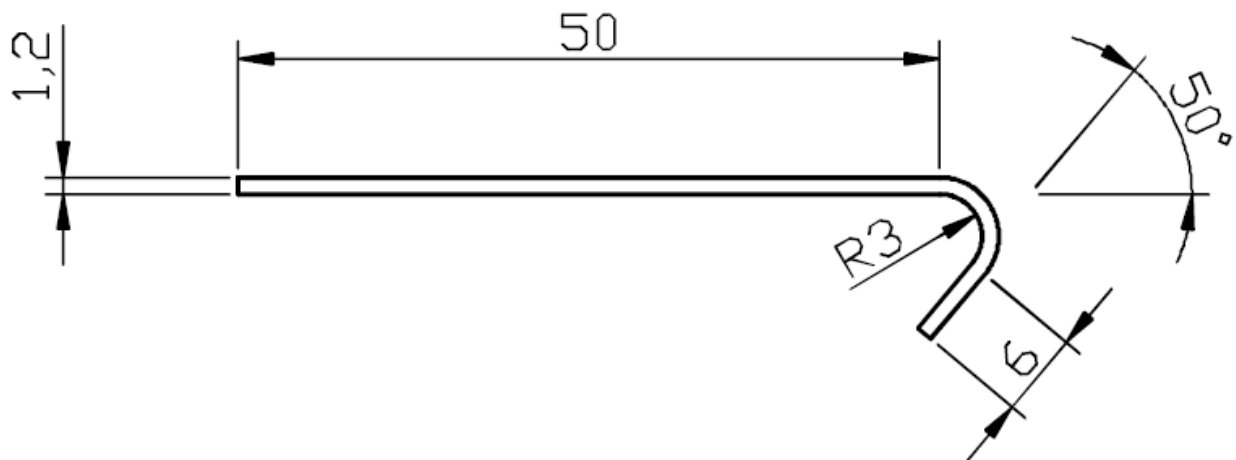


Figure II.6 – Plan de l'éprouvette pavillon aluminium, longueur de la développée = 62,81 (toutes les longueurs sont en mm).

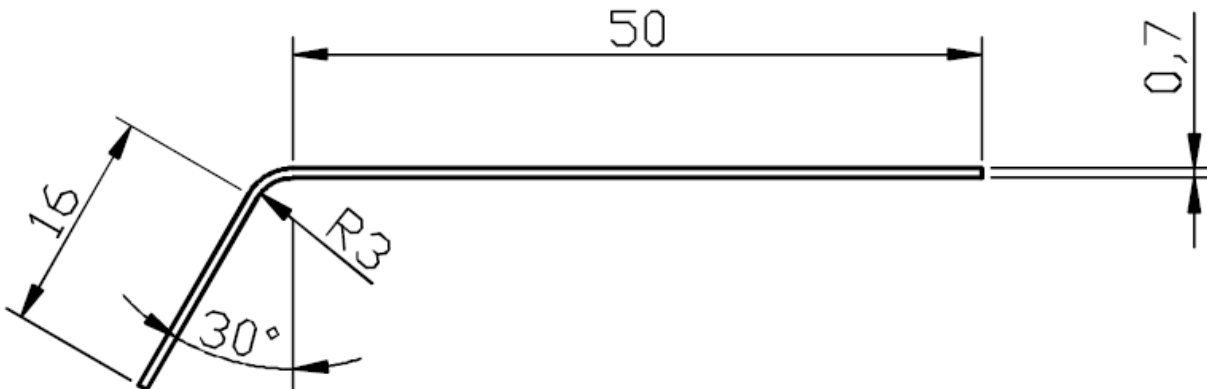


Figure II.7 – Plans de l'éprouvette côté de caisse acier, longueur de la développée = 69,1 (toutes les longueurs sont en mm).

Les tôles sont placées et bridées manuellement dans un support éprouvette, visible sur la figure 8.



Figure II.8 – Photo du support éprouvette.

L'éprouvette aluminium est placée en premier en butée contre le support. Dans un second temps la tôle en acier est mise en place en butée contre la tôle d'aluminium en garantissant un jeu nul entre les deux tôles (figures II.8, II.9 et II.10). La différence de hauteur entre le pavillon et le côté de caisse est reproduite entre les deux tôles grâce à des cales de surélévation. Les figures II.9 et II.10 représentent respectivement la mise en position des tôles permettant de garantir le jeu nul et une vue schématique de l'ensemble tôles et support.

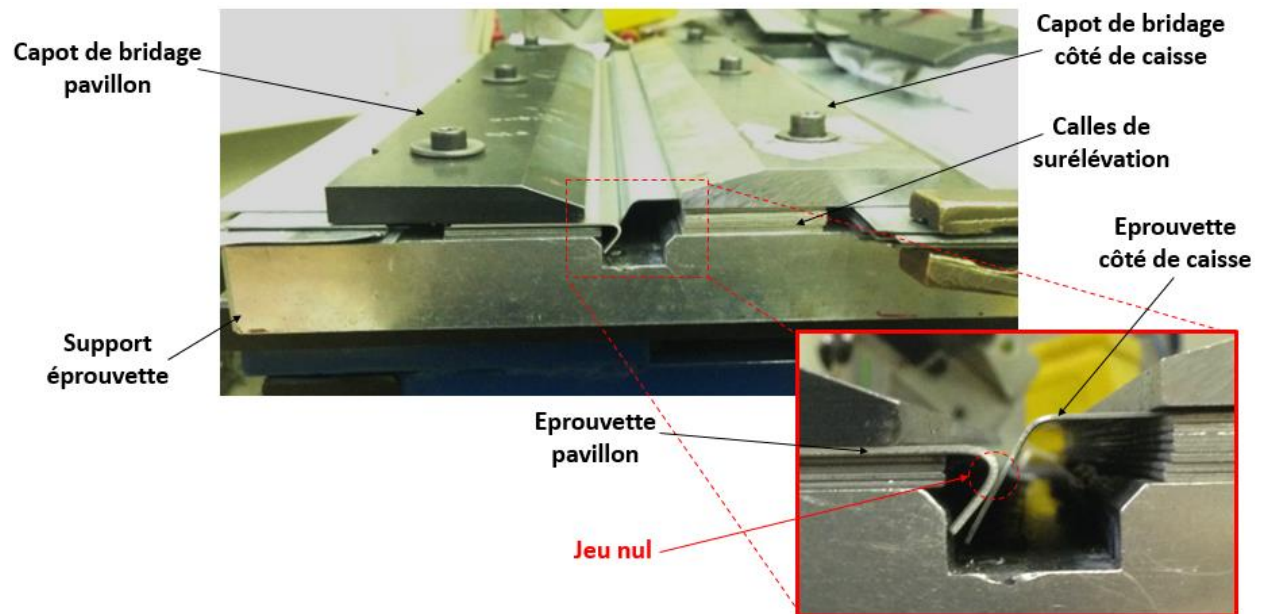


Figure II.9 – Disposition des tôles dans le support éprouvette.

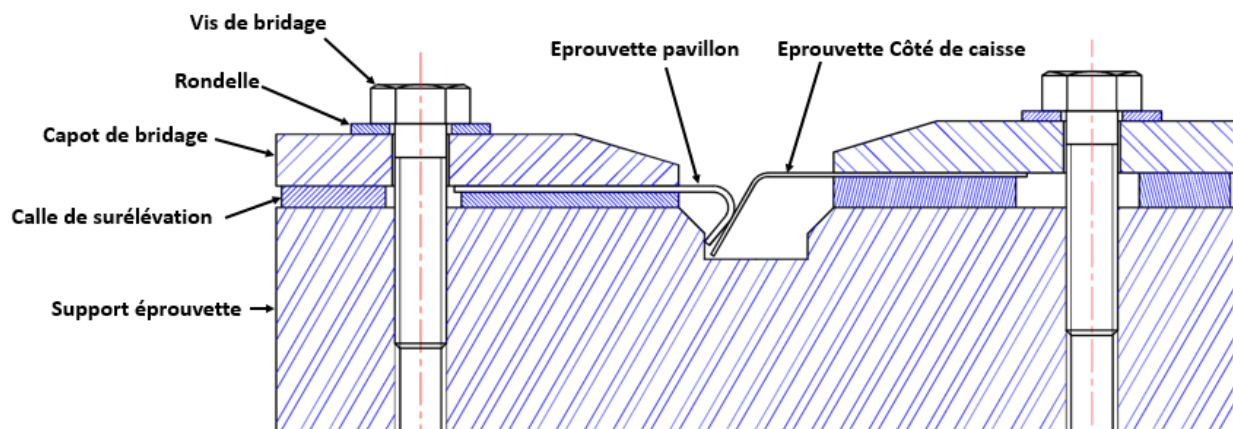


Figure II.10 – Représentation schématique de la section de l'ensemble {support éprouvette, éprouvette pavillon, éprouvette côté de caisse}.

II.3. Matériaux

II.3.1. Métaux de base

Les nuances des deux métaux de base sont fixées pour l'ensemble de l'étude. Elles ont été directement fournies par les usines Renault. L'acier DX56D+Z140M formé à froid et galvanisé à chaud est utilisé pour représenter le côté de caisse. L'épaisseur de la protection de zinc est de 10 μm . Le pavillon aluminium est, quant à lui, issu de la série des 6XXX traité T4. La composition et les propriétés de ces deux nuances sont résumées dans le tableau II.1.

Matériau	Composition chimique (% massique)								Propriétés mécaniques	
	C	Si	Mn	Mg	Fe	Zn	Cu	Al	Re (MPa)	Rm (MPa)
DX56D+Z140M	0.002	0.006	0.105	-	Bal.	-	-	-	120-180	260-350
AA6016-T4	-	1.0-1.5	<0,2	0.25-0.6	<0.5	<0.2	<0.2	Bal.	90-120	245

Tableau II.1 – Composition chimique et propriétés des nuances d'aluminium et d'acier.

Nos essais sont effectués sans utilisation de flux de décapage des couches d'oxydes. Les tôles ont cependant été brièvement frottées avec un morceau de tissu pour enlever les traces restantes des huiles utilisées pour stocker et conserver les tôles en usine.

II.3.2. Métaux d'apport

Le choix des métaux d'apport pour cette étude a été effectué au vu de l'expérience interne de Renault et des éléments issus de la bibliographie. Les nuances de fils majoritairement composées de zinc n'ont pas été considérées, principalement à cause des problèmes de fissuration à froids

soulevés par Mathieu (2005) et Pena (2005) [14-18], au profit des nuances de la famille Al – Si : $AlSi_5$ (ER4043), $AlSi_{12}$ (ER4047) et $AlSi_3Mn1$ (ER4020). Cette famille présente un intérêt fort pour l'assemblage acier/aluminium de par l'influence du silicium sur la formation des intermétalliques présentée précédemment. Les compositions chimiques et les températures de fusion de ces trois nuances sont présentées dans le tableau II.2.

Matériau	Composition chimique (% massique)										Température de fusion (°C)
	Al	Mn	Si	Cu	Zn	Fe	Mg	Ti	Be	Autre	
$AlSi_5$	Base	<0,5	4,5-5,5	<0,5	<0,1	<0,4	<0,5	<0,15	<0,0006	<0,15	573-625
$AlSi_{12}$	Base	<0,15	11-13	<0,3	<0,2	<0,6	<0,1	<0,15	<0,0006	<0,15	573-585
$AlSi_3Mn1$	Base	0,8-1,2	2,5-3,5	<0,03	-	<0,2	<0,01	<0,005	-	-	575-579

Tableau II.2 – Composition chimique et température de fusion des métaux d'apports.

Ces nuances de fils ont été acquises sous forme de bobines en diamètre 1,6 mm.

II.3.3. Nuance du gaz de protection

Au travers de cette étude trois nuances de gaz sont utilisées : 100% argon, 100% hélium et 100% azote. L'influence du débit de la protection gazeuse est également étudiée.

II.4. Techniques et conditions expérimentales

II.4.1. Moyen de soudo-brasage

Nos essais sont menés au sein du technocentre Renault (TCR) qui possède plusieurs installations d'assemblage laser alimentées par une source laser à diodes de 6 kW du fabricant Laserline. Cette source combine trois longueurs d'ondes : 940, 980 et 1060 nm. Comme dans les usines Renault, un ensemble de sécurités sont prévues pour protéger les opérateurs des lasers classe 4. Notamment la disposition de cabines étanches englobant totalement les ilots de travail et empêchant des réflexions inattendues du faisceau laser. Chaque ilot est complètement robotisé et automatisé permettant des manipulations et le lancement des cycles d'assemblage depuis l'extérieur des cabines. Une vue extérieure de la cabine du technocentre Renault est visible sur la figure II.11.



Figure II.11 – Vue extérieure de la cabine laser du technocentre Renault.

Les ilots de soudo-brasage sont des copies des installations usines. Ils sont construits autour d'un robot 6 axes 6006 de la marque ABB, monté sur un axe 0. L'axe 0 autorise des translations du robot sur plusieurs mètres, il permet notamment l'assemblage de pièces avec de fortes variations de géométrie et de grandes dimensions comme le pavillon. Le robot est équipé d'une tête laser ALO3 de la marque Scansonic. Cette tête laser est reliée à la source laser à diodes par une fibre optique de diamètre 1000 μm . Elle possède plusieurs optiques avec un renvoi d'angle permettant la focalisation en sortie du faisceau laser ainsi qu'une caméra permettant de visualiser la position du fil sur un écran déporté (fixé sur le robot). Elle comprend également un cross-jet en sortie de la tête laser, qui consiste en un flux d'air visant à éviter la remontée d'éventuelle projections de matière sur le dernier optique. Cet outil, monté à l'extrémité du robot, est relié à une source de refroidissement à eau qui refroidit également la source laser. Une représentation schématique de la tête laser est fournie sur la figure II.12.

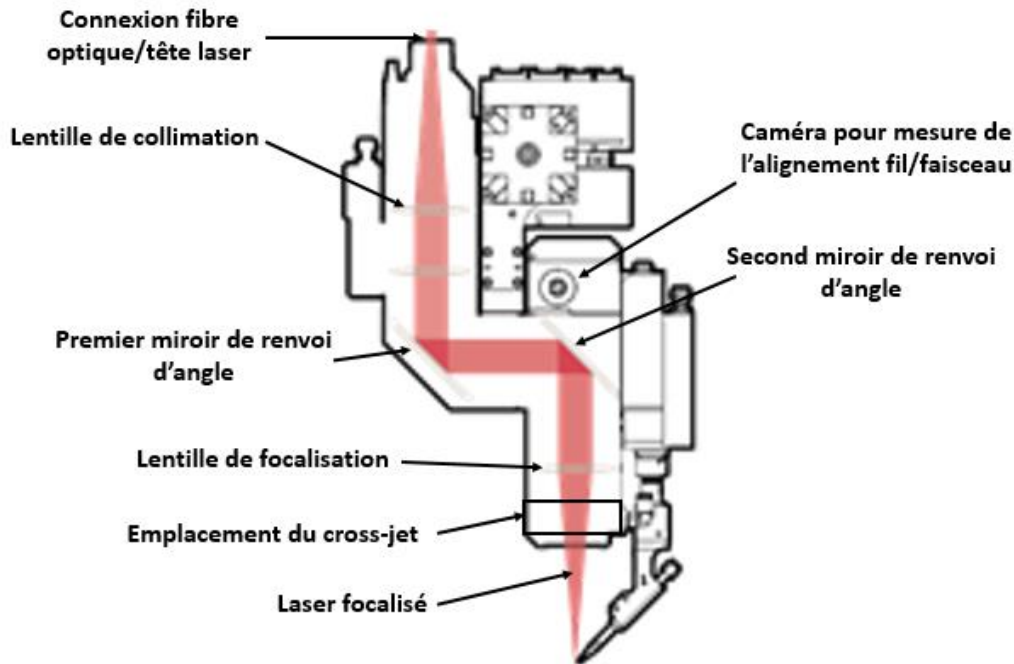


Figure II.12 – Représentation schématique de la tête laser et de ses composants [50].

L'ensemble de la chaîne d'accastillage, comprenant notamment les différents câbles reliés à la tête laser, est fixé sur le squelette du robot et est prévu pour permettre au robot de bouger dans l'ensemble des directions sans endommager les connectiques. En complément, il est possible de se connecter avec un ordinateur sur la tête laser par un câble Ethernet pour régler la distance focale, permettant ainsi de régler la taille du spot laser, les équilibrages de la tête ainsi que l'alignement entre le spot laser et le fil d'apport. La chaîne d'accastillage comprend également l'ensemble du circuit de dévidage du fil d'apport ainsi que la transmission du gaz de protection. Le circuit de dévidage relie la bobine d'apport à la torche fixée sur la tête laser. Elle comprend notamment deux dévidoirs, maître et esclave, dont la mission est d'entraîner le fil ainsi qu'un dispositif de préchauffage du fil par effet joule, l'ensemble étant de la marque Fronuis. Ce dispositif a pour mission de fournir une petite quantité d'énergie au fil, avant qu'il ne soit fondu dans le bain, pour faciliter son passage à l'état liquide. Le gaz de protection est quant à lui déversé sur la zone de soudo-brasage par l'intermédiaire d'une buse fixée sur la tête laser. Le débitmètre de contrôle étant fixé en amont de la buse à hauteur de la tête laser. Le support éprouvette est fixé au sol à l'extrémité de l'axe 0. Des vues de l'installation sont présentées sur les figures II.13, II.14 et II.15.

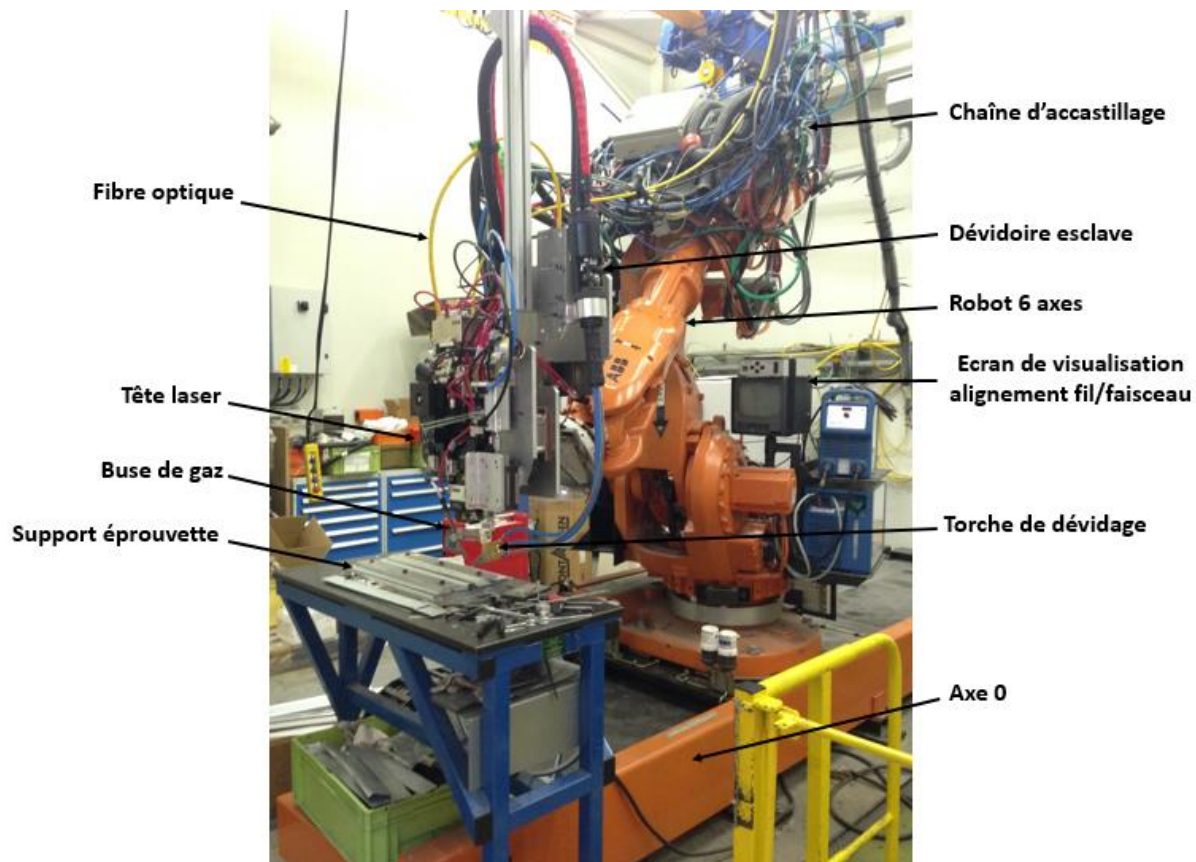


Figure II.13 – Vue de face du moyen robotisé et du support éprouvette.

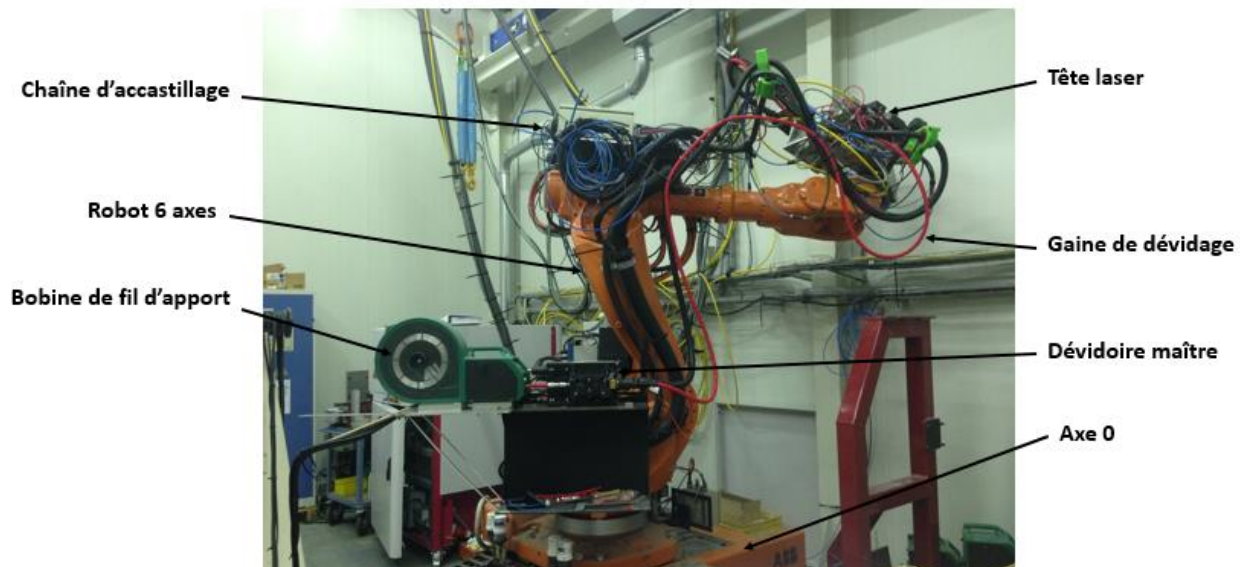


Figure II.14 – Vue latérale du moyen robotisé.

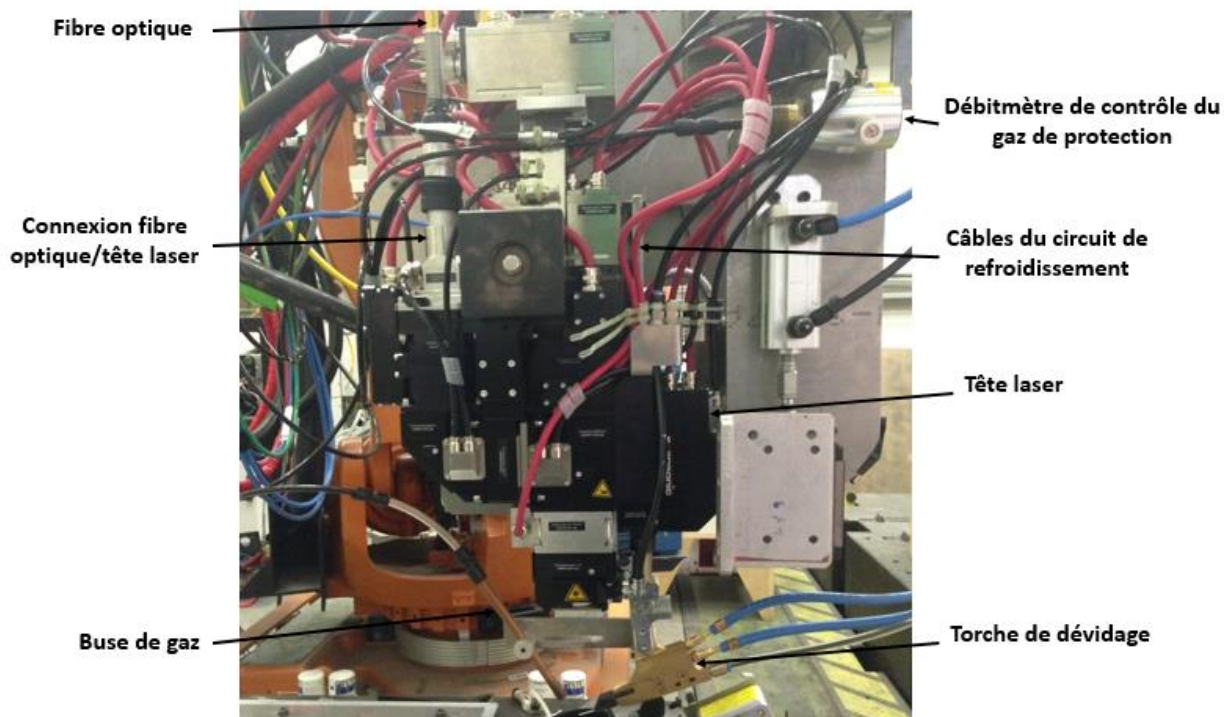


Figure II.15 – Vue détaillée de la tête laser.

L'opération de soudo-brasage d'une éprouvette est complètement automatisée. L'opérateur lance le début du cycle depuis le pupitre de la cabine après avoir vérifié et rempli l'ensemble des conditions de sécurité. Le cycle se décompose en deux trajectoires d'approche, une trajectoire de soudo-brasage et une trajectoire de retour à la position de rebouclage du robot. Ces étapes sont pilotées via une routine par la baie du robot S4C+ automotive de la marque ABB. Au sein de la routine sont réglés les paramètres process suivants :

- Vitesse robot en mm/s.
- Vitesse de dévidage du fil en m/min.
- Intensité courant fil chaud en ampère.
- Le débit du gaz de protection en L/min.

La puissance laser, quant-à-elle, est directement réglée sur la source laser et ne peut excéder les 6kW. La routine pilote les quatre trajectoires ainsi que l'ensemble des sous-étapes de l'opération de soudo-brasage tels que : le démarrage et l'extinction du laser, l'ouverture et la fermeture de l'arrivée du gaz d'apport, le dévidage du fil d'apport ainsi que l'activation et l'arrêt du courant fil chaud. Les trajectoires robot sont créées manuellement au sein de la routine par l'opérateur laser et prennent en compte les spécificités géométriques de l'ensemble composé de la tête laser et de la torche.

II.4.2. Paramètres process de l'installation de soudo-brasage laser

Le tableau II.3 liste l'ensemble des paramètres process propre à l'installation laser :

Paramètre process	Unité	Plage de variation	Détail
Puissance	W (Watt)	[3000;5000]	Laser à diodes Laserline
Courant fil chaud	A (Ampère)	{0,150}	Source fil chaud Fronuis
Nuance fil	% massique	{AlSi ₁₂ , AlSi ₅ , AlSi ₃ Mn ₁ }	-
Vitesse fil	m/min	[4,5;6,5]	Dévidoir Fronuis
Vitesse robot	m/min	[4;6]	Robot ABB
Nuance gaz	Élément chimique	{100% Ar, 100% He, 100% N}	Bouteille air liquide
Alignement fil/faisceau	mm	[-1;+1]	Tête laser ALO3 Scansonic
Débit gaz	L/min	[5;20]	-
Distance focale	1/10 mm	-60	Tête laser ALO3 Scansonic
Position buse de gaz	-	-	
Angle torche de dévidage	° (Degré)	15	Torche Fronuis

Tableau II.3 – Liste des paramètres process de l'installation laser.

L'angle de la torche de dévidage, la distance focale et le positionnement de la tête laser dans l'espace sont conservés constants pour l'ensemble de notre étude.

La torche de dévidage forme un angle de 15° par rapport à l'horizontale. Ce réglage choisi arbitrairement a pour but de faciliter l'apport de matière. La tête laser, quant à elle, est décalée de 5° vers l'éprouvette d'aluminium et de 5° dans la direction de soudo-brasage. Ces deux réglages sont nécessaires pour éviter un endommagement des optiques de la tête par remontée du faisceau laser. La figure II.16 représente ces trois positionnements.

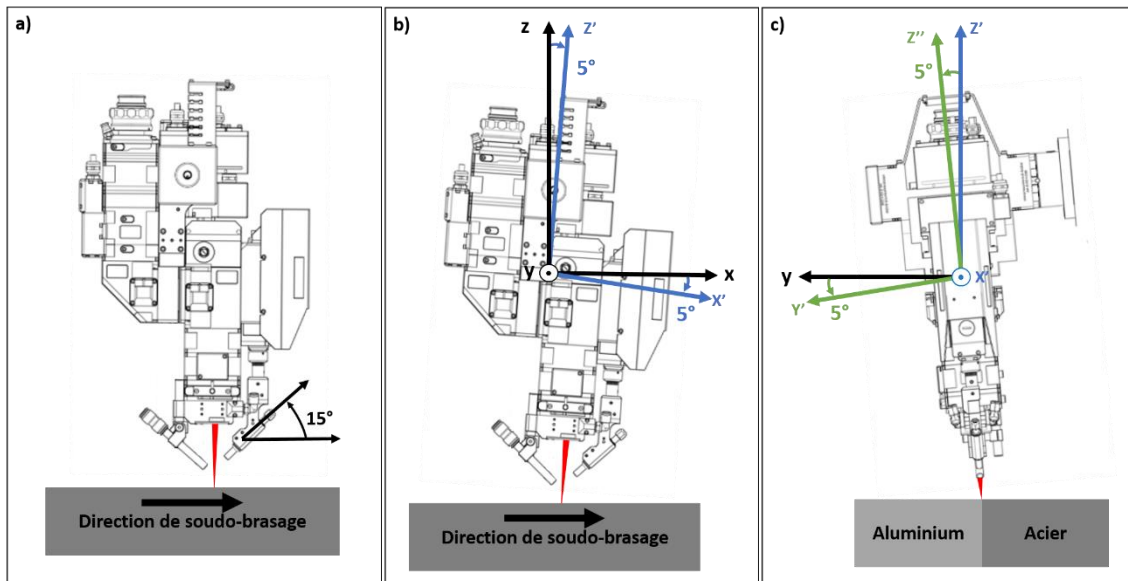


Figure II.16 – Réglage d'un angle de 15° entre la torche d'amenée de matière et l'horizontal a), de 5° de la tête laser dans la direction de soudo-brasage b) et de 5° de la tête laser vers la tôle d'aluminium [50].

La distance focale est réglée au sein de la tête laser. Elle varie par translation de la lentille de focalisation entrainant la formation d'un spot rond par défocalisation du laser. La translation de la lentille tend à faire varier la taille du spot comme présenté sur la figure II.17.

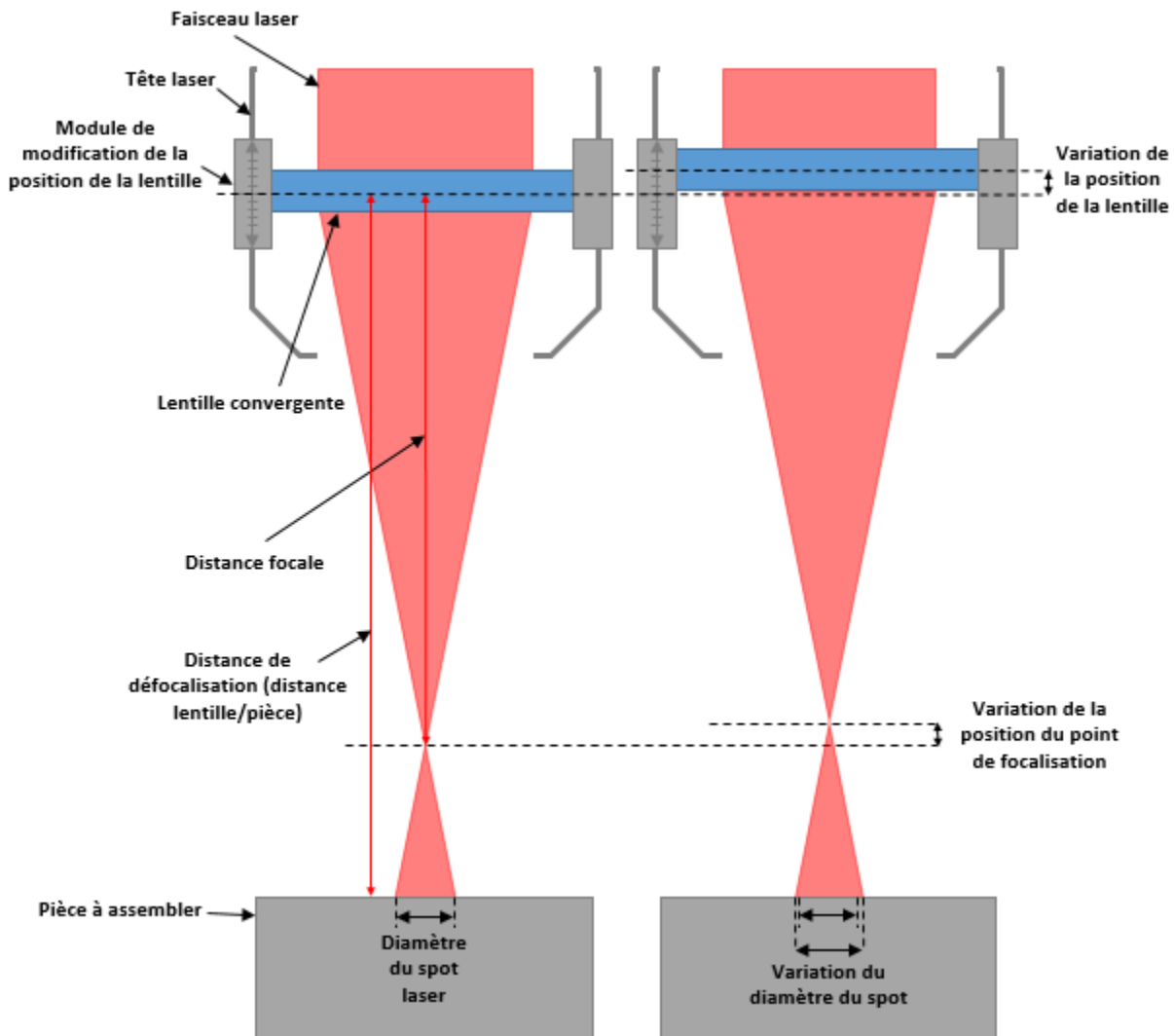


Figure II.17 – Variation du diamètre du spot laser par translation de la lentille de focalisation.

Dans notre cas, la distance focale est réglée pour obtenir un spot de diamètre 3mm. Cette taille de spot représente le bon compromis permettant de couvrir les métaux de base et le fil d'apport. Il est possible de chercher à réduire la distance de défocalisation pour augmenter la concentration de la puissance sur le fil d'apport, cependant cela peut engendrer dans certains cas l'apparition de défauts de soudo-brasage. En complément, la répartition de puissance peut être modulée grâce à l'alignement fil faisceau. Ce paramètre process réglable via la tête laser permet de décaler le spot laser sur un des deux métaux de base, lui apportant ainsi plus de puissance qu'à l'autre métal de base. La figure II.18 représente le réglage de ce paramètre.

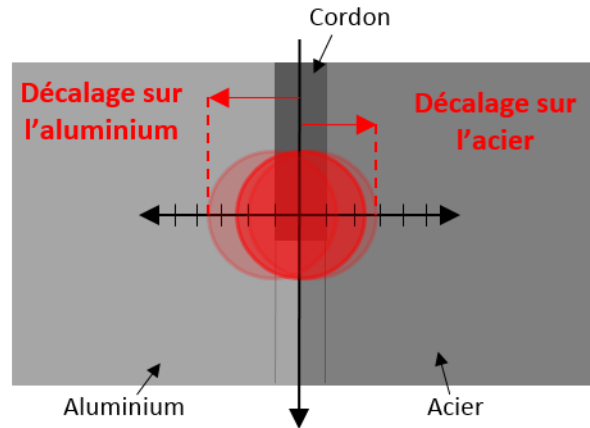


Figure II.18 – Décalage de la position du spot laser sur un des deux métaux de base grâce au module d’alignement fil/faisceau de la tête laser, chaque graduation vaut 1/10 mm.

La position de la buse de gaz a un rôle primordial dans la protection du bain. Celle-ci peut être réglée par deux opérations de translation et une opération de rotation, présentées sur la figure II.19 :

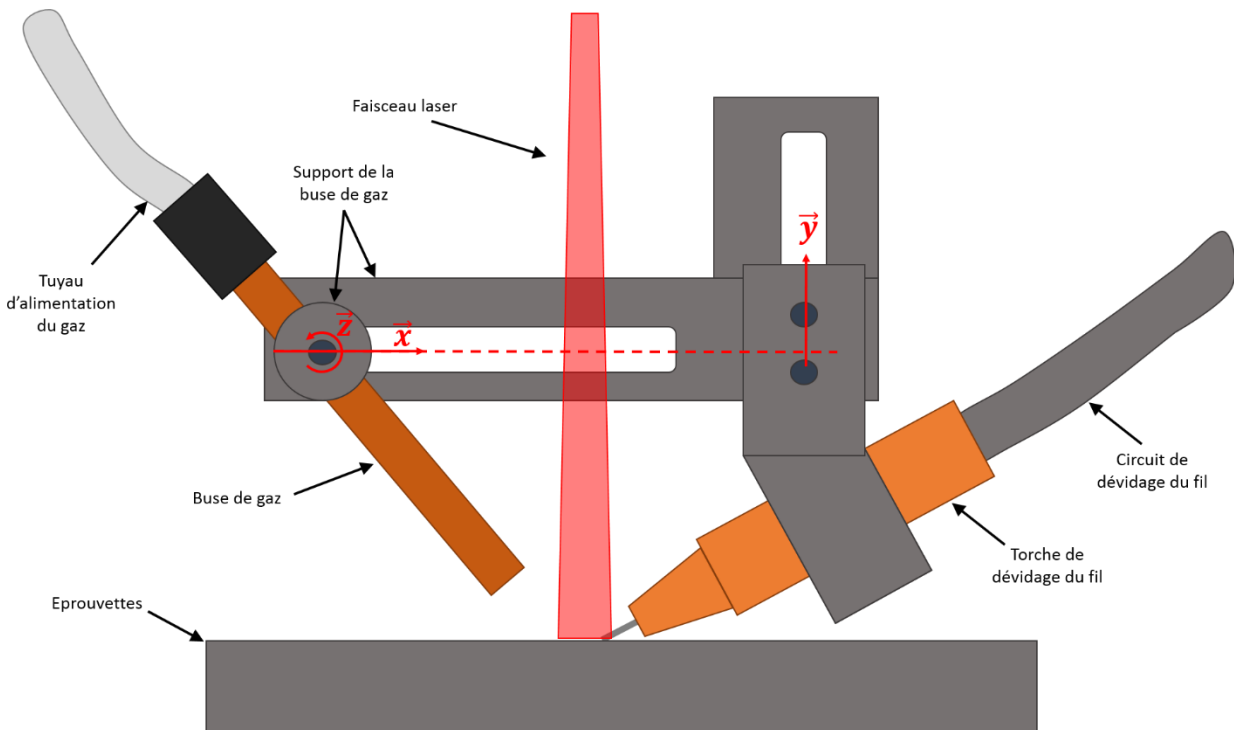


Figure II.19 – Réglage de la position de la buse de gaz par translation selon $\vec{x}$ et $\vec{y}$ ainsi que par rotation autour de $\vec{z}$.

II.4.3. Caractérisation des assemblages

Une fois l'éprouvette soudo-brasée, celle-ci est retirée manuellement du support éprouvette avant d'être caractérisée. Pour chaque configuration process, 5 éprouvettes sont produites et analysées. La figure II.20 présente une éprouvette après l'opération de soudo-brasage.

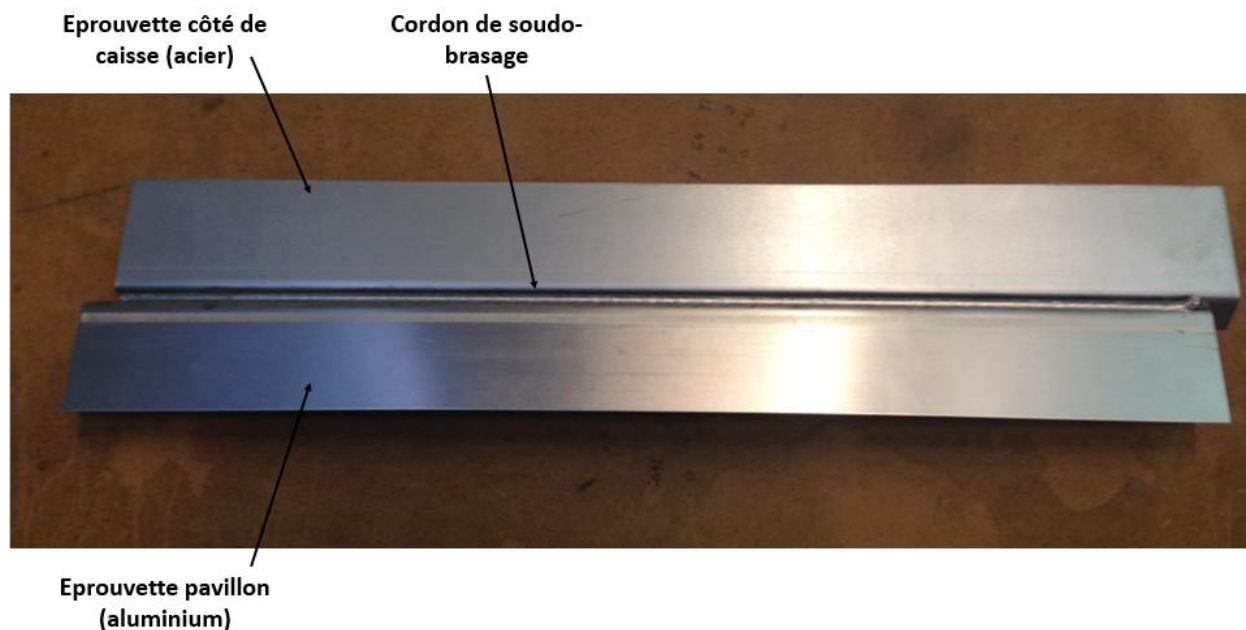


Figure II.20 – Epreuve soudo-brasée.

Chaque éprouvette soudo-brasée subie une caractérisation de ses propriétés mécaniques ainsi qu'une analyse de sa métallurgie en début, milieu et fin de cordon. Six échantillons sont préparés par des opérations de découpe : trois échantillons de longueur 38 mm pour essais mécaniques et trois de longueur 10 mm pour la réalisation de coupes macrographiques (figure II.21).

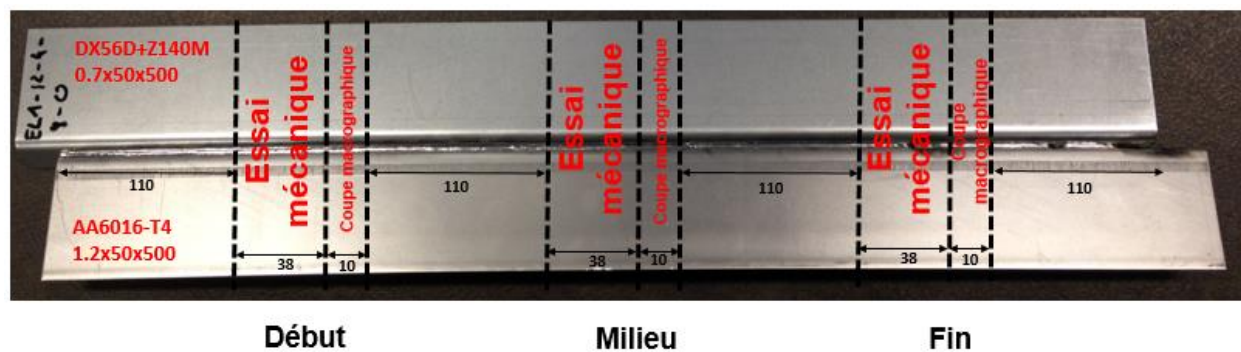


Figure II.21 – Zones d'études et de découpes des éprouvettes.

La résistance des assemblages en début, milieu et fin de cordon a été évaluée par un essai en traction-cisaillement réalisé grâce à une machine d'essais en traction EZ 50 de Lloyd Instruments (50kN) avec une vitesse de 20 mm/min. Lors de cet essai, un effort uni-axial est appliqué sur les extrémités en acier et en aluminium des échantillons. La figure II.22 représente la géométrie des éprouvettes de traction.

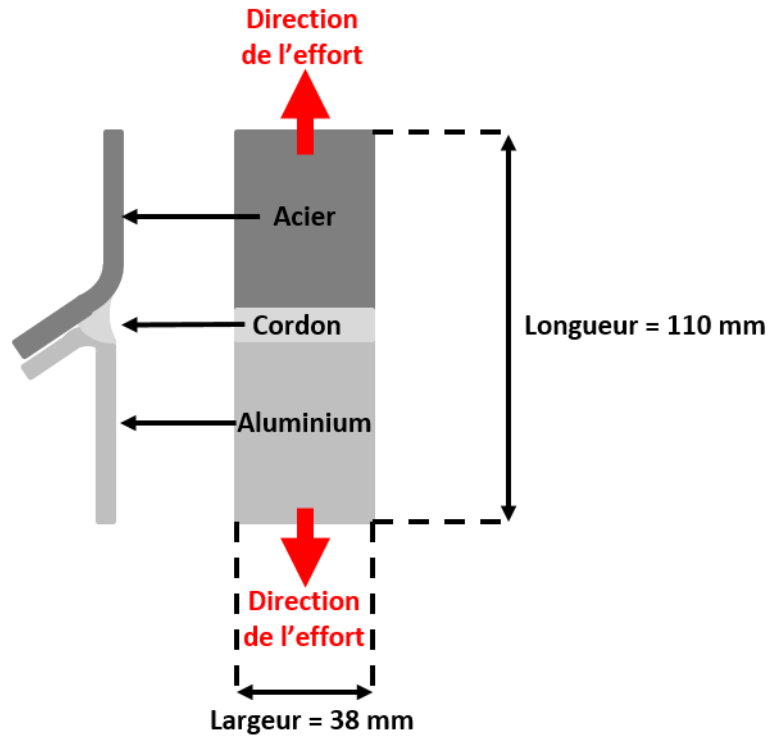


Figure II.22 – Section et dimensions des éprouvettes de traction.

Pour chaque essai, la zone de rupture a été identifiée et classifiée. La présence de défauts de soudo-brasage dans le cordon est également quantifiée pour les 5 éprouvettes de chaque configuration.

Les coupes macrographiques ont été obtenues par enrobage dans des résines phénoplaste et diallylphtalate suivi d'un pré-polissage avec du papier abrasif (320, 800 et 1200 grains/cm²) puis finalement de trois polissages successifs (6, 3 et 1 µm). Les échantillons ainsi préparés ont permis la mesure des surfaces d'interactions, de l'épaisseur des cordons et de la largeur de la zone soudée par microscopie optique (microscope Nikon Epiphot 200).

Les épaisseurs de la couche de composés intermétalliques ont également été observées et mesurées par microscopie optique. Comme démontré par Vrenken et al. [28] ainsi que par G-L. Qin et al. [21], dans le cadre du process de soudo-brasage, la couche de composés intermétalliques peut être divisée en trois zones de géométries différentes, tel que visible sur la figure II.23.

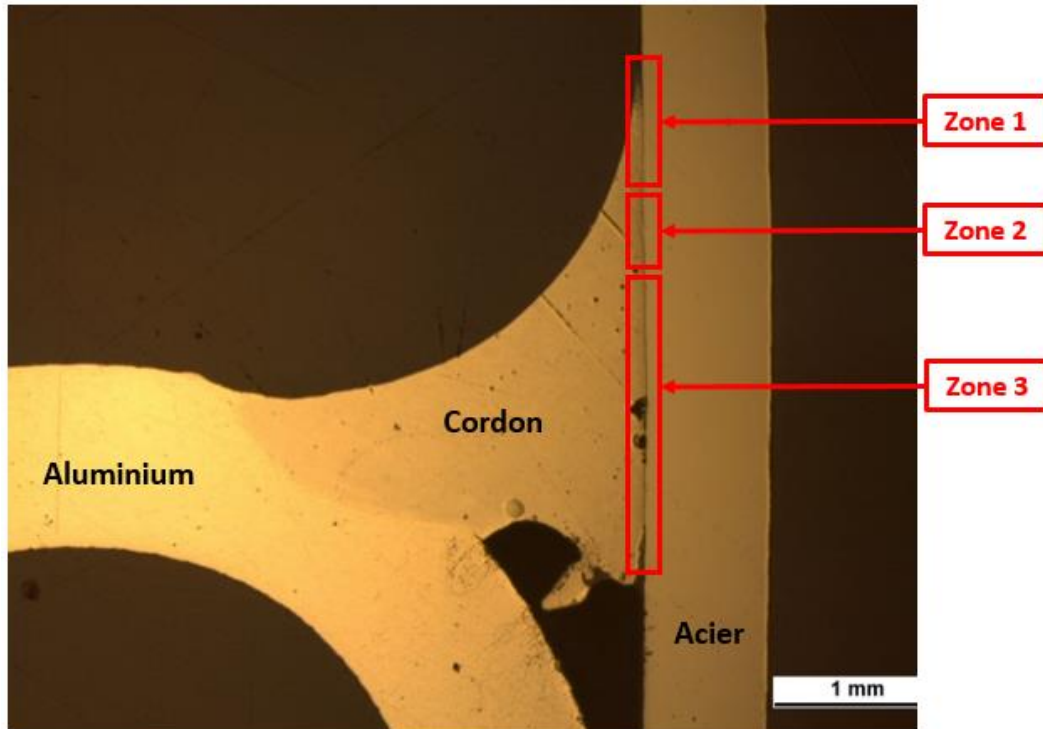


Figure II.23 – Décomposition de la surface d’interaction cordon/acier en trois zones.

Dans la zone 1, la couche d’intermétalliques s’initie à partir de la surface du cordon et son épaisseur croît pour atteindre un maximum dans la zone 2, formant localement une « surépaisseur » de la couche d’intermétalliques. Dans la zone 3, l’épaisseur de la couche diminue jusqu’à ne plus être distinguable en pied de cordon. L’épaisseur maximale de la couche de composés intermétalliques, obtenue en zone 2, a été mesurée et enregistrée pour chaque échantillon. Un exemple de mesure est présenté sur la figure II.24.

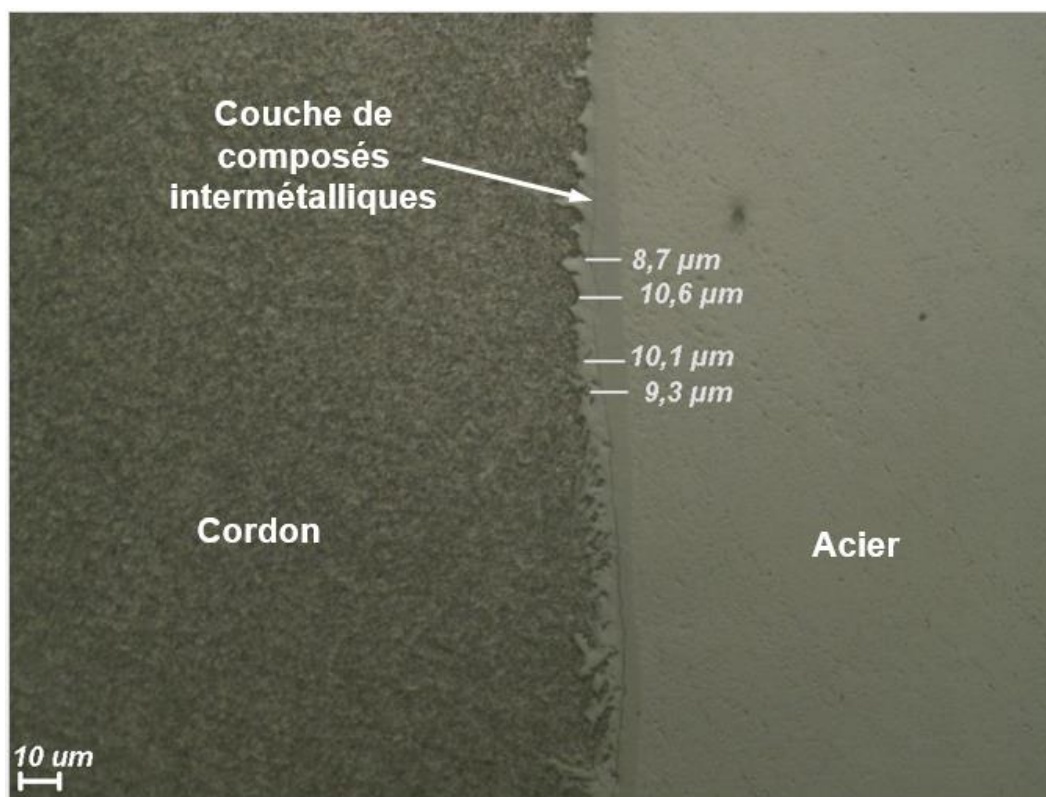


Figure II.24 – Exemple de mesure de l'épaisseur maximale de la couche de composés intermétalliques par microscopie optique.

La dureté de la couche d'intermétalliques a été mesurée en réalisant des essais Vickers grâce à une machine de micro-dureté LEICAVHMT et un récepteur à transferts de charge (CCD) SONY. Lors de ces essais, une pointe pyramidale déforme localement la matière créant une empreinte dont les dimensions permettent de déterminer la dureté du matériau.

Une analyse dispersive en énergie (Energy Dispersive Spectroscopy-EDS) a été menée au centre ENSAM de Châlons-en-Champagne avec un microscope électronique à balayage conventionnel JEOL JSM6400 pour obtenir la composition chimique de la couche. L'évolution de la composition sur une ligne partant de l'acier et se finissant dans le cordon a été obtenue ainsi qu'une cartographie des éléments chimiques sur une zone d'étude centrée sur la couche de réaction. Elle a été complétée par une analyse EBSD (Electron Backscattered Diffraction) réalisée au centre de l'ENSAM d'Aix-en-Provence avec un microscope électronique à balayage JEOL 7001F LV. Celle-ci permet d'obtenir la microstructure de la couche et notamment la taille des grains ainsi que la structure cristallographique des composés intermétalliques. L'EBSD permet également l'obtention des cartographies des angles d'Euler, (ϕ_1, ϕ, ϕ_2) permettant de déterminer l'orientation du référentiel (X', Y', Z') du cristal dans le référentiel (X, Y, Z) du matériau. La figure II.25 représente un exemple d'orientation d'un cristal cubique avec les angles d'Euler avec la convention de Bunge.

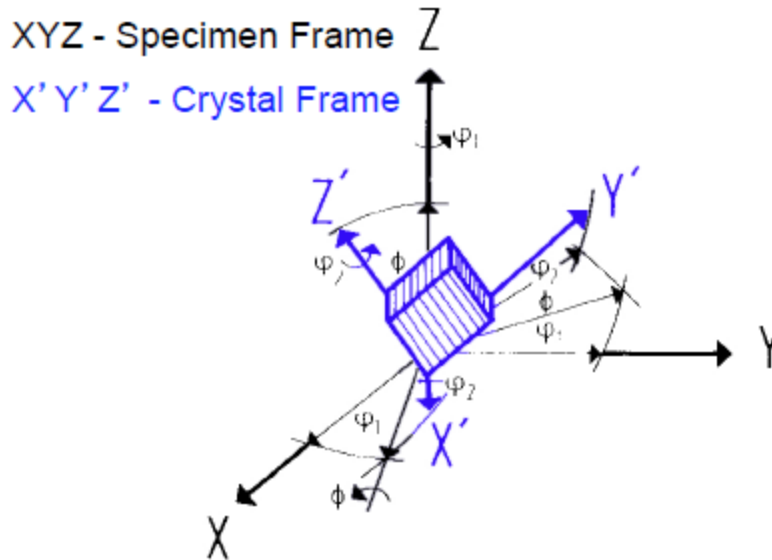


Figure II.25 – Représentation de l'orientation d'un cristal cubique grâce aux angles d'Euler.

Les figures de pôles, également obtenues par l'analyse EBSD, permettent de représenter de manière différente l'orientation du cristal. Elles consistent en la projection stéréographique sur le plan équatorial des pôles étant obtenus par intersection de la perpendiculaire au plan $\{hkl\}$ du cristal avec la sphère de projection. La figure II.26 représente un exemple de projection.

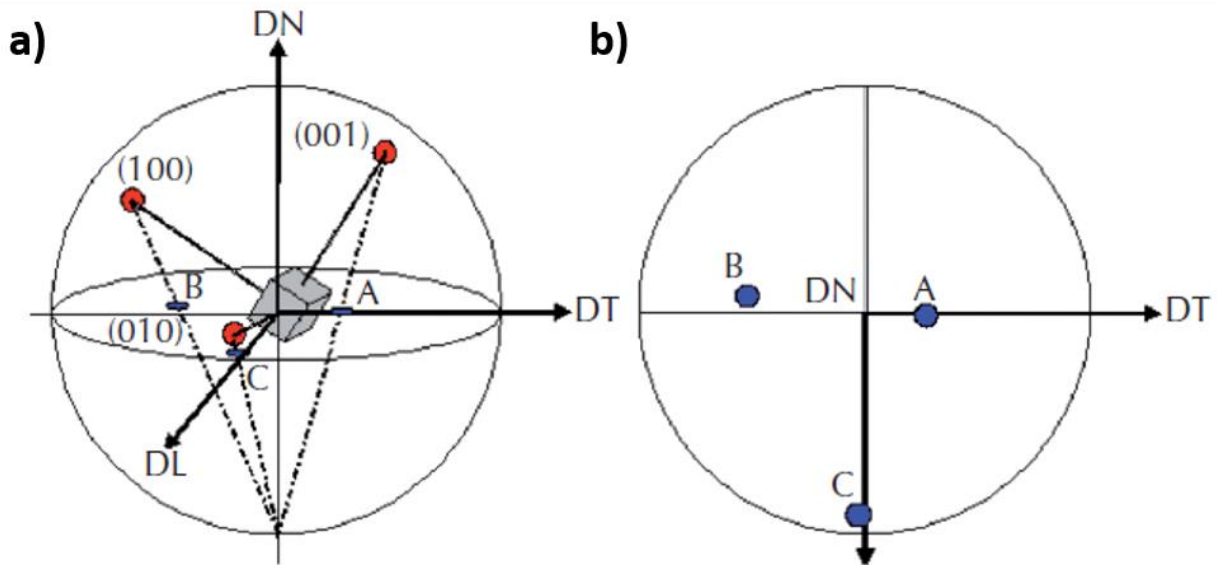


Figure II.26 – Exemple de projections stéréographiques sur le plan équatorial des pôles $\{hkl\}$ d'un cristal cubique a) et de la figure de pôles obtenue b).

Les analyses EDS et EBSD ont été conduites avec une énergie constante de 15keV.

II.4.4. Etude du cycle thermique

II.4.4.1. Mesures par thermocouple

La température à l'interface acier/aluminium fut enregistrée et analysée par l'utilisation de thermocouples à gaine métallique semi-rigide de type K, dont les caractéristiques sont listées ci-dessous :

- Diamètre=1 mm
- Métaux de gaine : Inconel 600
- Température maxi : 1100°

La fiche technique du thermocouple type K annonce que 63% de la température mesurée est atteinte au bout de 0,15 secondes. Après plusieurs essais à des plages de 5, 10, 15, 25 et 90°, il s'avère que 100% de la température mesurée est réellement atteinte au bout de 2 secondes.

Pour notre étude, nous avons procédé à des mesures sur la face extérieure de l'acier ainsi que dans le bain de fusion, au plus proche de la face intérieure de l'acier. Dans les deux cas, les thermocouples sont fixés grâce à un scotch en aluminium, permettant de garantir la position du thermocouple pendant toute l'opération de soudo-brasage. Pour chaque mesure trois thermocouples sont placés sur les éprouvettes, tel que présenté par la figure II.27.

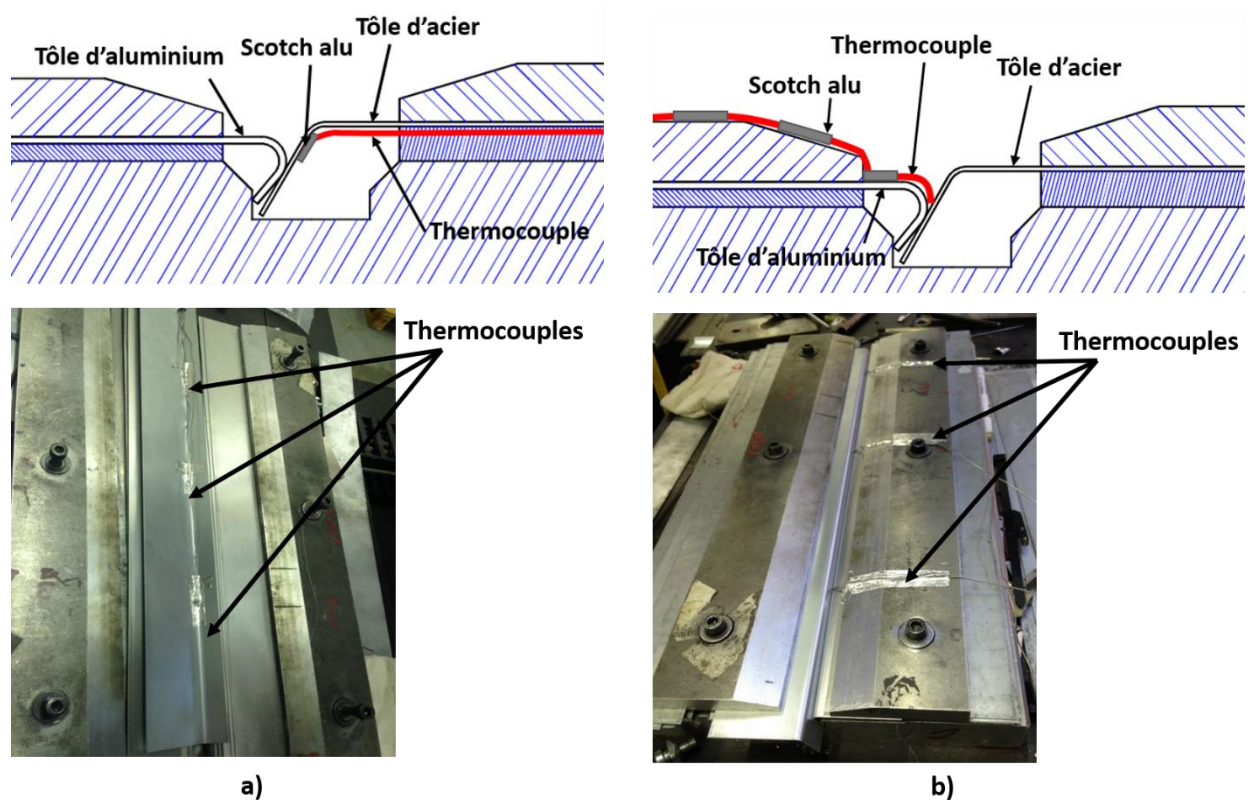


Figure II.27 – Placement des thermocouples sur la face arrière de l'acier a) et dans le bain de fusion b).

Les mesures sont directement enregistrées par une station d'acquisition à la fréquence de 100 Hz et exportées sous Excel.

II.4.4.2. Simulation numérique

Une simulation numérique par éléments finis a également été menée avec le logiciel SYSWELD en complément des essais avec thermocouples. Cette étude numérique est limitée à l'acquisition des cycles thermiques à l'interface acier/aluminium pour notre configuration process. Elle a pour but de nous fournir le cycle thermique en tout point de l'assemblage ainsi que des éléments de comparaison et d'étude de l'impact de la position des thermocouples sur les mesures des cycles thermiques. La dynamique du bain de fusion n'est pas prise en compte lors de la simulation et les pièces sont considérées à l'état solide. L'échantillon simulé a une longueur de 10 mm. La simulation est réalisée sur un ordinateur avec un processeur Intel Xeon W3503, 2,40GHz bicœur avec une mémoire RAM de 24 GB. Le temps de calcul est de 50 min par configuration process.

Les géométries des pièces d'aluminium et d'acier ont été reproduites en fonction des plans des pièces physiques, la géométrie du cordon est quant à elle obtenue à partir d'une coupe macrographique correspondant aux configurations process étudiées. Les pièces sont par défaut à la température initiale de 20°C. Les propriétés des matériaux en fonction de la température sont présentées dans le tableau II.2. L'acier configuré dans SYSWELD correspond au DC04, celui-ci est similaire à l'acier utilisé pour nos expériences.

T (°C)	DC04		AA6016-T4	
	$\lambda (W.m^{-1}.K^{-1})$	$C_p (J.Kg^{-1}.K^{-1})$	$\lambda (W.m^{-1}.K^{-1})$	$C_p (J.Kg^{-1}.K^{-1})$
20	65	480	172	890
100	60			
400	45	595		
560			190	
650			130	
800	28	875		1000

Tableau II.4 – Conductivités thermiques et chaleurs spécifiques des matériaux en fonction de la température [23].

Un maillage solide de type HEXA (TETRA) de taille moyenne 0,2 mm est utilisé pour mailler l'ensemble visible sur la figure II.28.

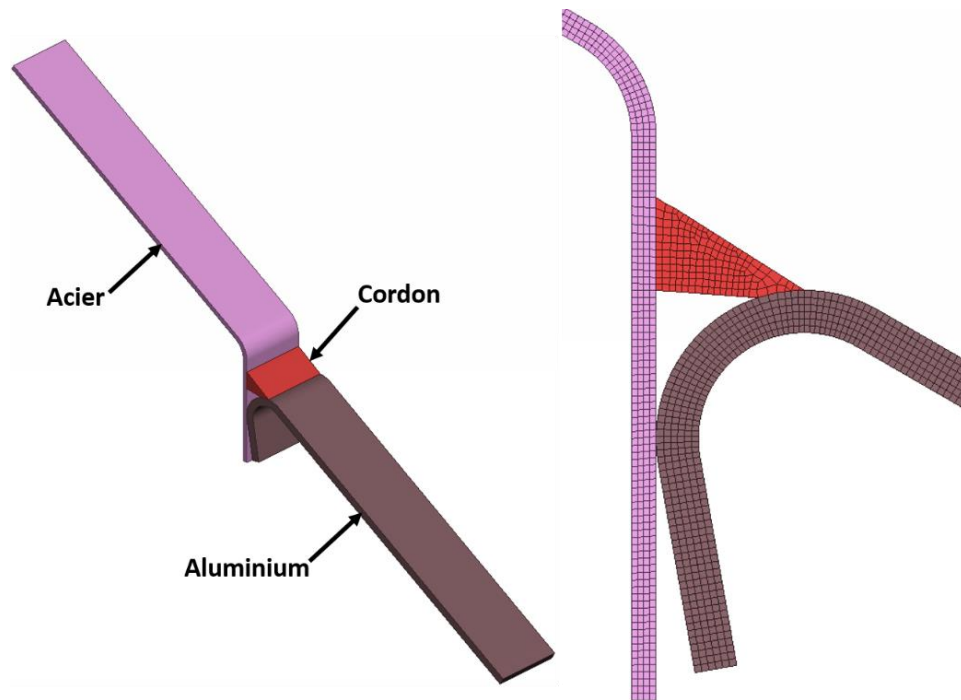


Figure II.28- Représentation de la pièce simulée et maillée, l'acier est représenté en violet, l'aluminium en mauve et le cordon en rouge.

L'ensemble comprend un nombre de 175700 éléments volumiques (exclusivement HEXAS) et 215000 nœuds (3 degrés de liberté mécanique et 1 degré de liberté thermique par nœud). Le bridage des pièces est reproduit par des conditions aux limites d'encastrement, qui consiste à la suppression des 3 degrés de liberté mécanique, pour les zones concernées sur les surfaces supérieures et inférieures. La figure II.29 représente les conditions aux limites imposées.

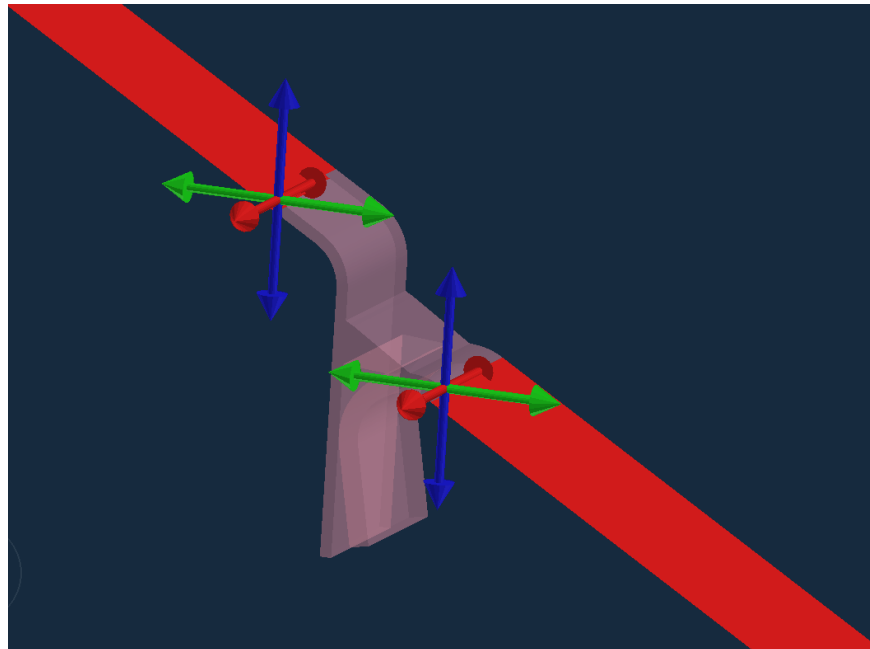


Figure II.29 – Condition limite d’encastrement des surfaces supérieures et inférieures (surfaces rouges) pour reproduire le bridage des pièces physiques.

Un échange de type flux convectif avec le milieu ambiant, air à une température de 20°C, est mis en place. La température initiale des pièces est aussi fixée à 20°C. Les zones en rouge sur la figure II.30 représentent l’ensemble des surfaces d’échanges.

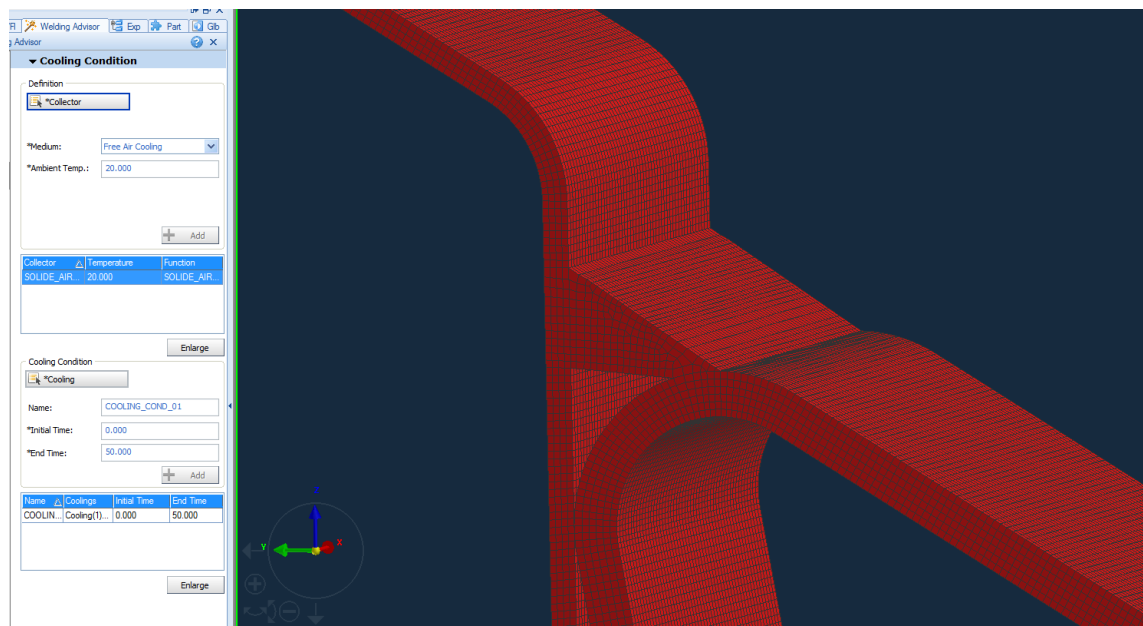


Figure II.30 – Mise en place d’un échange thermique du type flux convectif avec le milieu ambiant, de l’air à température de 20°C, les zones en rouge représentent l’ensemble des surfaces d’échanges.

Le faisceau laser à diodes est modélisé par une source gaussienne disponible dans SYSWELD et similaire au faisceau d'une source laser YAG. La répartition de puissance gaussienne est définie par l'équation suivante :

$$Q(x, y, z) = Q_0 \cdot \exp\left(-\frac{x^2 + y^2}{r_0^2}\right) \quad \text{Eq II.1}$$

Avec :

- Q : la densité de puissance en $W.m^{-3}$
- Q_0 : flux au centre de la source en $W.m^{-3}$
- r_0 : Distance par rapport à l'axe Z en m

La figure II.31 représente la répartition de puissance de la source gaussienne.

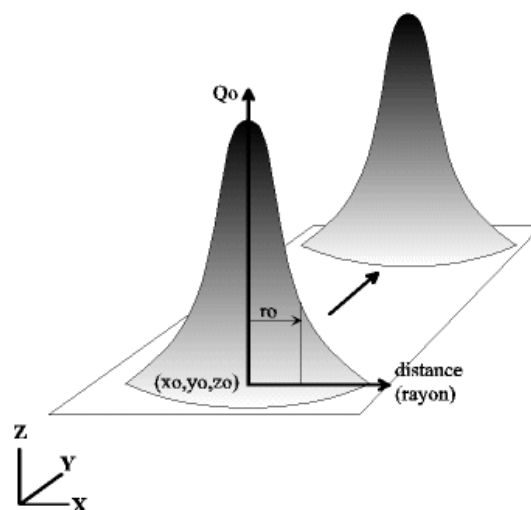


Figure II.31 – Modélisation de la source de chaleur sous la forme d'une répartition gaussienne de la puissance laser.

Les réglages des outils laser sont également reproduits dans SYSWELD :

- La distance focale est réglée à 6 mm avec un diamètre de spot de 3 mm.
- Le faisceau est incliné de 5° dans la direction de soudo-brasage et de 5° en direction de l'aluminium, comme la tête laser sur notre installation.

Les paramètres process sont alors réglés pour les configurations à étudier. Un rendement de 32% représentant l'absorptivité de l'aluminium AA6016-T4 à l'état brut de laminage est utilisé [23]. La figure II.32 représente le passage de la source de chaleur lors de la simulation sur l'échantillon.

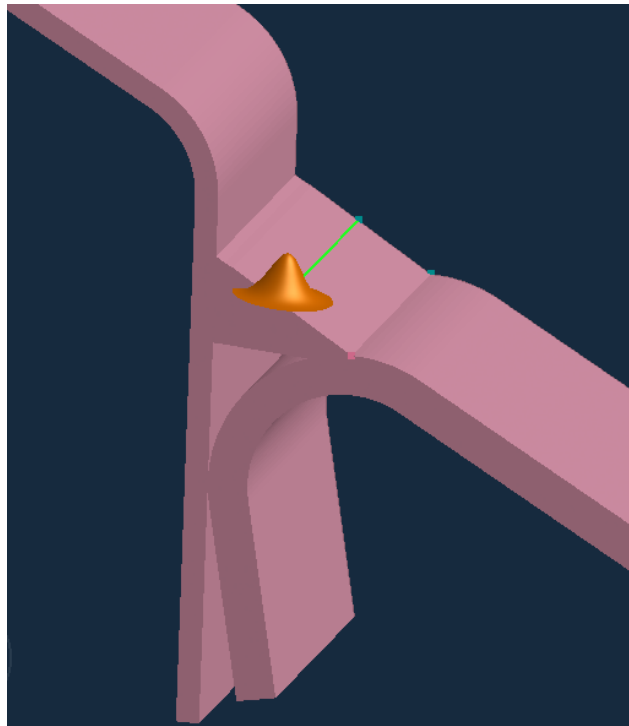


Figure II.32 – Trajectoire suivie par la source de chaleur pendant la simulation sur l'échantillon.

II.4.4.3. Calcul théorique de croissance des composés intermétalliques

Les cycles thermiques obtenus par thermocouples et simulation sont par la suite discrétisés pour mener un calcul de croissance diffusionnel grâce à l'équation II.3 présentée dans le premier chapitre de ce document. Les valeurs obtenues par calcul sont comparées aux épaisseurs mesurées sur échantillons et une analyse critique de la pertinence du modèle pour le soudo-brasage laser à haute vitesse est menée.

II.5. Conclusion

Ce chapitre regroupe les moyens industriels et scientifiques mis en œuvre pour l'étude de la conformité des assemblages soudo-brasés à haute vitesse. L'environnement d'étude a volontairement été construit pour reproduire les contraintes et configurations d'une production industrielle en faisant appel à une installation laser complètement automatisée et instrumentée dans cette logique. La configuration d'étude correspond à l'assemblage d'un pavillon aluminium à un côté de caisse en acier et a pour objectif final une application industrielle du procédé. Cet objectif nécessite une maîtrise totale de la conformité des assemblages produit à haute vitesse de soudo-brasage. Celle-ci passe par une optimisation des paramètres process couplée à une compréhension des phénomènes physiques et métallurgiques. Dans ce cadre, une présentation des moyens de caractérisation des assemblages ainsi que d'analyse de la composition et de la structuration métallurgique des échantillons a été donnée. Les éléments issus de ces mesures permettent l'étude de l'influence des paramètres process sur les critères macroscopiques et microscopiques de la conformité des assemblages. Enfin, la démarche d'étude du lien entre les cycles thermiques à

l'interface acier/aluminium et la formation des composés intermétalliques à haute vitesse de soudo-brasage par instrumentation thermique ainsi que par simulation numérique a été présentée. Les chapitres suivant regroupent et présentent les résultats et observations effectués.

Chapitre III – Etude d’optimisation de la conformité des assemblages acier/aluminium à haute vitesse d’assemblage et caractérisation métallurgique

III.1. Introduction

Ce chapitre regroupe l’analyse exploratoire du process de soudo-brasage laser ainsi que de la conformité des assemblages acier/aluminium produits à hautes vitesses de soudo-brasage. Un ensemble d’hypothèses sur les phénomènes physiques et sur l’influence des variables process sur la conformité des assemblages est d’abord formulé. Celles-ci sont alors étudiées et analysées par une suite d’expérimentation. La microstructure des assemblages est également étudiée et son lien avec la conformité des assemblages est analysé.

III.2. Analyse exploratoire du process et du produit

Dans cette section, des hypothèses sur l’influence de la physique du procédé ainsi que des variables process pour le soudo-brasage laser à haute vitesse, construites sur les lectures bibliographiques, sont formulées.

III.2.1. Influence de la physique du procédé

La figure III.1 représente les quatre grandes étapes du process de soudo-brasage laser.

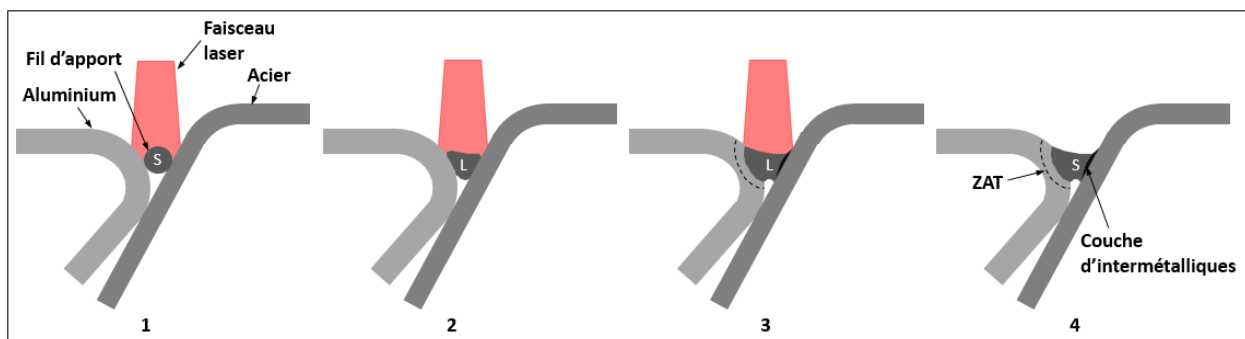


Figure III.1 – Etapes successives de l’opération de soudo-brasage.

Lors des deux premières étapes, le fil est simultanément dévidé entre les tôles de l’éprouvette et fondu par le faisceau laser. Le cordon se crée alors par fusion entre la tôle d’aluminium et le fil

d'apport ainsi que par brasage entre la tôle d'acier et le fil d'apport, ce qui constitue l'étape trois. On observe enfin, en quatrième étape, une zone affectée thermiquement en périphérie de la zone soudée dans l'aluminium ainsi qu'une couche d'intermétalliques, formée à l'interface entre l'acier et l'aluminium.

La dynamique du bain de fusion est centrée autour des phénomènes de convection et de conduction. Les mouvements de convection sont supposés principalement dirigés par la convection Marangoni en surface. Dans notre cas d'étude, le non-usage de flux chimique entraîne l'absence d'éléments tensio-actifs dans le bain et ainsi une convection Marangoni du type centrifuge. La technologie laser n'ayant pas d'effet de pression sur le bain de fusion comme cela se produit dans le cas des process avec arc électrique, les seules forces dynamiques pouvant entraîner des mouvements de convection en surface sont induites par le gaz de protection. Au vu des débits relativement faibles, ceux-ci sont considérés comme négligeables devant la convection Marangoni. La convection pouvant être créée par d'éventuels champs magnétiques initiés par l'utilisation du fil chaud est également considérée comme négligeable devant la convection Marangoni, de par les faibles intensités utilisées pour préchauffer le fil.

Les cordons produits présentent une morphologie en forme de « pont » avec une section minimale en milieu de cordon. Celle-ci est attribuée au sens centrifuge de la convection Marangoni, en opposition avec des cordons présentant une section maximale au centre du cordon observés pour les études utilisant des flux chimiques. Cet élément va dans le sens d'une réduction de la résistance du cordon et est donc à limiter. La pénétration limitée de la soudure dans la tôle d'aluminium est aussi influencée par ce mouvement de convection. Celui-ci tend à augmenter la pénétration dans la zone proche de la surface mais pas en profondeur du cordon pénalisant ainsi la résistance de la zone soudée. En complément, un allongement de la surface d'interaction entre l'acier et l'aluminium est également constaté. La figure III.2 représente les mouvements de convection considérés dans le bain et leur influence sur la forme et les propriétés du cordon.

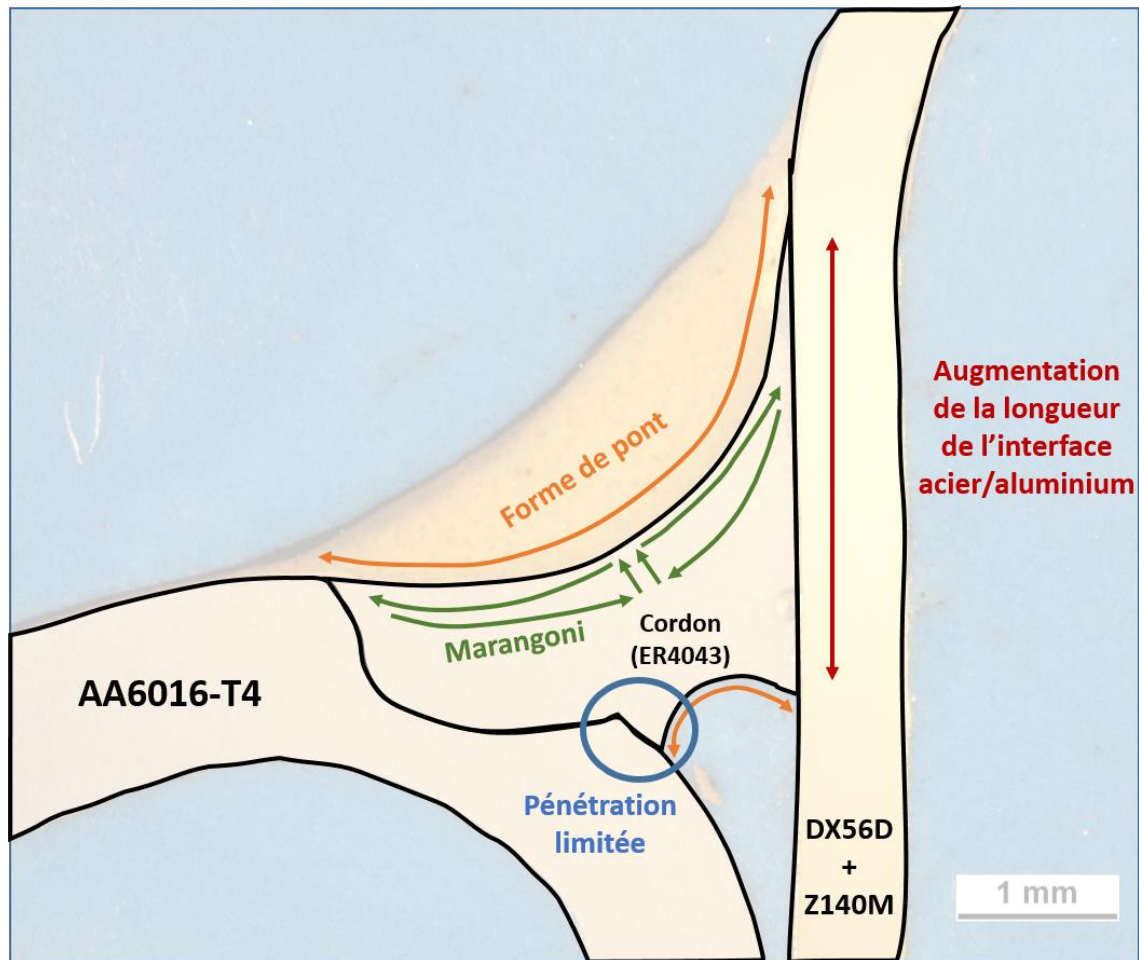


Figure III.2 – Mouvements de convection dans le bain de fusion et conséquence sur la forme du cordon.

III.2.2. Influence des variables process

Les variables process peuvent être classées en deux catégories: les variables énergétiques et les variables environnementales. La première catégorie est constituée des paramètres influençant directement la quantité d'énergie transmise aux matériaux que sont l'alignement entre le fil et le faisceau, la distance focale, la vitesse de soudo-brasage, la puissance laser et l'intensité courant fil chaud. Les paramètres liés au gaz de protection, à savoir la nuance, le débit et la position de la buse de gaz, les nuances de fil ainsi que le jeu entre les tôles et la vitesse fil sont considérés comme des variables environnementales.

III.2.2.1. Influence sur la conformité

III.2.2.1.1. Influence des variables énergétiques

L'alignement fil/faisceau et la distance focale vont, à puissance laser constante, moduler la répartition de puissance transmise aux métaux. Le spot laser recouvre totalement le fil et partiellement les tôles d'acier et d'aluminium. Les dimensions des surfaces des métaux de base

recouverts dépendent de deux éléments : la taille du spot, réglé par la distance focale, et l'alignement fil/faisceau, réglable via la tête laser, qui permet de décaler le faisceau de plusieurs dixièmes de millimètre pour ajuster la position du spot par rapport au fil et aux métaux de base. Ces deux éléments vont influencer la quantité d'énergie transmise aux métaux et en conséquence la qualité de la soudure entre la tôle d'aluminium et le cordon ainsi que la quantité de chaleur transmise aux métaux de base et donc à l'interface acier/aluminium.

Dans notre cas il est souhaitable de décaler de plusieurs dixièmes de millimètre le spot laser sur la tôle d'aluminium pour réduire la quantité de chaleur transmise à la tôle d'acier. Ceci nous permet notamment de réduire de manière significative la température atteinte à l'interface acier/aluminium et d'obtenir un refroidissement à température ambiante plus rapide de la tôle d'acier. La formation des composés intermétalliques en est, en conséquence, limitée par réduction du temps d'interaction à haute température et de la température maximale atteinte à l'interface. Cependant, il est nécessaire de garder en tête que le décalage du faisceau entraîne une forte augmentation de la puissance transmise à la tôle d'aluminium, ayant pour résultat des modifications de la zone soudée (notamment en termes de pénétration et de taille de la zone affectée thermiquement). Une trop grande quantité de puissance reçue par la tôle d'aluminium peut entraîner une détérioration du métal de base, allant à l'opposé de notre objectif d'amélioration des propriétés mécaniques de l'assemblage.

La variation de la distance de défocalisation entraîne, dans son cas, une augmentation ou une réduction de la taille du spot laser. Pour une puissance constante, la répartition de puissance par unité de surface sous le spot s'en retrouve en conséquence augmentée ou réduite. Il est donc possible de moduler par cette méthode la quantité de chaleur fournie aux métaux. Cependant, de manière similaire aux modifications de l'alignement fil/faisceau, une réduction de la taille du spot laser, permet de réduire la quantité de puissance fournie aux tôles d'acier et d'aluminium mais engendre également une forte augmentation de la concentration de puissance fournie au cordon. Ceci peut entraîner la formation de défauts de soudo-brasage en son sein. On peut notamment voir apparaître des affaissements du cordon entre les deux métaux de base ou des trous et manques de matière dans le cordon, impactant fortement la qualité perçue de l'assemblage. De manière globale, il sera nécessaire de trouver un compromis entre réduction de la quantité de chaleur transmise à la tôle d'acier et conservation des autres propriétés de l'assemblage.

Dans notre cas, notre utilisation d'un laser à diodes nous pousse à prendre réellement en considération l'impact du recouvrement partiel des métaux de base par le spot laser. En effet, une des particularités d'un faisceau émis par une source laser à diode et sa répartition de puissance beaucoup plus équilibrée et moins concentrée qu'un faisceau émis par un autre type de source laser (CO₂, YAG, Disk,...). La figure III.3, obtenue par des essais interne Renault, compare la répartition de puissance entre un faisceau émis par une source YAG (à gauche) et un émis par une source à diodes (à droite).

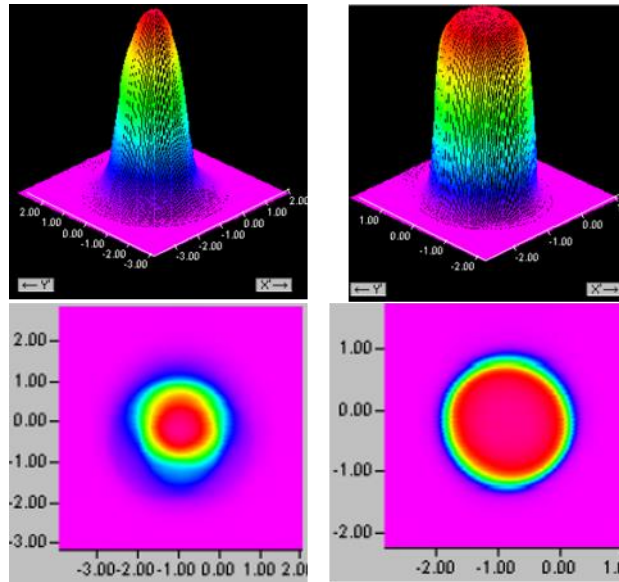


Figure III.3 – Comparaison de la répartition de puissance entre un faisceau émis par une source YAG (à gauche) et un faisceau émis par une source à diodes (à droite).

Comme nous pouvons le voir, la répartition de puissance sous le spot laser d'une source à diodes est beaucoup plus homogène. La quantité de puissance laser reçue par les métaux de base n'est donc pas négligeable.

La réduction du temps d'interaction à haute température peut également être étudiée par variation de la vitesse robot qui équivaut à la vitesse de soudo-brasage. En l'augmentant il est possible de limiter le phénomène de conduction thermique dans le bain et en conséquence d'impacter fortement la forme du cycle thermique à l'interface acier/aluminium. Cependant, il est nécessaire d'adapter les autres paramètres process à une augmentation de la vitesse de soudo-brasage. Il est notamment nécessaire d'augmenter la vitesse de dévidage du fil pour conserver un apport en matière suffisant permettant de totalement combler l'espace entre les deux métaux de base et de garantir la liaison. Un apport insuffisant mène à l'apparition de défauts de soudo-brasage tel que des trous, porosités débouchantes ou dans les cas extrêmes des discontinuités du cordon sur plusieurs dizaines de millimètre. En revanche, une variation de la vitesse de dévidage doit être effectuée avec parcimonie. En effet, une trop forte augmentation nécessitera d'accroître également la puissance laser afin de totalement fondre le fil, ce qui peut aller à l'encontre de notre objectif initial de réduction de la formation d'intermétalliques.

Finalement, la puissance laser et l'intensité courant fil chaud règlent directement la quantité globale d'énergie transmise aux matériaux. Le gradient de température et le cycle thermique à l'interface acier/aluminium en sont directement affectés. En conséquence, la convection Marangoni, qui est pilotée par le gradient thermique de la tension superficielle, est également influencée par ces deux grandeurs. Une augmentation du gradient de température dans le bain va tendre à augmenter les effets de la convection et ainsi son impact sur les propriétés des cordons. De plus, une augmentation de l'énergie apportée aux matériaux influencera directement le cycle thermique à l'interface acier/aluminium et ainsi la croissance des intermétalliques. Il s'agit de

trouver un compromis optimum pour trouver l'énergie minimale permettant d'assurer la création de la liaison tout en limitant la formation d'intermétalliques.

En complément, la microstructure des composés intermétalliques sera aussi affectée par les variations des paramètres process et du cycle thermique. Une augmentation du temps d'interaction à haute température ainsi que de la température maximale à l'interface favorisera une croissance des grains d'intermétalliques ainsi que le mécanisme de diffusion des atomes de fer. Les couches d'intermétalliques de fortes épaisseurs, obtenues pour de haut niveau d'énergie, sont supposées présenter des grains de taille plus importante que les couches minces d'intermétalliques. Ceci entraîne une diminution des propriétés mécaniques des assemblages en accord avec les éléments théoriques de Hall et Petch présentée en chapitre 1.

III.2.2.1.2. Influence des variables environnementales

Le rôle principal du gaz en soudage et soudo-brasage consiste à isoler et protéger le bain de fusion d'interactions néfastes avec l'air ambiant, celles-ci pouvant engendrer la formation de défauts de soudo-brasage. La nuance du gaz d'apport est supposée avoir un impact limité sur la qualité de la protection et ainsi les tenues mécaniques atteintes de par l'absence d'échanges entre le gaz et le bain de fusion. De même, le réglage de la position de la buse de gaz impactera directement l'isolation du bain de l'air ambiant et présente donc un niveau d'influence supposé élevé. En revanche, une fois la buse mise en position, la variation du débit ne devrait pas engendrer de variation des propriétés mécaniques sauf dans le cas où celui-ci est insuffisant pour totalement isoler le bain.

Plusieurs nuances de fils, présentant des pourcentages de silicium différents sont étudiés. On s'attend à observer une forte variation des épaisseurs d'intermétalliques mesurés de par l'influence du silicium dans le cordon qui tend à freiner la diffusion des atomes de fer et donc la croissance des intermétalliques.

Finalement, l'apparition de dérives process et notamment d'un jeu entre les tôles à assembler est inévitable durant une production industrielle. Il est nécessaire de caractériser la robustesse du process par rapport à cette variable. La création d'un écart entre les tôles impacte les caractéristiques du cordon ainsi que la répartition de l'énergie entre les différents métaux. En effet, la présence d'un jeu tend à diminuer les dimensions des surfaces des métaux de base recouvertes partiellement par le spot laser, impactant la création de la soudure côté aluminium et le cycle thermique à l'interface cordon/acier. De ce fait, on s'attend à observer une réduction de la pénétration de la soudure ainsi qu'une réduction de l'épaisseur d'intermétalliques. De plus, la vitesse fil restant constante le cordon est supposé présenter une morphologie très étirée pour garantir la liaison et donc présenter une section plus réduite en milieu de cordon qu'à jeu nul. Au vu de l'impact des composés intermétalliques sur les propriétés mécaniques, une augmentation de la tenue mécanique avec l'introduction de jeux faibles, de l'ordre du dixième de millimètre et menant à une diminution de l'épaisseur de la couche de réaction, sera probablement observée. Cependant, pour des valeurs de jeux de l'ordre du millimètre, une détérioration des propriétés mécaniques est attendue à cause de la réduction de la pénétration de la soudure et de la réduction de la section du cordon.

Enfin, la vitesse fil régule l'apport de matière permettant la formation de la liaison entre les deux tôles. Elle impacte directement la morphologie du cordon et est donc un paramètre process clé. Il est impératif cependant, de jauger correctement l'apport en matière. L'impact d'une vitesse fil trop faible est claire : réduction de la section du cordon à cause de l'étirement de la matière amplifié par l'effet Marangoni, réduction de la longueur de la surface d'interaction entre le cordon et l'acier ou encore augmentation de l'énergie apportée aux métaux de base entraînant une hausse de température favorisant la croissance des intermétalliques. En revanche, une vitesse fil trop élevée sera également contreproductive. L'apport en énergie étant constant, celui-ci sera insuffisant pour totalement fondre le fil à la haute vitesse de soudo-brasage, entraînant l'apparition de défaut du type fil non fondu.

III.2.2.2. Influence sur la reproductibilité et la répétabilité

Un élément clé préjugant du potentiel industriel d'un assemblage réside dans sa capacité à montrer une constance dans la conformité atteinte. Cela implique une capacité du process à reproduire et de manière répétable un même niveau de conformité. Au vu de la stabilité du process laser, une dispersion minime est attendue une fois l'installation paramétrée, les variables énergétiques et environnementales ayant été fixées. De manière similaire, la variation de la tenue mécanique et de l'épaisseur d'intermétalliques est attendue comme étant relativement constante le long d'un même cordon.

III.3. Etude expérimentale du procédé

On s'attache dans cette partie à étudier les hypothèses formulées en début de ce chapitre afin d'identifier l'influence exacte des variables process lors du soudo-brasage à haute vitesse. L'identification des configurations process présentant le plus grand intérêt pour une application industrielle est aussi un des objectifs des prochaines sections.

III.3.1. Influence de l'alignement fil/faisceau

Pour l'étude de cette variable, les paramètres process sont fixés et conservés constants aux valeurs suivantes choisies arbitrairement :

- Vitesse robot : 4 m/min
- Nuance fil : AlSi_3Mn_1
- Puissance : 4000 W
- Vitesse fil : 4,5 m/min
- Intensité courant fil chaud : 150 A
- Nuance gaz : 100% argon
- Débit gaz : 10 L/min
- Distance focale : -6 mm
- Angle torche de dévidage : 15°
- Position de la buse de gaz : centrée sur le bain

Les valeurs de la vitesse fil et de la puissance laser furent fixées en adéquation avec la vitesse robot sur la base de l'expérience sur les process laser capitalisée par Renault. La vitesse fil est réglée pour permettre de complètement remplir l'espace de la gorge formée par le contact des tôles d'aluminium et d'acier. La puissance est fixée, quant à elle, pour complètement fondre toute la matière apportée par dévidage.

Les valeurs de l'alignement fil/faisceau comprise dans l'intervalle $[-1 ; 0]$ mm qui tendent à décaler le faisceau sur la tôle d'acier ne sont pas étudiées de par leur faible intérêt. Celles-ci tendent à augmenter l'énergie apportée à la tôle d'acier et donc à favoriser la croissance des intermétalliques en défavorisant la création de la soudure entre le fil d'apport et la tôle d'aluminium. La plage de variation $[0 ; +1]$ mm fut balayée par réglage sur la tête laser. La position de départ correspond à faisceau aligné sur le fil. Le faisceau est alors progressivement désaligné et décalé sur la tôle d'aluminium. La figure III.4 représente l'évolution du réglage.

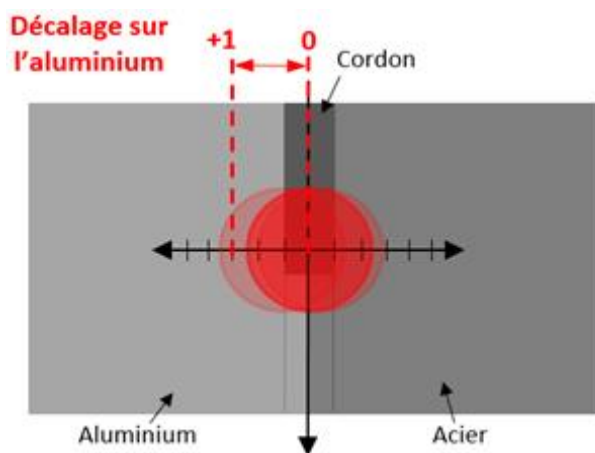


Figure III.4 – Balayage de l'intervalle $[0 ; +1]$ mm de l'alignement fil/faisceau, pour décaler le spot laser sur l'aluminium.

La principale limite fut la conservation des bonnes propriétés de la zone soudée ainsi que de la tôle d'aluminium. Un décalage de 0,6 mm permis de maximiser la tenue mécanique passant d'une moyenne générale de 26 à 39 MPa.

III.3.2. Influence du positionnement de la buse de gaz

Une série d'essais fut menée pour trouver la position qui maximisait les propriétés des assemblages en faisant varier la position de la buse.

La position initiale de la buse a été fixée pour que le flux gazeux soit centré sur le bain dans le cadre de sa mission d'isolation du bain. Il s'est cependant avéré que la plus haute tenue mécanique a été obtenue en positionnant la buse de gaz tel que le flux gazeux recouvre partiellement la fin du bain de fusion et la zone de solidification, en aval du bain. La tenue mécanique moyenne alors atteinte était de 93 MPa. La figure III.5 présente l'évolution de la tenue mécanique en fonction de la position de la buse de gaz.

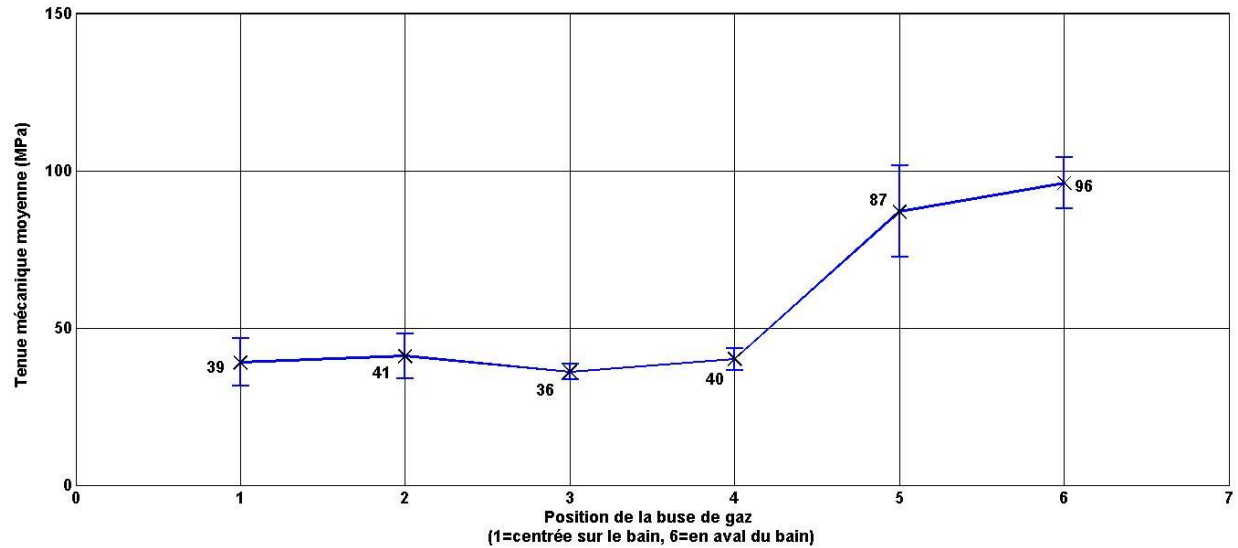


Figure III.5 – variation de la tenue mécanique moyenne (MPa), croix noir, en fonction de la position de la buse de gaz (1=centrée sur le bain, 6=en aval du bain), l'écart type est également tracé pour chaque éprouvette.

Ce réglage permet notamment de conserver une protection de la matière pendant toute la phase de solidification. Ce décalage de la position de la buse est attribué à la haute vitesse de soudo-brasage que nous utilisons. En effet, à cette vitesse, lorsque la protection gazeuse est centrée sur le bain, le processus de solidification n'est pas fini lorsque la matière est de nouveau exposée à l'air. Il aurait été possible de palier à ce problème par une étude plus poussée sur la forme de la buse de gaz permettant de couvrir et de protéger une plus large zone du cordon.

III.3.3. Influence du courant fil chaud

Au-delà de l'impact du fil chaud sur l'apport en énergie, l'étude de ce paramètre présente un autre intérêt. En effet, du fait de la faible résistivité de l'aluminium l'apport d'énergie par le courant fil chaud est supposé rester faible. En conséquence, nous souhaitons pouvoir étudier la possibilité de retirer le courant fil chaud pour minimiser l'apport en chaleur. De par la place du fil dans le fonctionnement de ce paramètre deux nuances sont utilisées pour fournir des éléments de comparaison.

Le tableau III.1 présente les essais étudiés.

Numéro d'essai	Nuance de fil	Intensité courant fil chaud (A)
1	AlSi ₃ Mn ₁	150
2	AlSi ₃ Mn ₁	0
3	AlSi ₅	150
4	AlSi ₅	0

Tableau III.1 – liste des configurations étudiées pour la variation de l'intensité courant fil chaud.

Le reste des paramètres sont fixés avec les valeurs suivantes :

- Vitesse robot : 4 m/min
- Puissance : 4000 W
- Vitesse fil : 4,5 m/min
- Nuance gaz : 100% argon
- Débit gaz : 10 L/min
- Distance focale : -6 mm
- Alignement fil/faisceau : +6 mm
- Positionnement de la buse de gaz : centrée sur le bain
- Angle torche de dévidage : 15°

III.3.3.1. Qualité perçue des assemblages

Une attention particulière à la présence de défauts dans les cordons soudo-brasés a été portée. Le tableau III.2 résume ces observations.

Numéro d'essai	Nuance de fil	Défauts				
		Eprouvette 1	Eprouvette 2	Eprouvette 3	Eprouvette 4	Eprouvette 5
1	AlSi ₃ Mn ₁	1 trou au début et 1 à la fin	1 trou au début et 1 à la fin	-	-	-
2	AlSi ₃ Mn ₁	-	-	1 trou à la fin	-	-
3	AlSi ₅	-	2 porosités débouchantes au début et 1 trou à la fin	-	-	--
8	AlSi ₅	-	-	-	-	-

Tableau III.2 – Récapitulatif des défauts observés lors de la variation du courant fil chaud.

De manière générale, les éprouvettes réalisées à 0 A présentent moins de défauts que leur configuration équivalente à 150 A. De la même manière, une plus faible quantité de problème de dévidage est observée.

III.3.3.2. Propriétés mécaniques et métallurgiques des assemblages

Les figures III.6 et III.7 représentent les tenues mécaniques et les épaisseurs d'intermétalliques obtenues.

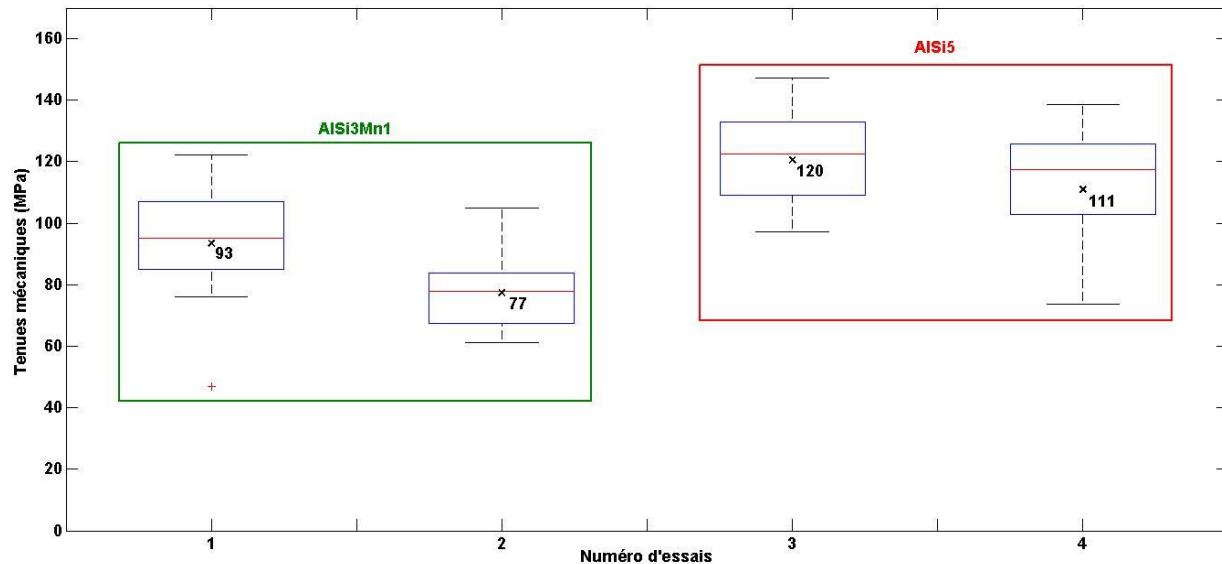


Figure III.6 – Variations de la tenue mécanique en fonction de l'intensité courant fil chaud pour les deux nuances de fils. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

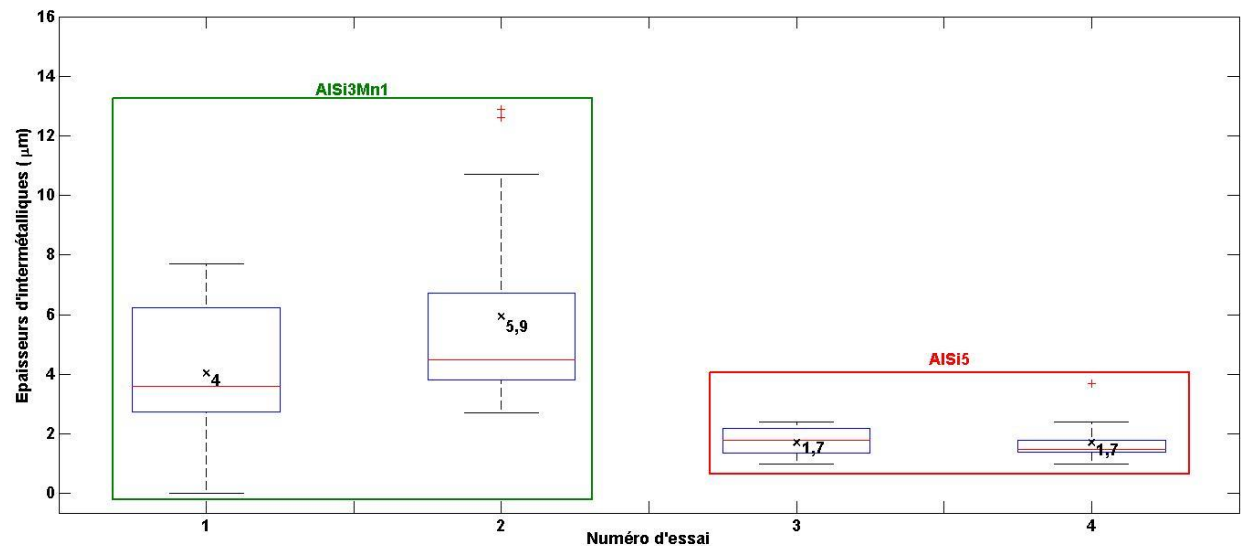


Figure III.7 – Variations de l'épaisseur d'intermétalliques en fonction de l'intensité courant fil chaud pour les deux nuances de fils. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Pour les deux nuances de fils, la suppression du courant fil chaud, entraine une diminution des tenues mécaniques des assemblages. Dans le cas de l'AISI₃Mn₁ cette décroissance s'explique par une forte augmentation des épaisseurs d'intermétalliques en fil froid. Cette évolution est en

désaccord avec notre première hypothèse supposant que l'apport en énergie, fourni par le courant fil chaud, impactait le cycle thermique à l'interface et encourageait la croissance des intermétalliques. L'absence de différence des épaisseurs d'intermétalliques dans le cas de AlSi_5 n'apporte pas plus d'éléments sur ce point. En effet, les configurations fil chaud et fil froid réalisées avec l' AlSi_5 présentent des résultats très similaires pour les épaisseurs d'intermétalliques avec une moyenne égale de $1,7 \mu\text{m}$ et des écarts types respectifs de $0,5$ et $0,6 \mu\text{m}$. La tenue mécanique décroît cependant légèrement de 120 à 111 MPa avec un écart type passant de 15 à 20 MPa . La figure III.8 représente les coupes macrographiques obtenues pour la configuration fil froid avec les tenues mécaniques et épaisseurs d'intermétalliques associées pour l' AlSi_5 .

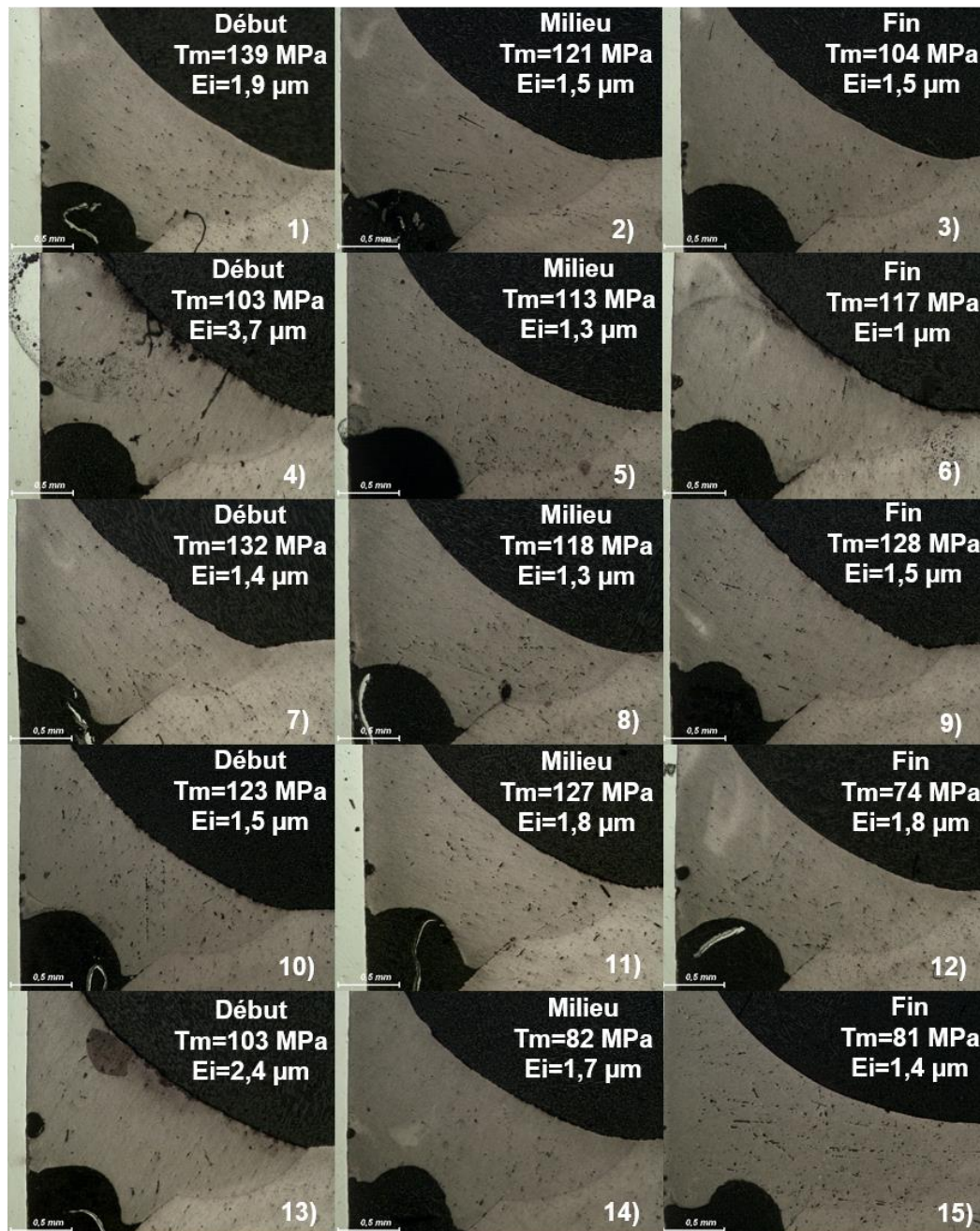


Figure III.8 – Coupes macrographiques et tenues mécaniques des 5 éprouvettes réalisées en fil froid pour chacune de leurs zones d'études avec l'AlSi₅.

De l'analyse et de la comparaison de ces coupes macrographiques à celles obtenues en fil chaud, il ne ressort pas d'éléments pouvant expliquer la baisse des propriétés mécaniques en fil froid. Il est possible de constater dans certains cas une pénétration légèrement inférieure en fil froid (photo 7, 9 et 10), ainsi que dans quelques cas un cordon avec des zones partiellement non fondues (photo 11, 14 et 15). Ces deux éléments sont des conséquences de la diminution d'énergie donnée à la matière en fil froid.

III.3.4. Influence de la nuance du fil d'apport

Trois nuances du fil d'apport sont étudiées : AlSi_3Mn_1 , AlSi_{12} et AlSi_5 . Le choix de ces nuances s'explique par leur composition et notamment leur différent pourcentage de silicium. Pour chaque nuance trois puissances laser, comprises entre 3000 et 5000 Watt, sont utilisées afin d'obtenir des éléments de comparaison pour différents niveaux d'énergie. La puissance laser impactant directement le cycle thermique à l'interface acier/aluminium, le couplage de la variation de la nuance de fil à une variation d'énergie permet d'étudier de manière plus approfondie l'apport de la composition mixte aluminium/silicium des fils sur la croissance des intermétalliques. La vitesse robot ainsi que la vitesse fil sont conservées respectivement constantes à 4 m/min et 4,5 m/min pour l'ensemble des essais. La dispersion des mesures ainsi que la présence de défauts sont également étudiées pour ces essais.

Le tableau III.3 présente le plan d'essais suivi pour l'étude des nuances de fils.

Numéro essai	Nuance fil	Puissance (W)	Intensité courant fil chaud (A)
1	AlSi_3Mn_1	4000	150
2	AlSi_3Mn_1	5000	150
3	AlSi_3Mn_1	3000	150
4	AlSi_{12}	4000	150
5	AlSi_{12}	5000	150
6	AlSi_{12}	3000	150
7	AlSi_5	4000	150
8	AlSi_5	5000	150
9	AlSi_5	3000	150

Tableau III.3 – Plan d'essais de la première vague d'essais. Trois paramètres process sont étudiés totalisant 45 éprouvettes et en conséquence 135 essais en traction ainsi que 135 coupes macrographiques.

III.3.4.1. Observations préliminaires

De nombreux problèmes de dévidage ont été obtenus avec l' AlSi_{12} et dans une mesure beaucoup plus faible avec l' AlSi_3Mn_1 . Ils consistent en des dépôts du fil dans la gaine ou la torche entraînant des blocages du fil et des dégradations des composants de la chaîne de dévidage. Ces difficultés nous ont amenés à procéder à de fréquents démontages de ces composants pour les nettoyer en plus des opérations de maintenance classiques. Ces arrêts sont compromettants pour une installation industrielle. Il n'est pas envisageable de pouvoir interrompre la production avec une fréquence si élevée. Dans le cas de nos essais avec l' AlSi_3Mn_1 nous devons nettoyer les composants de l'installation entre chaque configuration, ce qui représente une fréquence de 1 nettoyage toutes les 15 éprouvettes. Cependant pour l' AlSi_{12} il a été nécessaire de procéder aux opérations de nettoyage toutes les 2 ou 3 éprouvettes. Une seule opération de nettoyage a dû être effectuée pour l' AlSi_5 , elle rentre dans le cadre d'opérations classiques de maintenance. Ce phénomène, fortement dépendant de la nuance du fil peut être lié à plusieurs éléments :

- La rigidité du fil pouvant augmenter les contraintes aux niveaux des zones de contacts entre le fil et les composants de la chaîne de dévidage.
- Un mauvais dimensionnement de la chaîne de dévidage, notamment vis-à-vis de sa longueur, pouvant sur-contraindre le fil, ou vis-à-vis d'efforts trop importants des galets de dévidage sur le fil, pouvant le freiner et le détériorer.
- Un effet du courant fil chaud ramollissant localement le fil et favorisant ainsi des arrachages de matières et la formation de dépôts.

Le plan d'essais put être complètement mené pour les trois nuances de fils malgré ces difficultés. Les résultats sur les propriétés mécaniques et la composition métallurgique des assemblages sont présentés dans les sous-sections suivantes.

III.3.4.2. Qualité perçue des assemblages

Avant de procéder aux découpes et analyses des éprouvettes nous avons commencé par des observations de l'aspect global des cordons. Le tableau III.4 recense les défauts de soudo-brasage constatés avec leur position dans le cordon :

Numéro d'essai	Nuance de fil	Défauts				
		Eprouvette 1	Eprouvette 2	Eprouvette 3	Eprouvette 4	Eprouvette 5
1	AlSi ₃ Mn ₁	1 trou au début, 1 à la fin	1 trou au début, 1 à la fin	-	-	-
2	AlSi ₃ Mn ₁	3 trous au début et 2 au milieu	2 trous au début, 2 au milieu et 2 à la fin	3 trous à la fin et discontinuité du cordon sur 30mm à la fin	1 trou au début et 2 au milieu, 1 porosité débouchant au milieu	1 trou au milieu et 1 à la fin, 2 porosités débouchantes à la fin
3	AlSi ₃ Mn ₁	Fil non complètement fondu au début sur 15mm	Fil non complètement fondu au début sur 18mm, 1 trou à la fin	Fil non complètement fondu au début sur 65mm, 6 porosités débouchantes à la fin	Fil non fondu au début sur 30mm et à la fin sur 12mm	Fil non fondu au début sur 15mm et une porosité débouchante au milieu
4	AlSi ₁₂	1 porosité débouchante au début et 1 trou à la fin	1 trou à la fin	1 trou au début et 1 au milieu	2 trous au début	1 trou à la fin
5	AlSi ₁₂	3 trous au milieu et 6 à la fin	3 discontinuités sur 20 et 40 mm au milieu et 30 mm à la fin, 1 trou au milieu et 2 à la fin	1 trou au début et 2 au milieu	3 trous au début et 1 au milieu	1 discontinuité de 80mm au début, de 35 mm au milieu et de 70 mm à la fin, 1 trou au début et 2 à la fin
6	AlSi ₁₂	Cordon déporté sur l'acier	3 Porosités débouchantes au début et 2 au milieu, 4 trous à la fin	1 trou au début et 1 au milieu	1 porosité débouchante au début et 1 à la fin	Fil non fondu sur 16 mm au début, cordon globalement bombé
7	AlSi ₅	-	2 porosités débouchantes au début et 1 trou à la fin	-	-	--
8	AlSi ₅	1 trou au début	1 trou au milieu et 1 à la fin	1 trou au début, 2 au milieu et 2 à la fin	Un trou au milieu	-
9	AlSi ₅	-	-	-	-	-

Tableau III.4 – Recensement des défauts présents dans les assemblages en fonction de la nuance du fil d'apport.

Plusieurs constats peuvent être effectués :

- La nuance AlSi₅ génère une densité de défauts beaucoup moins importante que les deux autres fils. Le plus grand nombre de défauts étant observé avec l'AlSi₁₂.
- A vitesse de soudage constante, le passage de 4000 à 5000 W a provoqué l'augmentation de défauts du type trous et porosités débouchantes pour les trois nuances

ainsi que l'apparition de discontinuité du cordon pour l' AlSi_3Mn_1 et l' AlSi_{12} . L'apport de matière semble insuffisant pour absorber toute la puissance apportée. Lors de la seconde vague d'essais nous nous attacherons à augmenter la vitesse fil pour comparer la quantité de défauts présents dans les cordons.

- De même, le passage de 4000 à 3000 W a provoqué l'apparition de fil non fondu pour l' AlSi_3Mn_1 et l' AlSi_{12} . Du point de vue des défauts, ce changement de puissance n'a pas affecté les assemblages réalisés avec l' AlSi_5 . A contrario du cas précédent, l'apport en puissance est ici insuffisant pour fondre totalement le fil. Il sera important d'analyser la qualité de la pénétration des cordons dans les tôles d'aluminium lors de l'analyse des coupes macrographiques pour vérifier cet élément. Afin de faire disparaître ce fil mal fondu il faudrait réduire la vitesse fil pour réduire l'apport de matière à fondre. Ceci n'est cependant pas intéressant pour notre étude puisque une diminution de la vitesse fil engendrerait nécessairement une réduction de l'épaisseur du cordon et de la longueur de la zone d'interaction entre le cordon et l'acier, deux éléments en partie responsables de la tenue mécanique.
- L' AlSi_5 ressort comme la nuance de fil la plus prometteuse pour notre étude. En effet, il est nécessaire de minimiser autant que possible la quantité de défauts pouvant apparaître lors d'une production pour entraîner le moins de retouches possible des véhicules. Néanmoins, pour la suite de notre étude nous serons fortement attentifs à la quantité de défauts pouvant apparaître sur une plus grande production d'éprouvettes.

Pour les analyses approfondies des assemblages, nous nous sommes attachés à éviter au maximum les défauts lors de nos découpes pour ne pas fausser les essais mécaniques et avoir des coupes macrographiques observables.

III.3.4.3. Propriétés mécaniques et métallurgiques des assemblages

Les figures III.9 et III.10 représentent respectivement les tenues mécaniques ainsi que les épaisseurs d'intermétalliques mesurées pour chaque essai et regroupées par nuance de fil.

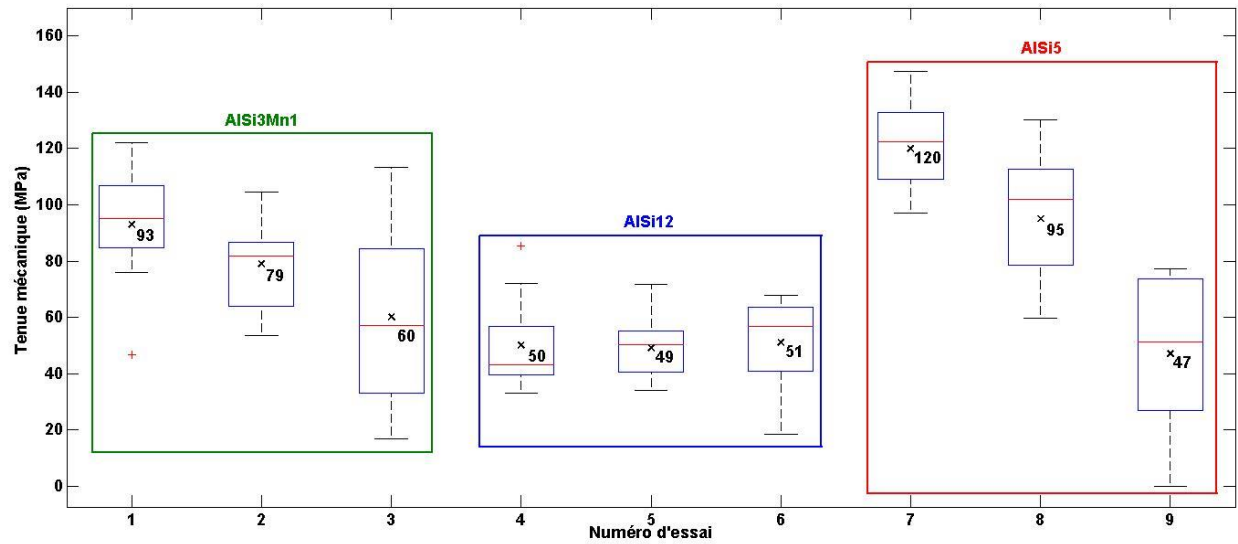


Figure III.9 – Tenue mécanique (MPa) pour chacun des essais. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

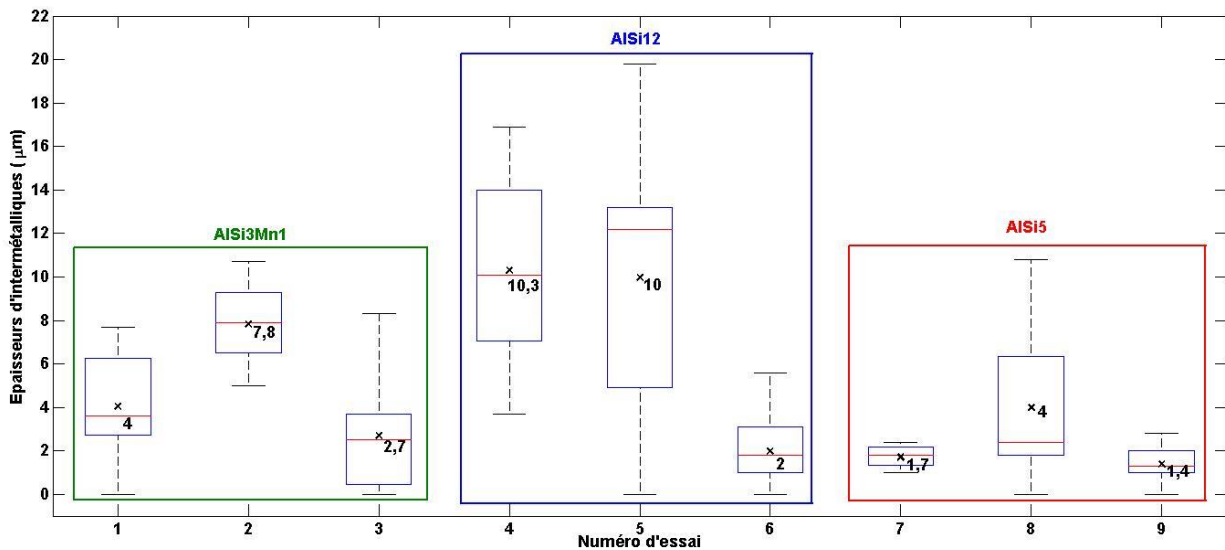


Figure III.10 – Epaisseurs d'intermétalliques (μm) pour chacun des essais. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Le premier constat pouvant être effectué est la forte différence entre les tenues mécaniques maximales atteintes dans ce plan d'essais et celles observées dans la bibliographie (de l'ordre de 200 MPa). Cet écart peut être mis sur le compte de l'absence d'utilisation de flux de décapage en

amont des opérations de soudo-brasage. Ceci met en avant l'impact non négligeable des phénomènes d'oxydation se produisant pendant l'opération de soudo-brasage sur la qualité des soudo-brasures.

La même tendance peut être observée en analysant les tenues mécaniques obtenues avec les nuances AlSi_3Mn_1 et AlSi_5 . Les plus hautes tenues mécaniques sont obtenues pour la puissance de 4000 W. Elles décroissent pour les puissances de 5000 W et 3000 W, les plus faibles étant obtenues pour 3000 W. Ceci est en accord avec la théorie pour plusieurs raisons. Premièrement, en regardant la figure III.10, nous pouvons constater que les configurations avec une puissance de 5000 W conduisent à des épaisseurs d'intermétalliques beaucoup plus importantes que celles avec une puissance de 4000 W. En effet, pour l' AlSi_3Mn_1 celles-ci sont comprises entre 5 et 10,7 μm à 5000 W ce qui représente une augmentation en moyenne de 95% de l'épaisseur de la couche d'intermétalliques par rapport à la configuration avec une puissance de 4000 W. Dans le cas de l' AlSi_5 , un résultat similaire est observé avec des valeurs comprises entre 1,8 et 10,8 μm à 5000 W, représentant une augmentation en moyenne de 135% de l'épaisseur de la couche d'intermétalliques par rapport à la puissance de 4000 W. Ces augmentations sont en cohérence avec la théorie expliquant le mécanisme de croissance de la couche d'intermétalliques. Ainsi, en augmentant la puissance de 4000 à 5000 W tout en conservant la même vitesse de soudo-brasage, on augmente la température à l'interface acier/aluminium engendrant ainsi une plus forte croissance des intermétalliques. On peut supposer, qu'en modifiant la vitesse de soudo-brasage pour les configurations à 5000 W nous aurions été en mesure de conserver une épaisseur d'intermétalliques équivalente à celle obtenue à 4000 W. En effet, ce paramètre agit sur le temps d'interaction à haute température, qui est le second facteur responsable de la croissance des intermétalliques. Les éprouvettes avec une puissance de 5000 W ayant de plus fortes épaisseurs d'intermétalliques, on observe, en cohérence avec la théorie, de plus faibles propriétés mécaniques des assemblages que pour celles produites à 4000 W. Cependant, ce raisonnement n'est pas en cohérence avec les résultats obtenus à 3000 W. Pour les deux nuances de fils, les épaisseurs d'intermétalliques diminuent par rapport aux configurations obtenues à 4000 W, respectivement de -32,5% pour l' AlSi_3Mn_1 et de -17,6% pour l' AlSi_5 . Une augmentation des tenues mécaniques devrait être observée selon la théorie, alors que nous avons obtenu les plus faibles tenues avec les deux configurations à 3000 W. La réponse à cette incohérence nous a été apportée par l'étude des coupes macrographiques couplée aux précédents éléments mis en avant sur les défauts de soudo-brasage. L'apport en énergie étant inférieur, la pénétration de la tôle d'aluminium au niveau de la zone soudée s'en retrouve fortement affectée, comme visible sur les figure III.11 et III.12.

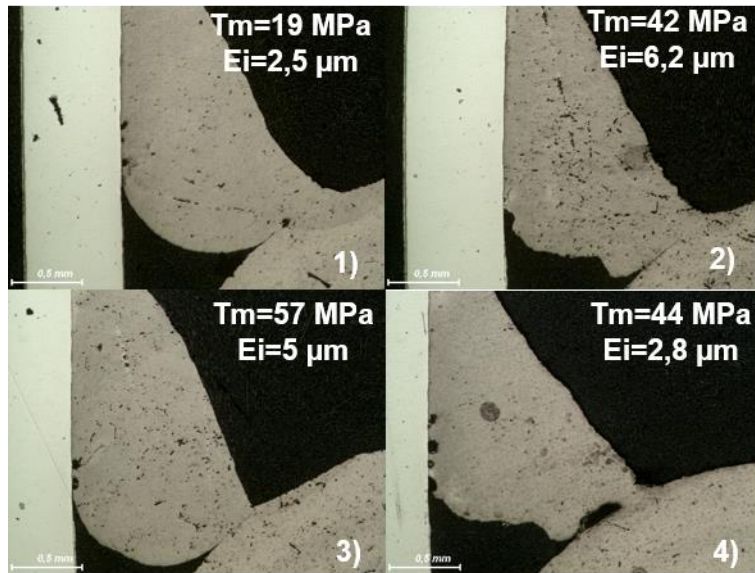


Figure III.11 – Exemples de faibles pénétrations de la tôle d’aluminium par le fil d’apport engendrant de fortes variations des géométries des liaisons soudées pour l’ $AlSi_3Mn_1$ à 3000 W.

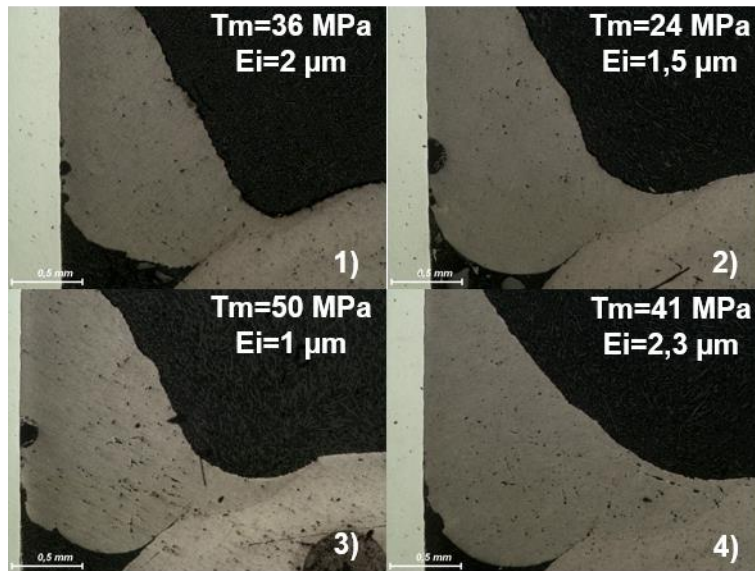


Figure III.12 – Exemples de faibles pénétrations de la tôle d’aluminium par le fil d’apport engendrant de fortes variations des géométries des liaisons soudées pour l’ $AlSi_5$ à 3000 W.

Cette faible pénétration engendre localement une forte diminution des propriétés mécaniques du cordon. Celles-ci ne sont donc plus liées aux épaisseurs d’intermétalliques. Les fortes dispersions des tenues mécaniques mesurées aux configurations à 3000 W sont aussi à mettre sur le compte de la géométrie du cordon. En effet, comme nous pouvons également le voir sur les figures III.11 et III.12, les liaisons soudées entre le cordon et la tôle d’aluminium présentent une importante diversité de géométries entraînant des tenues mécaniques fortement variables entre les éprouvettes.

Cet élément met clairement en avant la nécessité de garder en tête que les propriétés mécaniques des assemblages sont aussi fortement liées à la géométrie et aux autres propriétés du cordon (pénétration au niveau de la zone soudée, épaisseur du cordon, longueur de la zone brasée, etc.). Les cordons des configurations réalisées à 4000 et 5000 W présentent des géométries beaucoup plus régulières avec de meilleures pénétrations des tôles d'aluminium tel que visible sur la figure III.13.

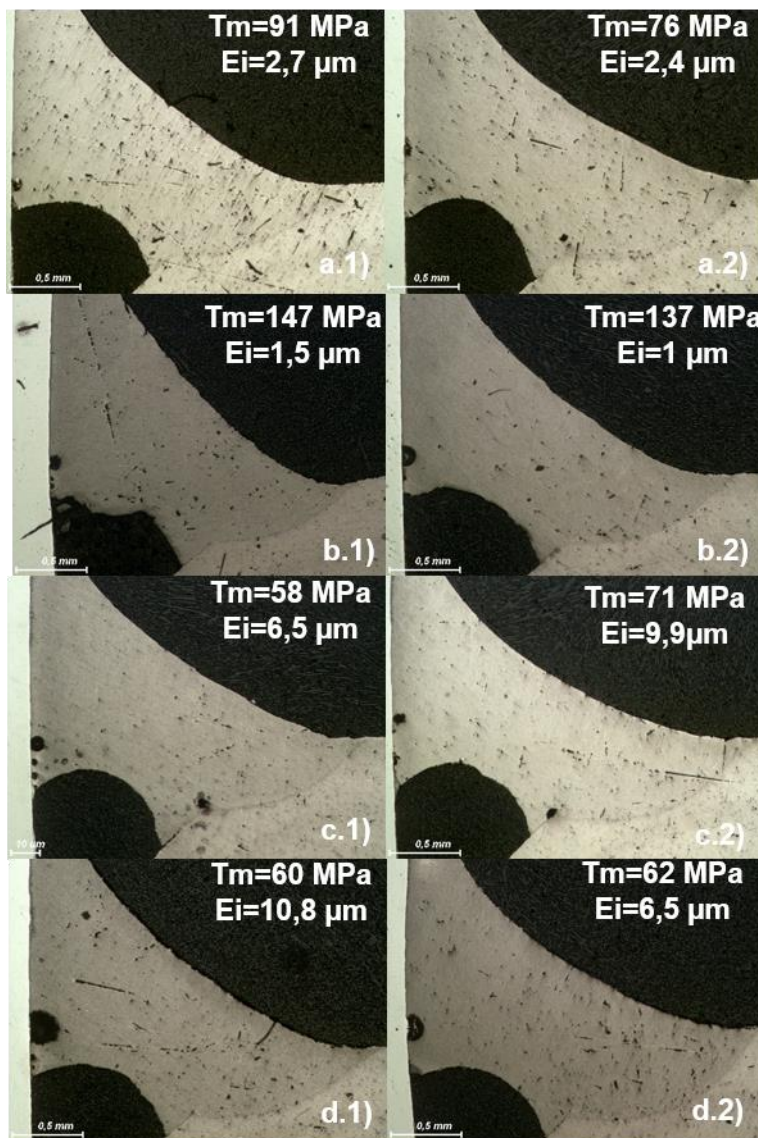


Figure III.13 – Exemples de coupes macrographiques obtenues à 4000 W avec l'AlSi₃Mn₁ a.1) et a.2), 4000 W avec l'AlSi₅ b.1) et b.2), 5000 W avec l'AlSi₃Mn₁ c.1) et c.2) ainsi que 5000 W avec l'AlSi₅ d.1) et d.2).

Les résultats obtenus avec la dernière nuance de fil AlSi₁₂ sont, quant à eux, plus singuliers. Au niveau des tenues mécaniques, les trois configurations de cette nuance présentent des résultats équivalents avec des moyennes de 50, 49 et 51 MPa. Cependant, on retrouve un comportement similaire pour les épaisseurs d'intermétalliques par rapport aux deux autres nuances de fils. En

effet, la configuration produite avec une puissance de 3000 W présente les plus faibles épaisseurs d'intermétalliques. Cette configuration est celle amenant la plus faible température à l'interface acier/aluminium. A contrario, la configuration avec une puissance de 5000 W engendre quant à elle logiquement les plus fortes épaisseurs d'intermétalliques. De manière plus globale, les configurations à 4000 W et 5000 W engendrent des épaisseurs d'intermétalliques beaucoup plus élevées que pour les deux autres nuances de fils. Avec des épaisseurs comprises entre 4,2 et 16,9 μm et une moyenne de 10,3 μm pour les éprouvettes réalisées à une puissance de 4000 W et des épaisseurs comprises entre 1,3 et 19,8 μm avec une moyenne de 10 μm pour celles produites à 5000 W. Ceci explique notamment les faibles propriétés mécaniques des assemblages des configurations à 4000 et 5000 W. La configuration produite à 3000 W présente, quant à elle, de faibles tenues mécaniques expliquées par de très faibles pénétrations du cordon dans la tôle d'aluminium. Ceci peut être constaté sur la figure III.14. Cette figure présente également des coupes macrographiques des éprouvettes réalisées aux deux autres puissances, permettant de voir la différence de pénétration.

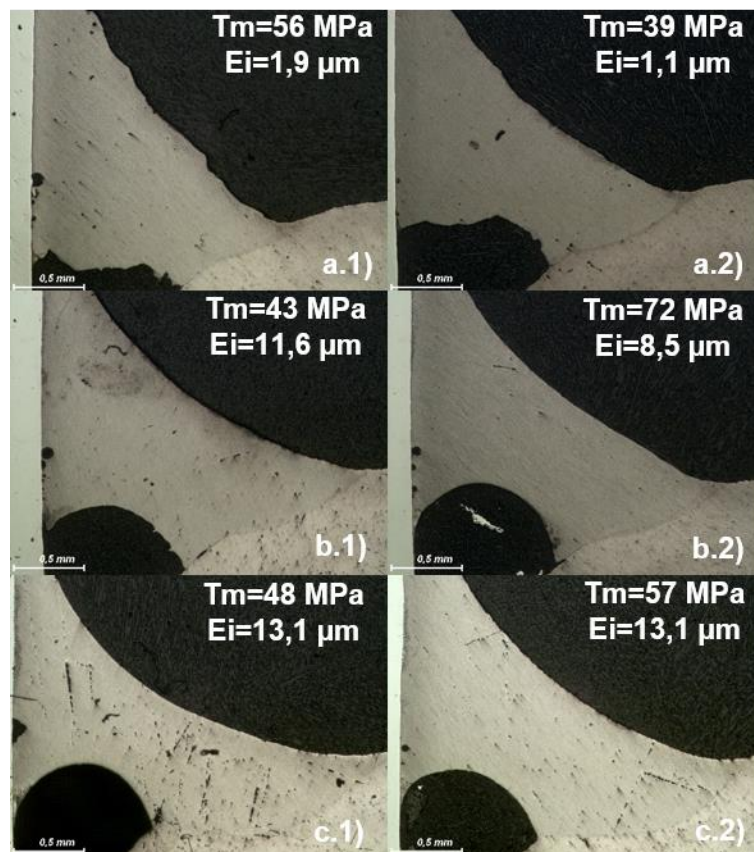


Figure III.14 – Exemples de coupes macrographiques des configurations utilisant l' $AlSi_{12}$, à 3000 W a.1) et a.2), 4000 W b.1) et b.2) et 5000 W c.1) et c.2).

La configuration 7 ressort comme présentant le plus d'intérêt pour notre étude avec des tenues mécaniques comprises entre 97 et 147 MPa et une moyenne de 120 MPa. Cette configuration présente un écart type de 15 MPa, qui est la deuxième plus faible dispersion parmi toutes les configurations de ce plan d'essais. Cependant, une telle dispersion reste relativement élevée pour

une production industrielle et il sera nécessaire de chercher à la réduire pour garantir une plus grande reproductibilité des résultats. A titre de comparaison, le tableau III.5 liste les écarts types des tenues mécaniques et des épaisseurs d'intermétalliques calculés pour les 9 configurations étudiées.

Numéro d'essai	Ecart type tenues mécaniques (MPa)	Ecart type épaisseurs d'intermétalliques (μm)
1	19	2,4
2	16	1,9
3	32	2,4
4	15	4,3
5	9	5,9
6	16	1,6
7	15	0,5
8	22	3,4
9	27	0,9

Tableau III.5 – Ecart types des tenues mécaniques et des épaisseurs d'intermétalliques pour les 9 configurations étudiées.

En complément, il est possible d'étudier la variation des tenues mécaniques par éprouvette en fonction des zones d'études. La figure III.15 représente les différentes valeurs obtenues en début, milieu et fin de cordon pour la configuration 7 :

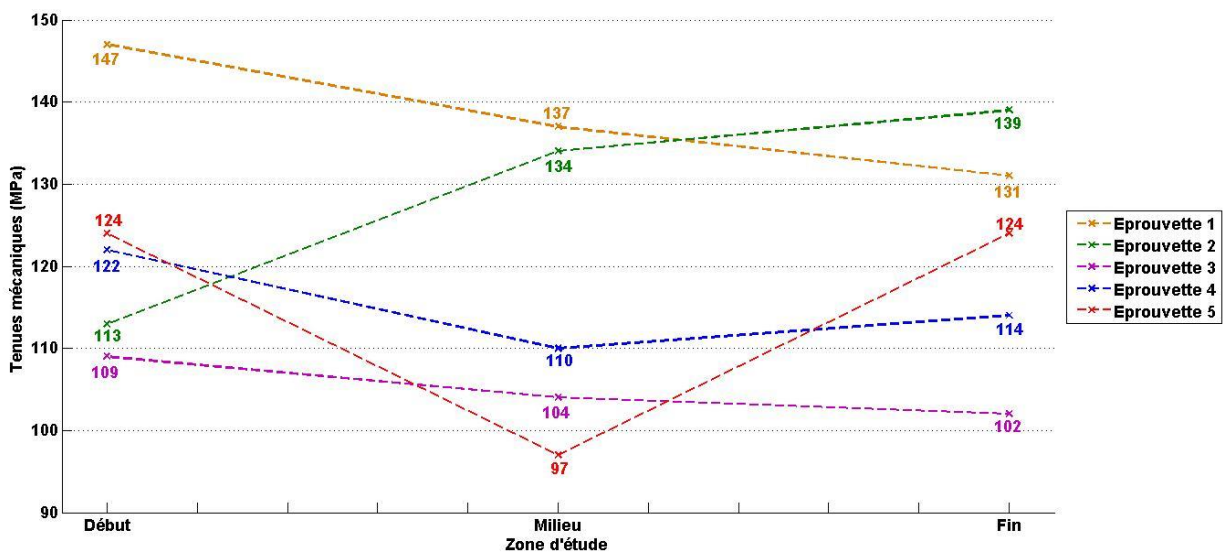


Figure III.15 – Evolution de la tenue mécanique en fonction de la zone d'étude pour les 5 cordons de la configuration 7.

Aucune tendance générale ne ressort sur l'évolution des tenues mécaniques le long des cordons pour cette configuration. Néanmoins, il est possible de constater que les propriétés mécaniques varient fortement le long du cordon, l'écart maximal étant de 27 MPa pour l'éprouvette 5 au milieu du cordon.

Ces variations des propriétés mécaniques peuvent être des conséquences de l'apparition d'un jeu de l'ordre du dixième de millimètre entre les tôles d'acier et d'aluminium. Celui-ci pouvant apparaître avant ou durant le soudo-brasage avec la déformation thermique des tôles. La figure III.16 regroupe toutes les coupes macrographiques de cette configuration avec les tenues mécaniques et épaisseurs d'intermétalliques associées.

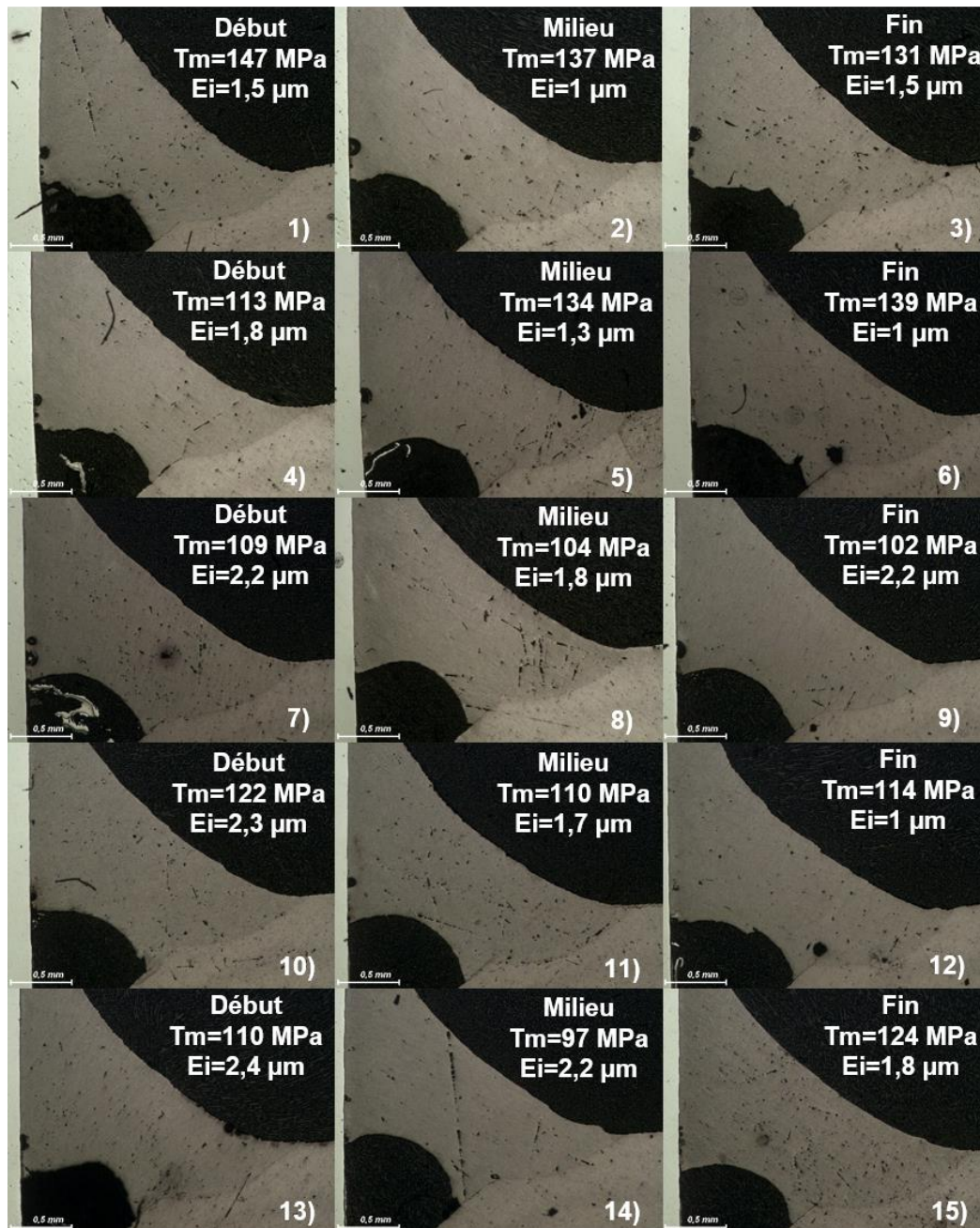


Figure III.16 – Coupes macrographiques de la configuration 7 avec les tenues mécaniques (MPa) et épaisseurs d'intermétalliques associées (μm).

III.3.5. Influences de la vitesse de soudo-brasage, de la puissance laser, et de la vitesse fil

Cette partie expérimentale constitue le cœur de cette étude. En effet, la puissance laser et la vitesse robot sont les deux principaux paramètres process influençant la formation des composés intermétalliques. Il est donc essentiel de balayer autant de configurations process possibles pour évaluer notre capacité à produire des assemblages aux propriétés mécaniques élevées à haute vitesse de soudo-brasage. Nous nous attacherons notamment à établir le lien reliant les propriétés des assemblages aux variations de la puissance, de la vitesse robot et de la vitesse fil.

Nos essais sont concentrés sur la nuance de fil présentant le potentiel le plus fort pour notre étude : l'AlSi₅. Le tableau III.6 présente le plan d'essai suivi.

Numéro d'essai	Nuance de fil	Puissance (W)	Vitesse robot (m/min)	Vitesse fil (m/min)
1	AlSi ₅	4000	4	4,5
2	AlSi ₅	4000	4	5,5
3	AlSi ₅	4000	4,5	4,5
4	AlSi ₅	4000	4,5	5,5
5	AlSi ₅	4000	5	4,5
6	AlSi ₅	4500	4	5,5
7	AlSi ₅	4500	4,5	5,5
8	AlSi ₅	4500	5	5,5
9	AlSi ₅	4500	5,5	5,5
10	AlSi ₅	5000	4	5,5
11	AlSi ₅	5000	4	6,5
12	AlSi ₅	5000	4,5	5,5
13	AlSi ₅	5000	4,5	6,5
14	AlSi ₅	5000	5	5,5
15	AlSi ₅	5000	5	6,5
16	AlSi ₅	5000	5,5	5,5
17	AlSi ₅	5000	5,5	6,5
18	AlSi ₅	5000	6	5,5
19	AlSi ₅	5000	6	6,5

Tableau III.6 – Plan d'expérience de variations de la puissance, de la vitesse robot et de la vitesse fil pour l'AlSi₅.

III.3.5.1. Propriétés des assemblages

Les figures III.17 et III.18 représentent l'ensemble des résultats obtenus pour les tenues mécaniques et les épaisseurs d'intermétalliques pour l'AlSi₅ :

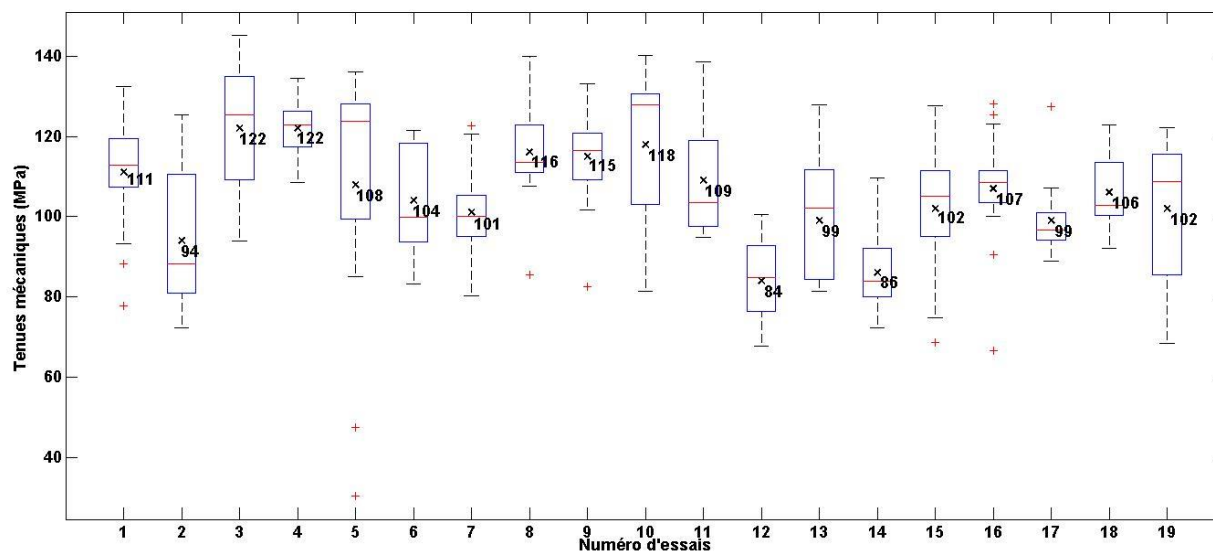


Figure III.17 – Tenues mécaniques (MPa) pour les essais avec l' $AlSi_5$. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

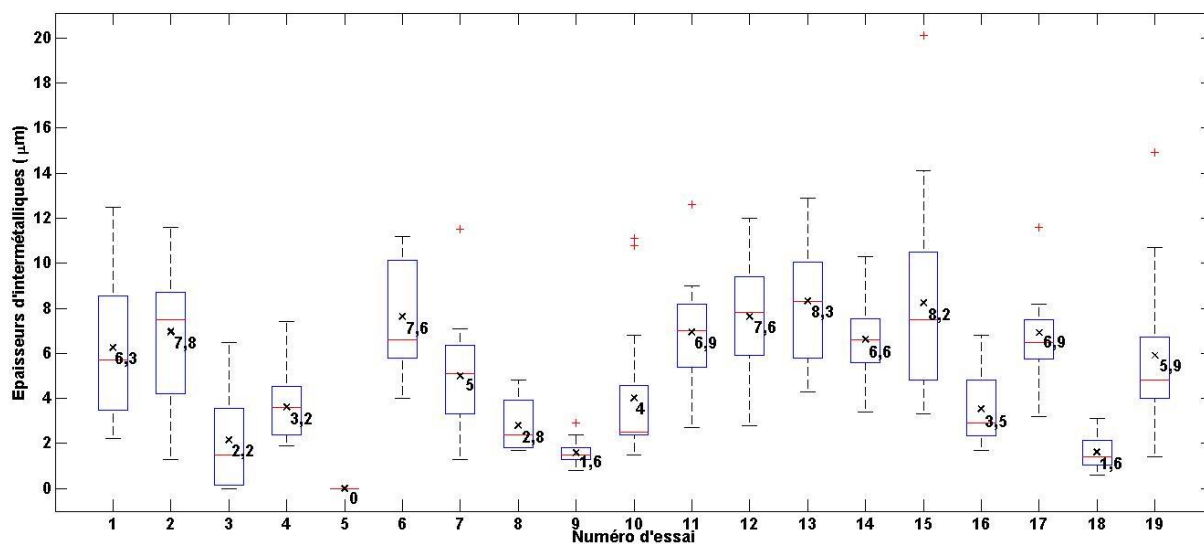


Figure III.18 – Epaisseurs d'intermétalliques (μm) pour les essais avec l' $AlSi_5$. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Le tableau III.7 donne les écarts-types calculés pour chacune des configurations.

Numéro d'essai	Écarts-types tenues mécaniques (MPa)	Écarts-types épaisseurs d'intermétalliques(μm)
1	15	3,2
2	16	3,1
3	16	2,2
4	8	1,5
5	32	0
6	14	2,5
7	11	2,5
8	12	1,1
9	13	0,5
10	17	3,1
11	13	2,5
12	11	2,4
13	15	2,7
14	10	1,9
15	17	4,5
16	15	1,5
17	9	2,3
18	9	0,7
19	17	3,4

Tableau III.7 – Écarts-types des tenues mécaniques (MPa) et des épaisseurs d'intermétalliques (μm) pour les 19 configurations étudiées.

III.3.5.2. Commentaire global sur la dispersion des résultats

Mis à part pour la configuration 5, les dispersions des tenues mécaniques et des épaisseurs d'intermétalliques mesurées sont comprises, respectivement, entre 8 et 17 MPa et entre 0,5 et 4,5 μm. Ces dispersions sont relativement élevées et mettent en avant un certain manque de stabilité du process de soudo-brasage laser. Si globalement nous pouvons extraire des tendances d'évolution des propriétés des assemblages, il est difficile de pouvoir se prononcer sur la répétabilité des résultats. Il est, en effet, possible d'observer des variations importantes des propriétés d'une éprouvette avec la suivante réalisée dans les mêmes conditions. Dans le cas de la configuration 5, une très forte dispersion des tenues mécaniques est observée à cause de valeurs marginales. Celles-ci sont les conséquences de défauts de soudo-brasage du type fil non complètement fondu.

Dans la suite de cette partie, nous nous attacherons à étudier l'influence de l'évolution des paramètres process sur la dispersion des résultats.

Cependant, de manière globale nous pouvons d'ores et déjà étudier si un lien existe entre les dispersions observées pour les tenues mécaniques et les épaisseurs d'intermétalliques. La courbe III.19 représente les écarts-types des tenues mécaniques tracées en fonction des écarts-types des épaisseurs d'intermétalliques.

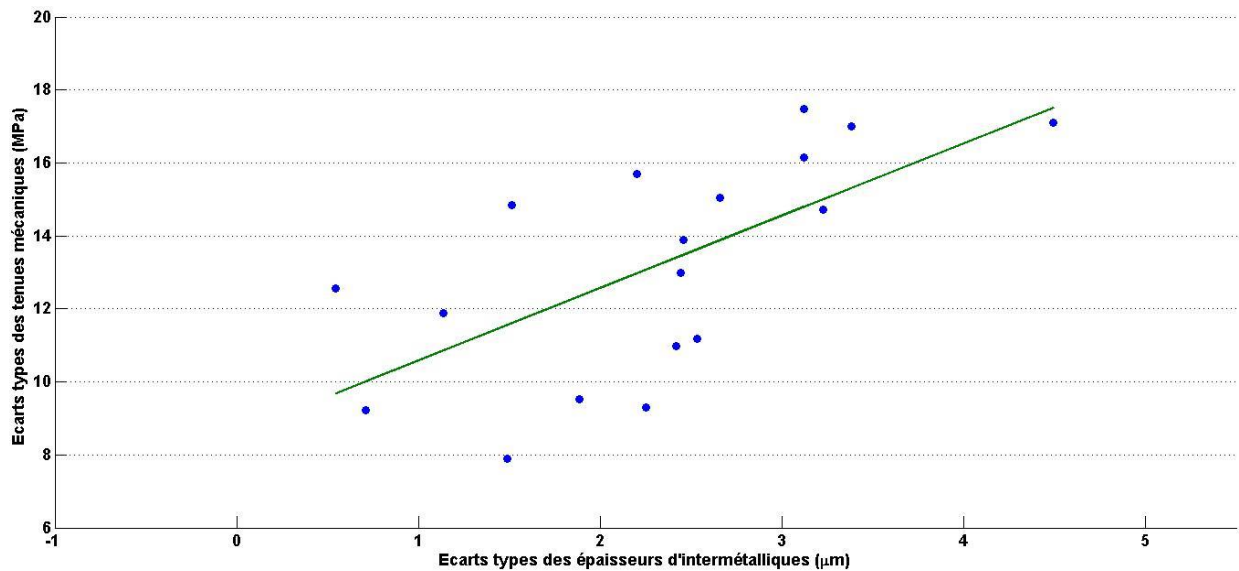


Figure III.19 – Écart-types des tenues mécaniques (MPa) en fonction des écart-types des épaisseurs d'intermétalliques (μm), les écart-types de la configuration 5 ne sont pas représentés. La courbe verte représente l'interpolation linéaire des résultats avec le coefficient de régression linéaire $R^2=0,43$.

Une tendance globale ressort de cette figure. En effet, nous pouvons constater que les plus faibles dispersions des épaisseurs d'intermétalliques entraînent globalement les plus faibles dispersions des tenues mécaniques et inversement les plus grandes dispersions des tenues mécaniques sont obtenues pour les plus grandes dispersions des épaisseurs d'intermétalliques. Il n'est cependant pas possible de conclure à une relation linéaire entre ces deux écart-types avec un coefficient de régression linéaire de 0,43.

III.3.5.3. Etude des défauts présents dans les assemblages

Comme pour nos précédents essais, nous nous sommes intéressés à la présence de défauts au sein des assemblages. De manière générale, nous avons pu constater une très faible quantité de défauts, seuls les essais 5, 9, 16, 17, 18 et 19 en présentant.

Du fil mal fondu ainsi que quelques trous et porosités débouchantes furent observés sur plusieurs éprouvettes des essais 5 et 9. Ces essais correspondent à ceux réalisés avec les plus hautes vitesses de soudo-brasage pour les puissances de 4000 W (5 m/min) et 4500 W (5,5 m/min). A cette vitesse, la puissance apportée est insuffisante pour totalement fondre le fil d'apport et assurer un cordon lisse.

Pour les éprouvettes 16, 17, 18 et 19, à chaque fois un trou fut observé sur une des 5 éprouvettes. Ceci est lié à la haute vitesse de soudo-brasage comprise entre 5,5 et 6 m/min. En effet, il est fort probable que l'apport de matière commence à être insuffisant pour assurer un cordon uniforme. Il serait intéressant d'effectuer les mêmes essais avec une vitesse fil de l'ordre de 7,5 m/min.

III.3.5.4. Influence de la vitesse de soudo-brasage

Du point de vue de la vitesse de soudo-brasage, paramètres process présentant dans notre cas un intérêt fort, il est possible de regrouper les essais comme suis :

- Groupe 1 constitué des configurations 1, 3 et 5 :
 - P=constante=4000 W
 - Vitesse fil=constante=4,5 m/min
 - Vitesse de soudo-brasage= [4 ; 4,5 ; 5] m/min
- Groupe 2 constitué des configurations 6, 7, 8 et 9 :
 - P=constante=4500 W
 - Vitesse fil=constante=5,5 m/min
 - Vitesse de soudo-brasage= [4 ; 4,5 ; 5 ; 5,5] m/min
- Groupe 3 constitué des configurations 10, 12, 14, 16 et 18 :
 - P=constante=5000 W
 - Vitesse fil=constante=5,5 m/min
 - Vitesse de soudo-brasage= [4 ; 4,5 ; 5 ; 5,5 ; 6] m/min
- Groupe 4 constitué des configurations 11, 13, 15, 17 et 19 :
 - P=constante=5000 W
 - Vitesse fil=constante=6,5 m/min
 - Vitesse de soudo-brasage= [4 ; 4,5 ; 5 ; 5,5 ; 6] m/min

Les figures III.20 et III.21 représentent les évolutions de la tenue mécanique et de l'épaisseur d'intermétalliques moyenne pour chaque groupe :

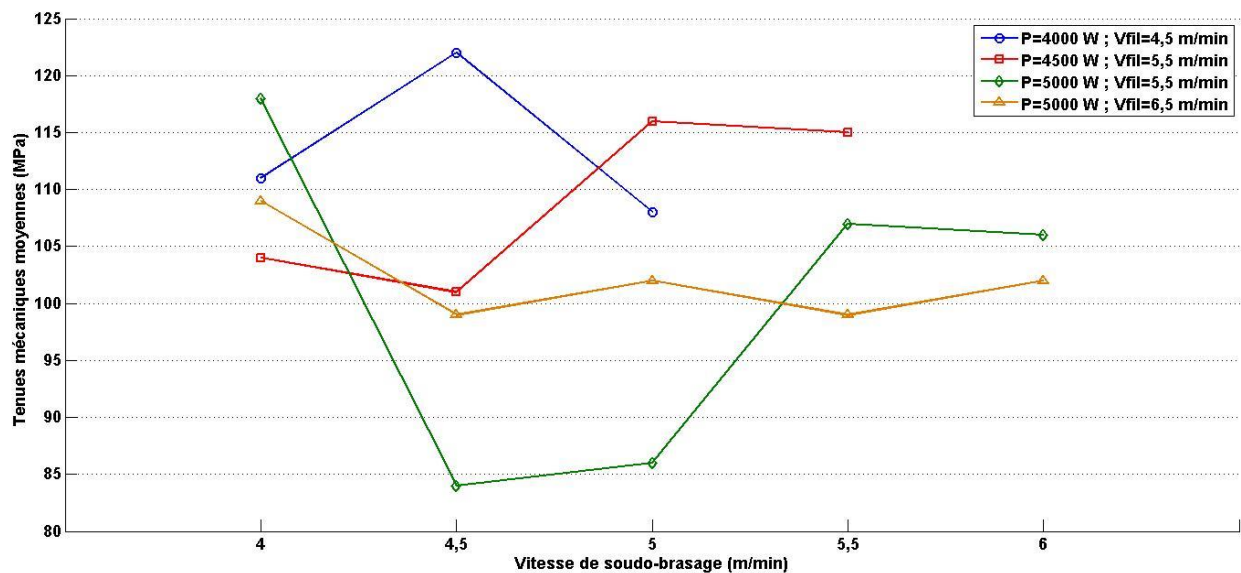


Figure III.20 – Tenues mécaniques moyennes (MPa) pour les 4 groupes en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min).

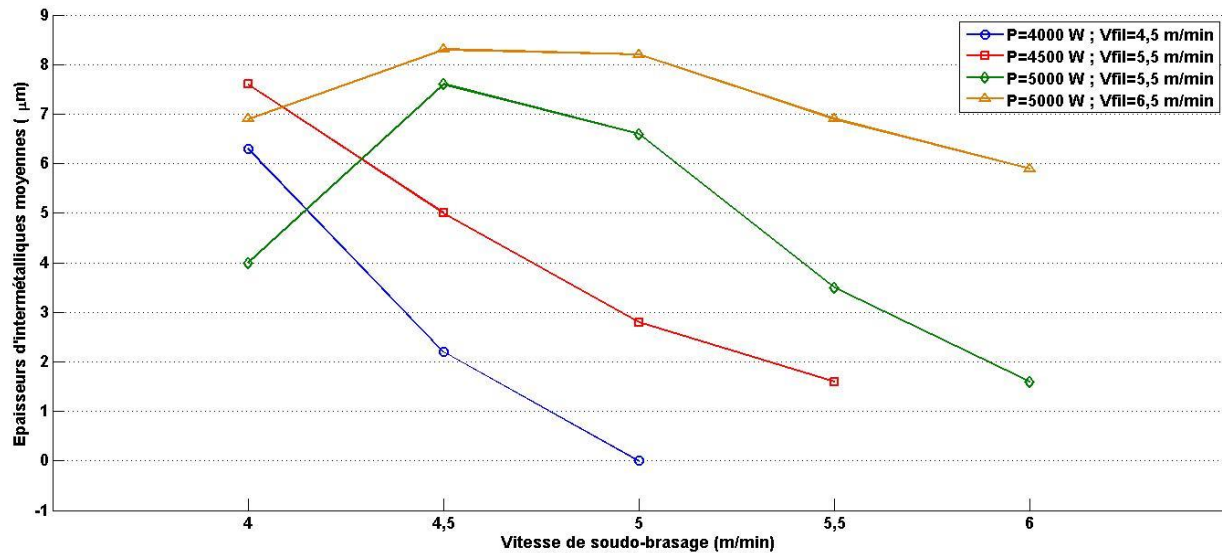


Figure III.21 – Épaisseurs d’intermétalliques moyennes (μm) pour les 4 groupes en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min).

Mis à part pour les deux derniers groupes, l’augmentation de la vitesse de soudo-brasage entraîne une forte décroissance des épaisseurs d’intermétalliques. Dans le cas des groupes 3 et 4, le passage de 4 à 4,5 m/min a entraîné une augmentation des épaisseurs de 90% pour le groupe 3 et de 20% pour le groupe 4. Ces augmentations ont ensuite été suivies du même phénomène de décroissance que pour les deux autres groupes. Ces comportements sont en cohérence avec nos attentes. L’augmentation de la vitesse de soudo-brasage entraînant une diminution du temps d’interaction à haute température, la croissance des intermétalliques s’en retrouve diminuée.

Concernant les tenues mécaniques, les résultats sont plus surprenants. Suite à la décroissance des épaisseurs d’intermétalliques nous nous attendions à observer une augmentation des propriétés mécaniques. Si de manière globale un tel résultat est observé pour les groupes 2 et 3, cela n’est pas le cas pour les groupes 1 et 4. Dans le cas du groupe 4, nous observons même une décroissance globale de la tenue mécanique. Dans le cas du groupe 1, la décroissance observée lors du passage de 4,5 à 5 m/min est liée aux autres propriétés du cordon et non aux intermétalliques. En effet, les dégradations suivantes du cordon sont détectées : fil mal fondu, présence de trous et porosités débouchantes et diminution de la surface d’interactions entre l’acier et l’aluminium. Ces trois éléments impactent directement la tenue mécanique des cordons, et expliquent cette décroissance des propriétés mécaniques. A iso-puissance, le laser ne parvient pas à totalement fondre le fil lors de l’augmentation de la vitesse de soudo-brasage. La vitesse de 4,5 m/min semble donc être le bon compromis entre faible épaisseur d’intermétalliques et conservation des autres propriétés du cordon. Les mêmes défauts sont observés lors du passage de 5 à 5,5 m/min et de 5,5 à 6 m/min pour les groupes 2 et 3. Nous pouvons, comme pour le groupe 1, en conclure que les vitesses présentant le meilleur compromis entre réduction des intermétalliques et conservation des propriétés du cordon, pour les groupes 2 et 3 sont respectivement 5 et 5,5 m/min. Ceci dans la perspective d’une augmentation de la vitesse au-delà de 4m/min, les meilleures propriétés mécaniques étant obtenues à 4m/min pour les groupes 3 et 4. Afin de faire disparaître ces différents défauts il serait nécessaire d’augmenter la puissance laser, permettant ainsi de fondre totalement

le fil et aussi de continuer à augmenter la vitesse de soudo-brasage. Cependant, ceci peut provoquer une augmentation des intermétalliques, ce qui va à l’opposé de notre objectif initial de maximisation des propriétés mécaniques.

Concernant les dispersions, les courbes III.22 et III.23 représentent les évolutions des écarts-types des tenues mécaniques et des épaisseurs d’intermétalliques pour chaque groupe :

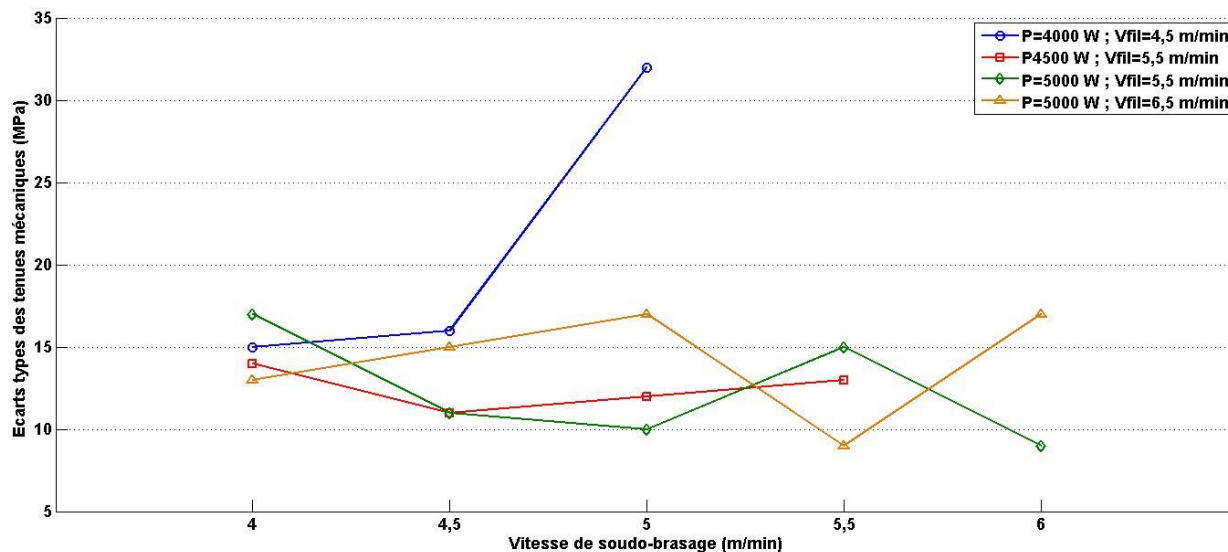


Figure III.22 – Ecart-types des tenues mécaniques (MPa) pour les 4 groupes en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min).

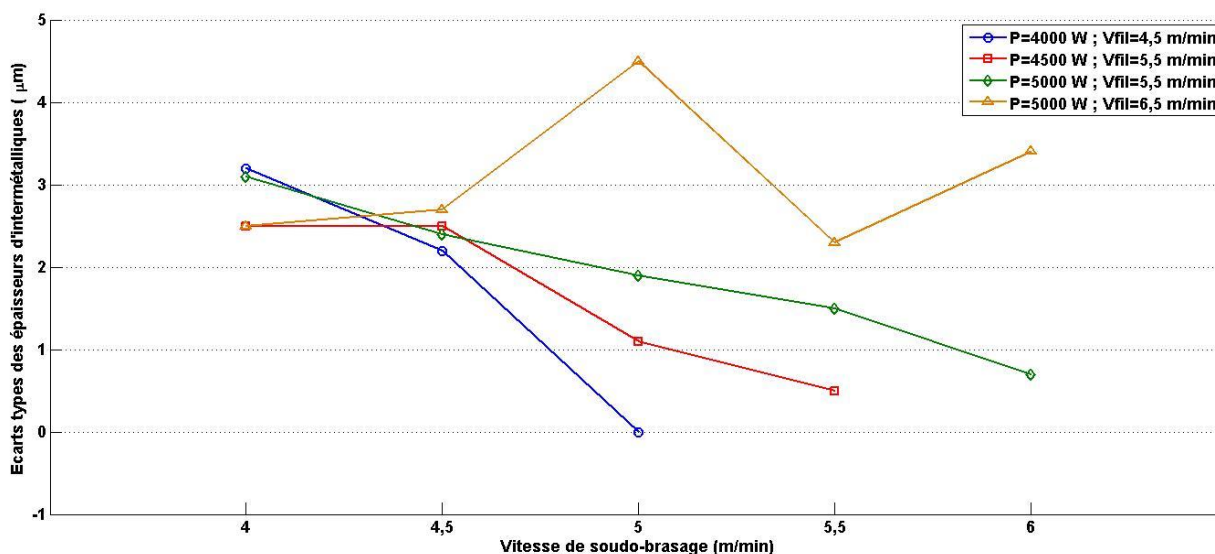


Figure III.23 – Ecart-types des épaisseurs d’intermétalliques (μm) pour les 4 groupes en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min).

Si aucune tendance ne ressort globalement sur l’évolution des écarts-types pour les tenues mécaniques, il s’avère, concernant les épaisseurs d’intermétalliques, qu’une diminution des écarts-types avec l’augmentation de la vitesse de soudo-brasage est observée pour les groupes 1, 2 et 3.

Le groupe 4, quant à lui, ne permet pas de conclure sur l'influence de la vitesse. Pour les trois premiers groupes, la réduction du temps d'interaction entraîne, en plus d'une réduction des épaisseurs d'intermétalliques, une réduction des écarts-types. La réduction du temps d'interaction ayant pour conséquence de défavoriser la croissance des intermétalliques, il est cohérent d'observer une dispersion beaucoup plus centrée des résultats autour de la valeur moyenne.

De manière générale, ces résultats mettent en perspective la possibilité d'obtenir des configurations avec de bonnes propriétés mécaniques (tenues mécaniques moyennes supérieures à 100 MPa) et des dispersions limitées à haute vitesse de brasage supérieure à 5 m/min. La réduction des dispersions est particulièrement intéressante et importante dans notre étude de la répétabilité.

III.3.5.5. Influence de la puissance laser

Par analogie avec la sous-partie précédente, nous pouvons regrouper les résultats de la manière suivante :

- Groupe 1 constitué des configurations 2, 6 et 10 :
 - $P = [4000 ; 4500 ; 5000] \text{ W}$
 - Vitesse fil=constante=5,5 m/min
 - Vitesse de soudo-brasage=constante = 4 m/min
- Groupe 2 constitué des configurations 4, 7 et 12 :
 - $P = [4000 ; 4500 ; 5000] \text{ W}$
 - Vitesse fil=constante=5,5 m/min
 - Vitesse de soudo-brasage=constante = 4,5 m/min
- Groupe 3 constitué des configurations 8 et 14 :
 - $P = [4500 ; 5000] \text{ W}$
 - Vitesse fil=constante=5,5 m/min
 - Vitesse de soudo-brasage=constante = 5 m/min
- Groupe 4 constitué des configurations 9 et 16 :
 - $P = [4500 ; 5000] \text{ W}$
 - Vitesse fil=constante=5,5 m/min
 - Vitesse de soudo-brasage=constante = 5,5 m/min

Les courbes III.24 et III.25 représentent les tenues mécaniques et épaisseurs d'intermétalliques moyennes obtenues pour ces groupes :

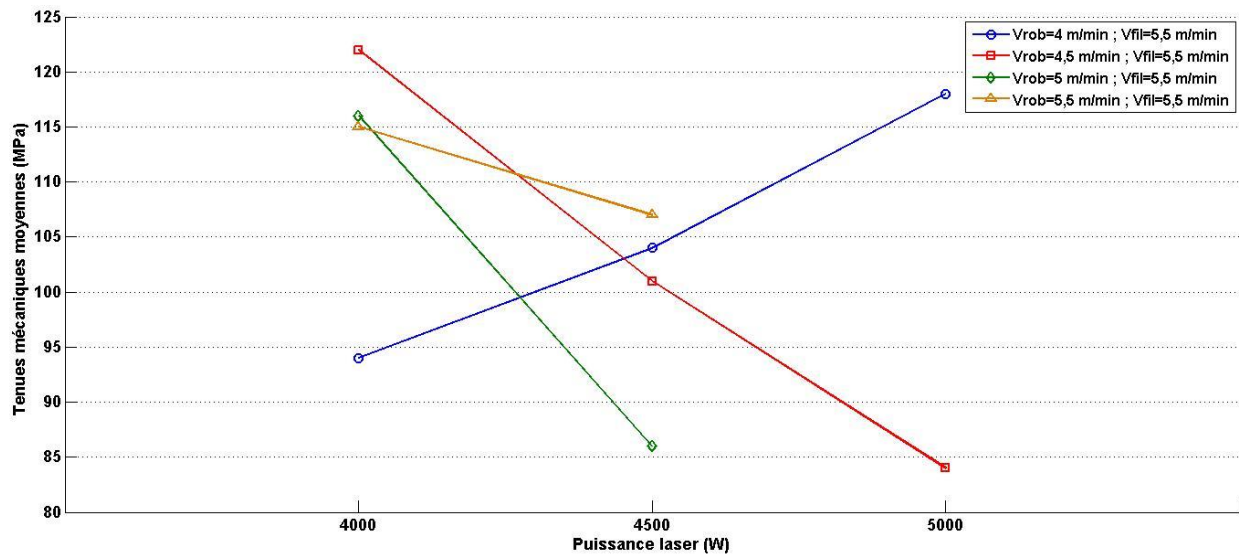


Figure III.24 – Tenues mécaniques moyennes (MPa) pour les 4 groupes en fonction de la puissance laser (W).

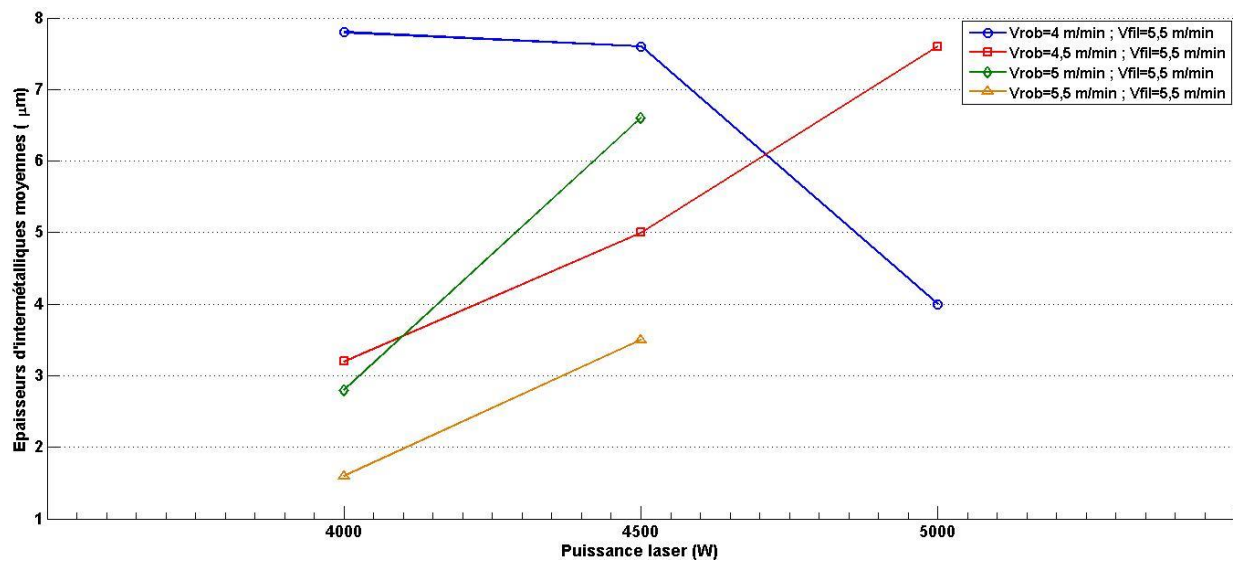


Figure III.25 – Epaisseurs d'intermétalliques moyennes (μm) pour les 4 groupes en fonction de la puissance laser (W).

Pour les 4 groupes nous augmentons progressivement la puissance de 500W à vitesse de soudobrasage et vitesse fil constante. Nous augmentons donc la température à l'interface acier/aluminium à temps d'interaction constant. Selon les éléments théoriques présentés dans les précédentes parties, nous devrions observer une croissance des épaisseurs d'intermétalliques et en parallèle une détérioration des propriétés mécaniques des assemblages.

Ces éléments théoriques se vérifient pour les groupes 2, 3 et 4. Le groupe 1, quant à lui, présente une évolution opposée. En effet, lors de l'augmentation de la puissance, nous observons une

décroissance des épaisseurs d'intermétalliques moyennes de 48% et une augmentation des tenues mécaniques moyennes de 26%.

Les courbes III.26 et III.27 représentent les écarts-types obtenus pour les tenues mécaniques et épaisseurs d'intermétalliques pour ces groupes :

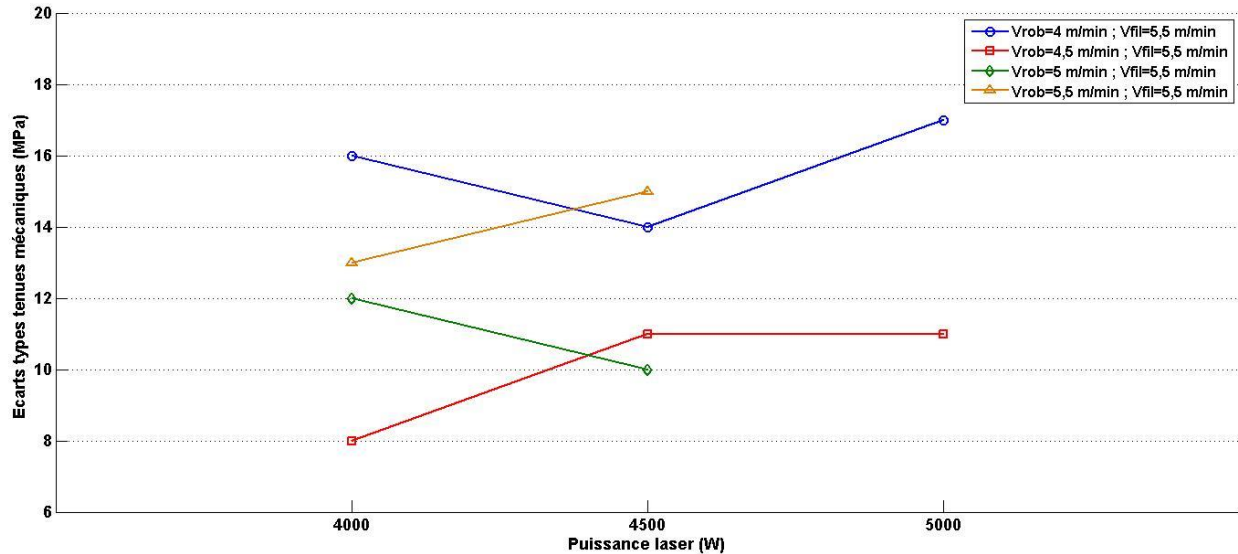


Figure III.26 – Ecart-types pour les tenues mécaniques (MPa) pour les 4 groupes en fonction de la puissance laser (W).

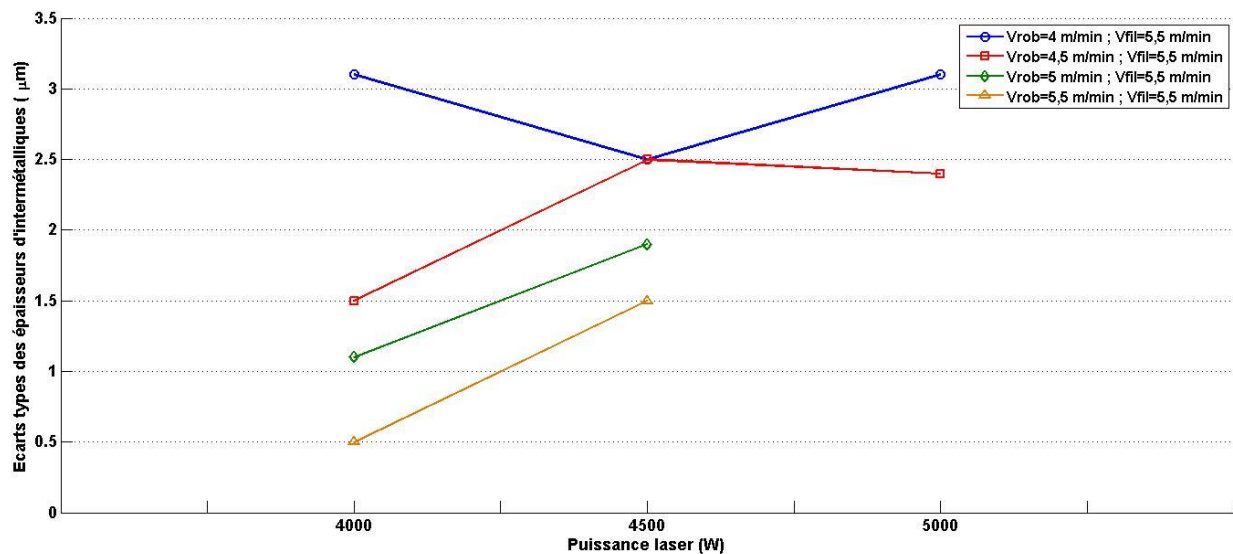


Figure III.27 – Ecart-types pour les épaisseurs d'intermétalliques (μm) pour les 4 groupes en fonction de la puissance laser (W).

Si l'étude des dispersions des tenues mécaniques ne permet pas de conclure à l'impact de la puissance sur la dispersion, en revanche ceci n'est pas le cas pour les épaisseurs d'intermétalliques. En effet, Il est possible de noter une augmentation globale de la dispersion avec l'augmentation de la puissance laser. Ce paramètre process étant fortement impliqué dans la croissance des

intermétalliques, ce résultat est cohérent. Il met clairement en perspective la nécessité d'adapter les autres paramètres process que sont la vitesse robot et la vitesse fil pour conserver des épaisseurs d'intermétalliques faibles et avec une dispersion limitée.

III.3.5.6. Influence de la vitesse fil

Bien que ce paramètre ne semble pas directement impliqué dans la croissance des intermétalliques, il peut être intéressant d'étudier l'influence de la vitesse fil sur les propriétés du cordon. En effet, à iso-énergie fournie pour un temps donné, l'augmentation de la quantité de matière apportée peut impacter le cycle thermique à l'interface. Lors de l'augmentation de l'apport de matière, l'énergie nécessaire pour fondre totalement le fil est accrue. Si celle-ci est conservée constante il se peut qu'une partie du fil ne transitionne pas totalement à l'état liquide, engendrant des défauts du type fil mal fondu. En complément, la température et le temps d'interaction à haute température à l'interface acier/aluminium peuvent en être diminués.

Afin d'étudier ces différents aspects, nous regroupons les résultats de la manière suivante :

- Groupe 1 constitué des configurations 1 et 2:
 - P=constante= 4000 W
 - Vitesse fil= [4,5 ; 5,5] m/min
 - Vitesse de soudo-brasage= 4 m/min
- Groupe 2 constitué des configurations 3 et 4:
 - P=constante= 4000 W
 - Vitesse fil= [4,5 ; 5,5] m/min
 - Vitesse de soudo-brasage= 4,5 m/min
- Groupe 3 constitué des configurations 10 et 11:
 - P=constante= 5000 W
 - Vitesse fil= [5,5 ; 6,5] m/min
 - Vitesse de soudo-brasage= 4 m/min
- Groupe 4 constitué des configurations 12 et 13:
 - P=constante= 5000 W
 - Vitesse fil= [5,5 ; 6,5] m/min
 - Vitesse de soudo-brasage= 4,5 m/min
- Groupe 5 constitué des configurations 14 et 15:
 - P=constante= 5000 W
 - Vitesse fil= [5,5 ; 6,5] m/min
 - Vitesse de soudo-brasage= 5 m/min
- Groupe 6 constitué des configurations 16 et 17:
 - P=constante= 5000 W
 - Vitesse fil= [5,5 ; 6,5] m/min
 - Vitesse de soudo-brasage= 5,5 m/min
- Groupe 7 constitué des configurations 18 et 19:
 - P=constante= 5000 W
 - Vitesse fil= [5,5 ; 6,5] m/min

- Vitesse de soudo-brasage= 6 m/min

Les tenues mécaniques et épaisseurs d'intermétalliques moyennes obtenues pour ces groupes sont représentées sur les figures III.28 et III.29 :

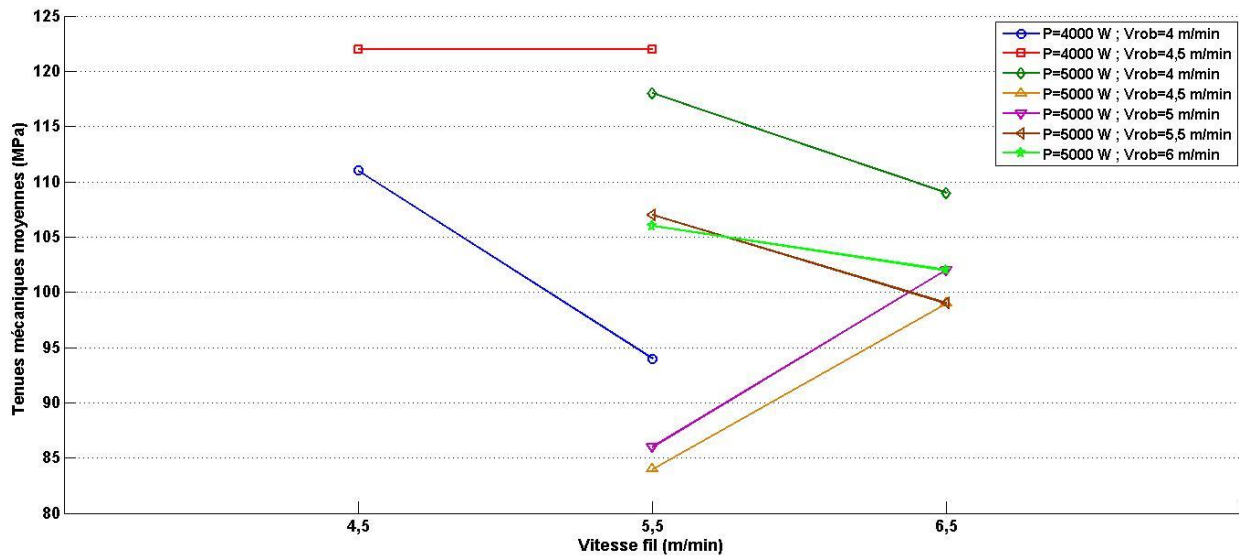


Figure III.28 – Tenues mécaniques moyennes (MPa) pour les 7 groupes en fonction de la vitesse fil (m/min).

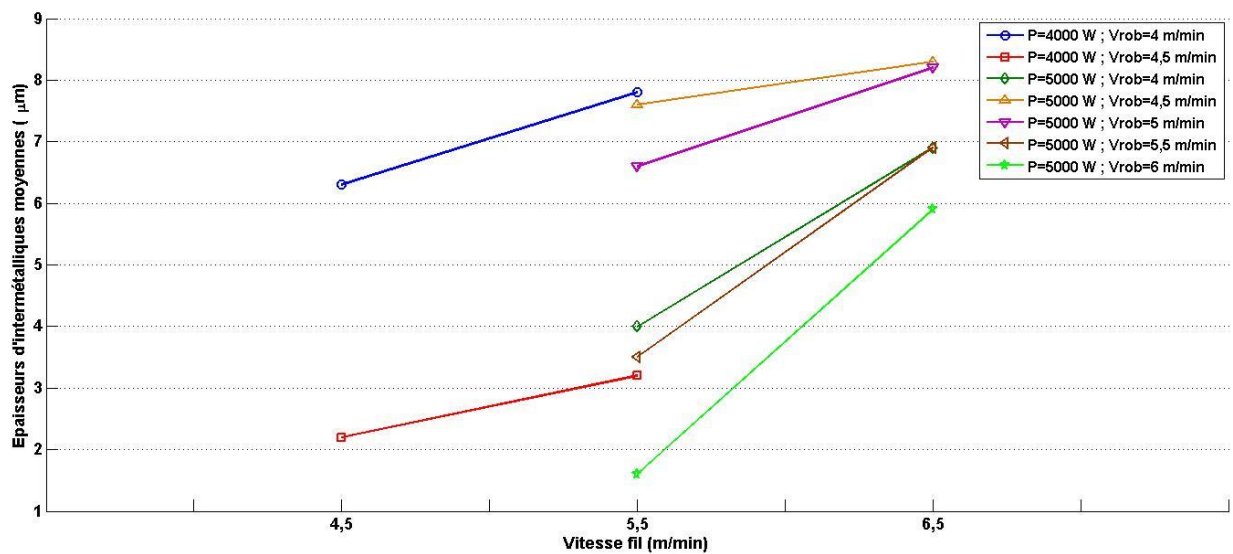


Figure III.29 – Epaisseurs d'intermétalliques moyennes (μm) pour les 7 groupes en fonction de la vitesse fil (m/min).

A iso-paramètres, puissance et vitesse de soudo-brasage, il ne ressort pas de tendance globale sur l'évolution des propriétés mécaniques. Pour les groupes 1, 3, 6 et 7, l'augmentation de la vitesse fil a engendré une décroissance de la tenue mécanique, pour les groupes 4 et 5 au contraire une augmentation peut être observée tandis que pour le groupe 2 la tenue mécanique reste constante.

En revanche, nous pouvons étudier la figure III.29 du point de vue de l'impact de la vitesse fil par rapport à l'évolution de l'énergie (calculée grâce aux formules présentées dans le chapitre I). Si nous prenons comme point de départ l'essai numéro 1 ($P=4000$ W ; $V_{\text{robot}}=4$ m/min ; $V_{\text{fil}}=4,5$ m/min), l'énergie fournie pour fondre le fil est de 600 J/cm. Lors de l'augmentation de la vitesse de soudo-brasage de 4 à 4,5 m/min (essai numéro 3), l'énergie décroît de 11%, de 600 à 533 J/cm. Une augmentation de la tenue mécanique moyenne de 10% est alors mesurée. De cet élément, il peut être pensé que la quantité d'énergie apportée lors de l'essai 1 est trop importante et que celle fournie par l'essai 3 est suffisante pour permettre de bien fondre le fil tout en garantissant les autres bonnes propriétés du cordon. Ainsi l'énergie excédentaire pourrait potentiellement avoir été en partie transmise à la matière proche de l'interface acier/aluminium encourageant ainsi la croissance des intermétalliques. Cet élément est vérifié grâce à la courbe III.30 où il peut être observé une augmentation de 186% de l'épaisseur d'intermétalliques entre l'essai 3 et l'essai 1.

Le même raisonnement peut être suivi en prenant pour point de départ la configuration d'essai 2 ($P=4000$ W ; $V_{\text{robot}}=4$ m/min ; $V_{\text{fil}}=5,5$ m/min) et en la comparant à la configuration 4 ($P=4000$ W ; $V_{\text{robot}}=4,5$ m/min ; $V_{\text{fil}}=4,5$ m/min). La diminution d'énergie dans ce cas-là, aussi de 11%, entraîne une augmentation de la tenue mécanique de 30%. De la même manière que précédemment, il peut être pensé que l'énergie fournie dans l'essai 4 est suffisante pour fondre totalement la matière. Ainsi l'excédent fourni par l'essai 2 entraîne une augmentation de l'épaisseur d'intermétalliques de 144%, observable sur la figure III.30.

Nous pouvons tenter d'affiner cet élément en observant plus attentivement les essais 10, 12, 14, 16 et 18 réalisés à iso vitesse fil. En effet, les évolutions des énergies, tenues mécaniques moyennes et épaisseurs d'intermétalliques avec les augmentations et diminutions associées sont retranscrites dans le tableau III.8. L'apport de matière tel que formulé dans le chapitre 1 est aussi calculé.

Numéro d'essai	Energie (J/cm)	Apport de matière	Tenue mécanique moyenne (MPa)	Evolution de la tenue mécanique moyenne par rapport à l'essai précédent	Epaisseur d'intermétallique (μm)	Evolution de l'épaisseur d'intermétallique par rapport à l'essai précédent
10	750	1,375	118	x	4	x
12	667	1,222	84	-29%	7,6	90%
14	600	1,1	86	3%	6,6	-13%
16	545	1	107	24%	3,5	-47%
18	500	0,917	106	-1%	1,6	-54%

Tableau III.8 – Energies, tenues mécaniques moyennes, épaisseurs d'intermétalliques moyennes et leur évolution en pourcentage pour les essais 12, 14, 16 et 18.

Lors des essais 12, 14, 16 et 18 l'énergie diminue progressivement de 667 à 500 J/cm. De l'essai 12 à l'essai 16 une augmentation de la tenue mécanique moyenne et une diminution de l'épaisseur d'intermétalliques sont observées. Ceci suggère que trop d'énergie est apportée lors des essais 12 et 14 et que l'énergie suffisante pour fondre totalement l'apport de matière et garantir les meilleures propriétés du cordon est a priori inférieure à 600 J/cm. Cependant, lors du passage de 545 à 500 J/cm une diminution des propriétés mécaniques est observée. Les intermétalliques ne peuvent être responsables de cette diminution puisque les mesures indiquent une diminution de 54% de l'épaisseur d'intermétalliques entre les configurations 16 et 18. Ainsi, il semble que

l'énergie soit insuffisante pour garantir les autres propriétés du cordon (pénétration dans l'aluminium, épaisseur du cordon, etc..) dans le cas de l'essai 18. L'énergie optimale pour la vitesse fil de 5,5 m/min et une puissance de 5000 W semble donc se situer aux alentours de 545 J/cm.

Cependant, les résultats observés pour la configuration 10 s'opposent en partie avec ce raisonnement. En effet, dans le cas de cet essai, l'énergie fournie à la matière est de 750 J/cm. Avec une telle énergie nous nous serions attendus à observer, à iso vitesse d'apport, des épaisseurs d'intermétalliques supérieures et des propriétés mécaniques inférieures aux autres configurations avec la même puissance. Le phénomène inverse est observé. Ceci peut être une conséquence de l'apport de matière. En effet, la configuration 10 est celle réalisée avec la plus haute énergie, mais également avec le plus haut apport de matière. Nous pouvons donc penser que l'évolution du gradient de température dans le cordon ainsi que la température à l'interface s'en trouve affecté. L'épaisseur d'intermétalliques se trouve alors être relativement faible à 4 μ m.

En conséquence, lors du passage de la configuration 10 à la configuration 12, l'augmentation de l'épaisseur d'intermétalliques, qui mène à une diminution de la tenue mécanique, est la répercussion de la diminution de l'apport de matière. Cette diminution, pour une puissance fixe, vient modifier le gradient de température dans le cordon, et donc la température à l'interface. Engendrant une plus forte croissance des intermétalliques pour la configuration 12. Par la suite, l'augmentation de la vitesse de soudo-brasage entraîne une réduction du temps d'interaction à haute température qui mène à une réduction des intermétalliques et à une augmentation de la tenue mécanique entre les configurations 12 et 14 puis 14 et 16. Finalement, la décroissance des propriétés mécaniques pour la configuration 18 est, quant à elle, liée à une autre raison qui est un apport d'énergie insuffisant pour permettre d'assurer les autres propriétés du cordon. Il ressort donc que les épaisseurs d'intermétalliques sont pilotées par quatre facteurs que sont : le gradient de température au sein du cordon, qui pilote la température d'interaction atteinte à l'interface acier/aluminium, le temps d'interaction à haute température, mais aussi l'apport de matière et l'énergie qui viennent influencer le gradient de température. De plus, parmi ces facteurs il semble, qu'en fonction de leur valeur, certains puissent ressortir comme parfois dominants et inversement comme parfois dominés par les autres facteurs. Lors du passage de la configuration 10 à 12, le facteur dominant semble être l'apport de matière, puis entre les configurations 12, 14 et 16, le facteur dominant semble être le temps d'interaction et finalement lors du passage de la configuration 16 à la configuration 18 il semble être la quantité d'énergie apportée.

De ces éléments ressort l'importance forte de l'équilibre entre ces différents facteurs pour l'optimisation des propriétés des assemblages.

L'influence de la vitesse fil sur les épaisseurs d'intermétalliques apparait, contrairement aux tenues mécaniques, clairement sur la figure III.29. Il est possible de constater pour chaque configuration que l'augmentation de la vitesse fil a engendré une plus forte croissance des intermétalliques. Cet élément est quelque peu surprenant. En effet, à iso puissance et iso vitesse robot et donc à iso énergie, nous nous serions attendus à une diminution des épaisseurs d'intermétalliques avec l'augmentation de l'apport de matière. Comme formulé plus tôt, l'augmentation de l'apport de matière vient influencer le gradient thermique dans le cordon, et en conséquence la température à

l'interface. En conséquence, nous nous attendions à ce que l'augmentation de l'apport de matière influence la formation des intermétalliques mais dans le sens de la diminution des épaisseurs.

Concernant l'influence de la vitesse fil sur la dispersion, les figures III.30 et III.31 représentent les écarts-types pour les différentes configurations étudiées.

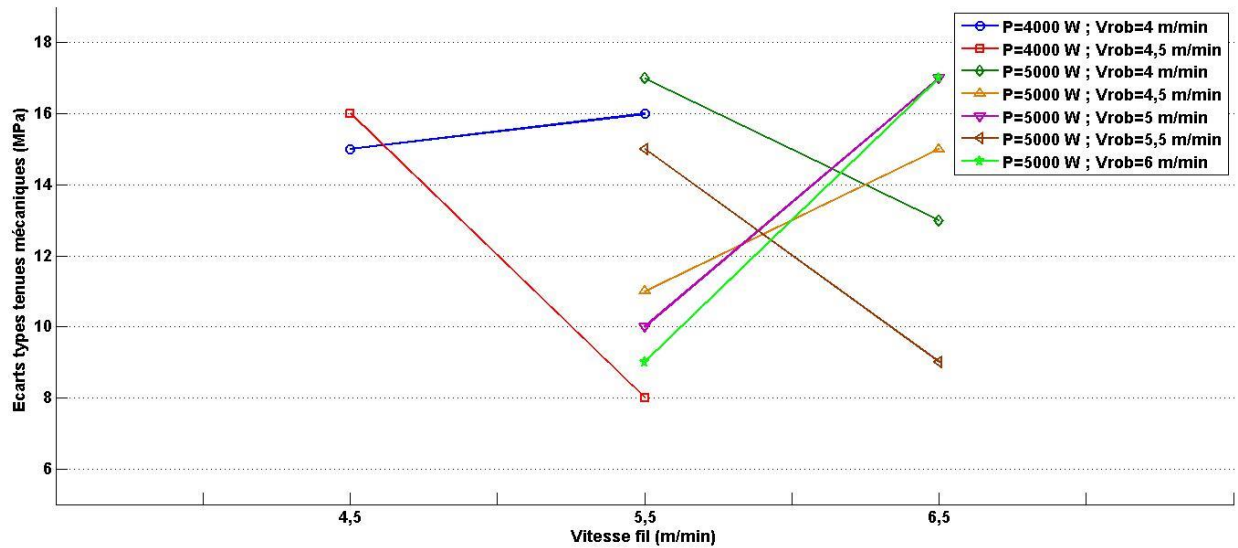


Figure III.30 – Ecart-types pour les tenues mécaniques (MPa) pour les 7 groupes en fonction de la vitesse fil (m/min).

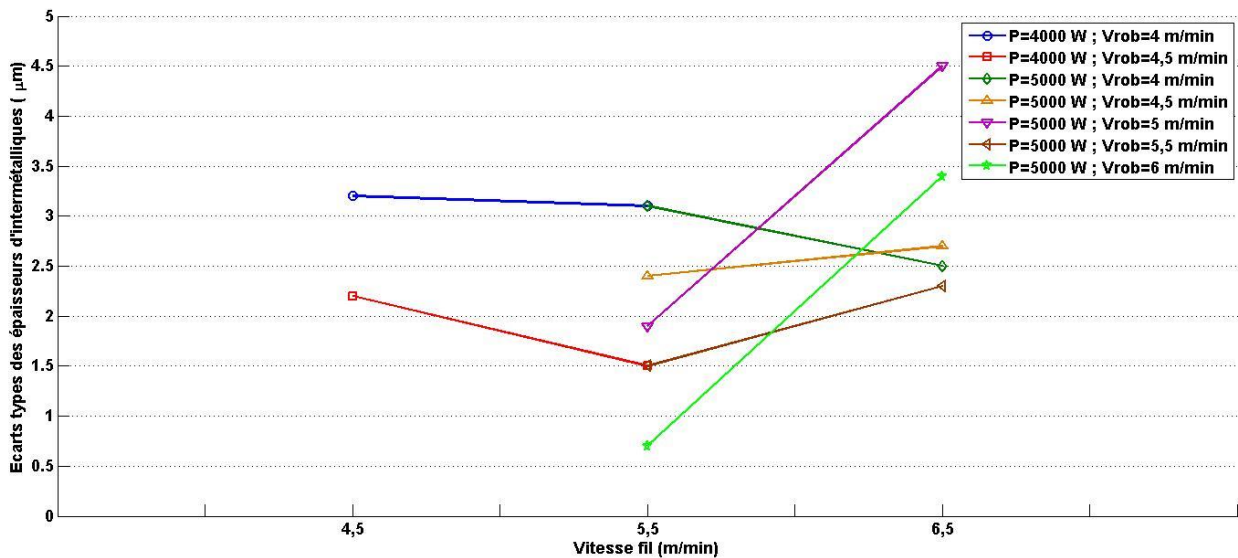


Figure III.31 – Ecart-types pour les tenues mécaniques (MPa) pour les 7 groupes en fonction de la vitesse fil (m/min).

Il ne ressort pas de tendances globales pour les évolutions des écarts-types des tenues mécaniques et des épaisseurs d'intermétalliques. Il peut également être noté en comparant les figures III.28 et III.29 aux figures III.30 et III.31, que les évolutions des écarts-types ne présentent pas, pour toutes

les configurations, les mêmes tendances d'évolutions que pour les valeurs moyennes des tenues mécaniques et des épaisseurs d'intermétalliques.

III.3.6. Influence du gaz d'apport

Dans la continuité de ces essais, nous avons voulu analyser l'influence du gaz d'apport et du débit de gaz sur les propriétés des assemblages. Les configurations suivantes furent étudiées :

Numéro d'essai	Nuance fil	Puissance (W)	Vitesse robot (m/min)	Vitesse fil (m/min)	Intensité courant fil chaud (A)	Nuance gaz	Débit gaz (L/min)
1	AlSi ₅	4000	4	4,5	150	Argon	10
2	AlSi ₅	4000	4	4,5	150	Hélium	10
3	AlSi ₅	4000	4	4,5	150	Azote	10
4	AlSi ₅	4000	4	4,5	150	Argon	5
5	AlSi ₅	4000	4	4,5	150	Argon	15
6	AlSi ₅	4000	4	4,5	150	Argon	20
7	AlSi ₅	4000	4	4,5	150	Argon	30

Tableau III.9 – Configurations utilisées pour l'étude de l'influence du gaz d'apport, plusieurs nuances et débit de gaz (L/min) sont utilisés.

Notre objectif principal est de déterminer si une amélioration des propriétés des assemblages peut être obtenue avec un autre gaz d'apport que l'Argon. Ce gaz est très largement utilisé dans le domaine du soudage et soudo-brasage. Il a notamment déjà été largement éprouvé au sein de Renault pour les assemblages homogène acier. Les tenues mécaniques et les épaisseurs d'intermétalliques mesurées pour les différents gaz d'apport sont représentées respectivement sur les figures III.32 et III.33.

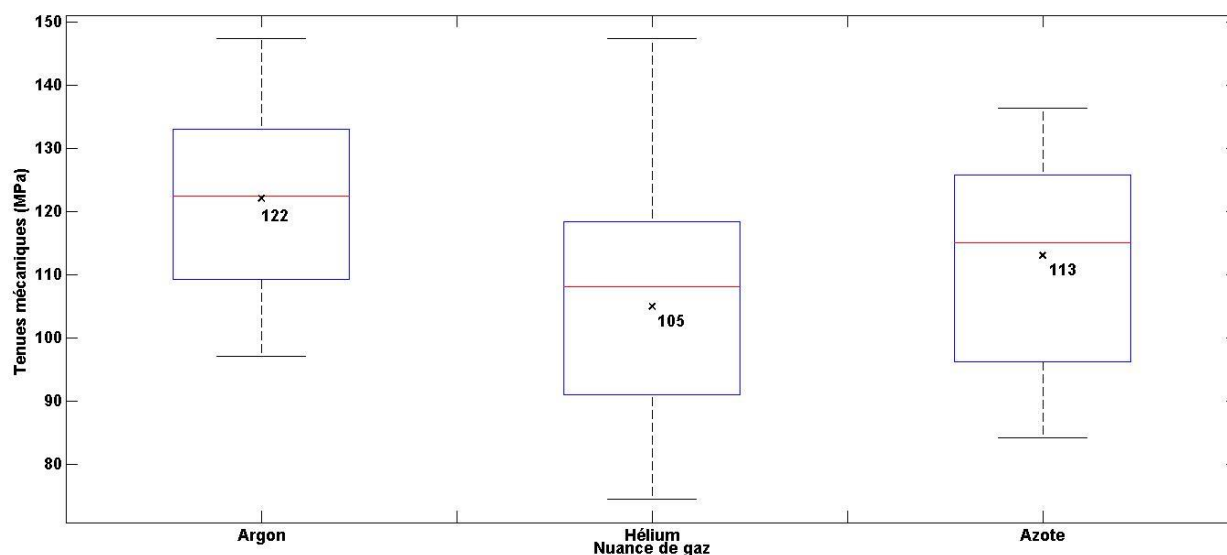


Figure III.32 – Tenues mécaniques (MPa) en fonction de la nuance de gaz. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs

extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

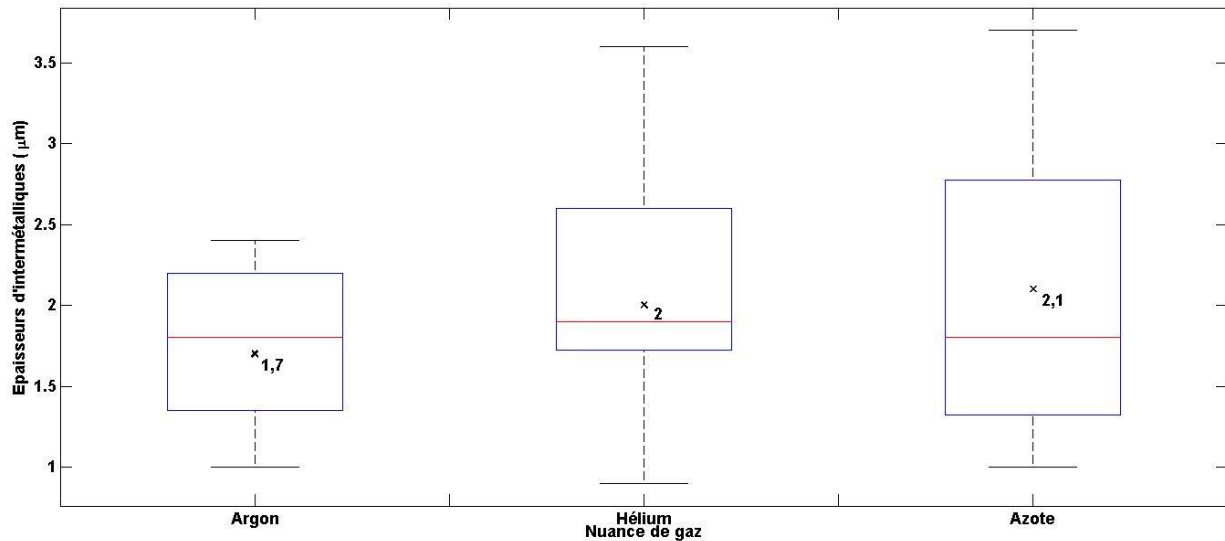


Figure III.33 – Épaisseurs d’intermétalliques (μm) en fonction de la nuance de gaz. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Aucune amélioration n’est observée avec l’hélium et l’azote. Nous observons une légère augmentation des épaisseurs d’intermétalliques et une décroissance des tenues mécaniques. Cette étude sur les nuances reste limitée. En effet, pour pouvoir préjuger plus en profondeur de l’impact de la nuance du gaz, il aurait fallu étudier, pour chaque nuance, des variations de la position de la buse de gaz ainsi que du débit. Cependant, nous pouvons constater que l’argon reste, dans notre configuration process, le gaz de protection le plus adapté.

Nous nous sommes, par la suite, attachés à faire varier le débit de gaz sur les essais 4, 5, 6 et 7. Les résultats des tenues mécaniques et des épaisseurs d’intermétalliques sont présentés sur les figures III.34 et III.35.

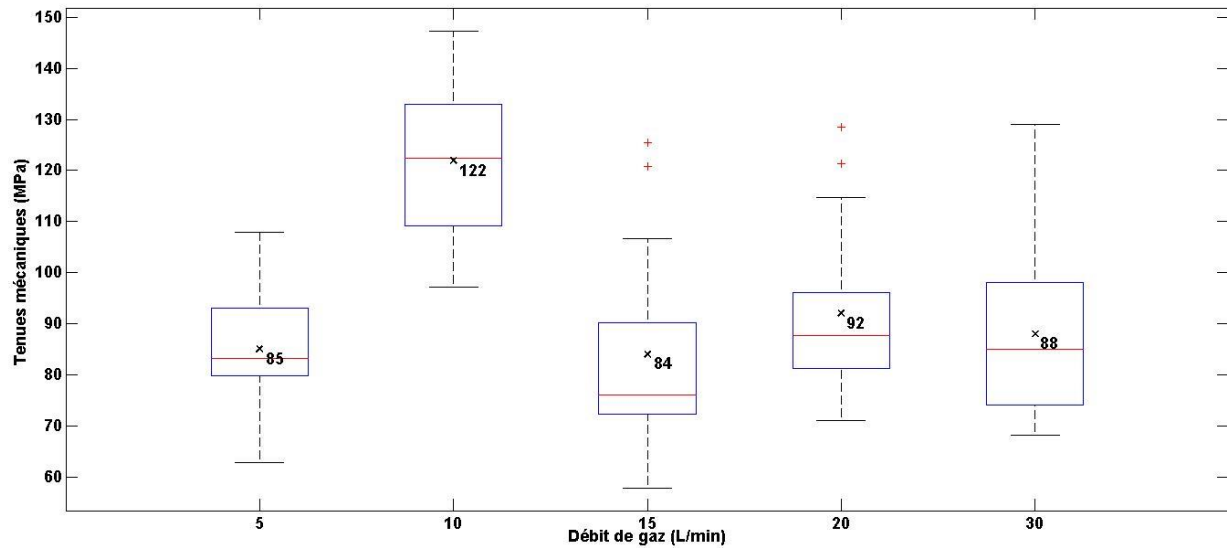


Figure III.34 – Tenue mécanique (MPa) en fonction du débit de gaz (L/min). Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

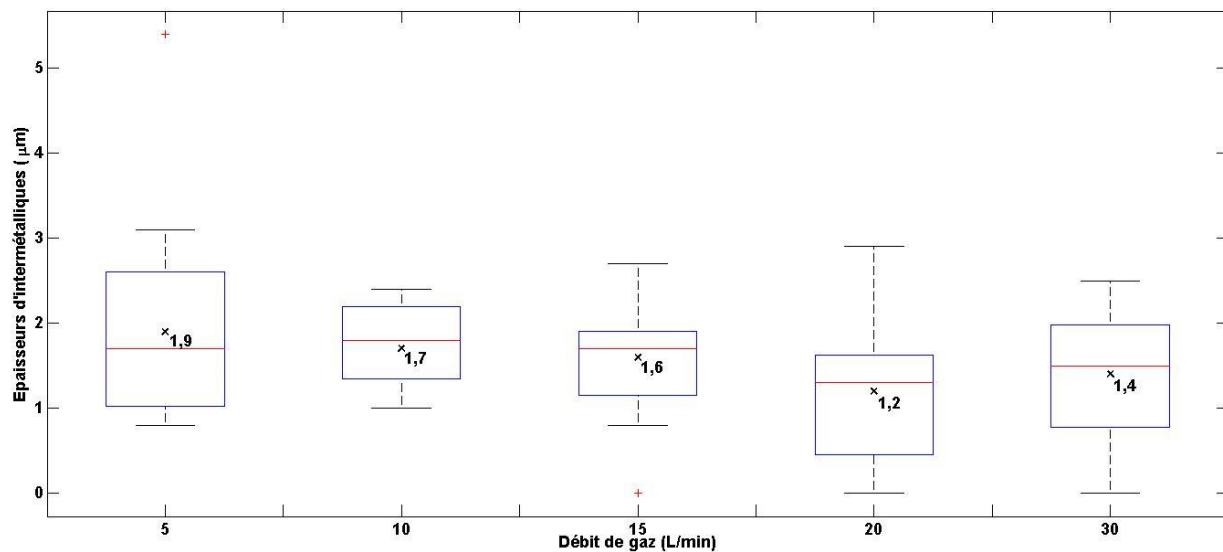


Figure III.35 – Epaisseurs d'intermétalliques (μm) en fonction du débit de gaz (L/min). Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Si une légère diminution des épaisseurs d'intermétalliques est mise en évidence par la variation du débit, nous pouvons cependant constater un impact plus important pour la tenue mécanique. En effet, de moins bonnes propriétés mécaniques sont observées pour le débit de 5 L/min. Nous

pouvons légitimement penser que ceci est du à une protection insuffisante du bain de fusion. Il est important de rappeler que la position de la buse de gaz est restée inchangée pour ces essais de variation du débit. Le débit de 10 L/min, que nous utilisons pour l'ensemble de nos essais, ressort comme celui permettant de maximiser la tenue mécanique avec une moyenne de 122 MPa. Nous observons une chute de la tenue lors du passage de 10 à 15 L/min (-31%). Cette diminution est quelque peu surprenante pour deux raisons. La première, nous observons une baisse en moyenne des épaisseurs d'intermétalliques de 5%, nous nous serions donc attendus à une augmentation de la tenue mécanique. La deuxième, en augmentant le débit nous pensions augmenter la protection du bain et nous nous serions au minimum attendus à une conservation ou à une stabilisation de la tenue mécanique aux mêmes valeurs que pour le débit de 10 L/min. Lors du passage de 15 à 20 L/min, nous observons une légère augmentation de la tenue mécanique de 10%. Les épaisseurs d'intermétalliques présentent aussi de meilleurs résultats avec une diminution de -25%. Cependant, ces résultats représentent quand même une diminution de -25% de la tenue mécanique par rapport au débit de 10 L/min. Un résultat similaire est observé dans le cas du débit de 30 L/min avec une tenue mécanique inférieure de -28% par rapport au débit de 10 L/min. Il est important de noter, qu'également pour ce dernier cas, les intermétalliques ne peuvent être tenus comme responsables de la chute de la tenue mécanique. En effet, une diminution de -18% est observée pour le débit de 30 L/min par rapport au débit de 10 L/min. Ces essais mettent en perspective une interaction négative entre le gaz d'apport et le bain engendrant une baisse des propriétés mécaniques. La section de la buse de gaz restant constante, la vitesse du gaz à sa sortie s'en retrouve progressivement augmentée par l'accroissement du débit. Nous pouvons donc penser que le gaz, centré sur le bain, vient perturber localement la dynamique de fusion lorsque le débit est trop élevé. De même que pour l'étude de la nuance de gaz, il aurait été nécessaire d'approfondir ces éléments en faisant varier la position de la buse de gaz pour chaque débit. Il serait notamment intéressant d'étudier un éloignement de la buse pour vérifier si une diminution des interactions négatives est observée.

III.3.7. Robustesse vis-à-vis des dérives process

Les réponses de notre process aux dérives process sont, en complément des études de reproductibilité, un autre élément prédominant pour juger de la viabilité d'un process d'assemblage en milieu industriel. Comme pour les essais précédents, la tenue mécanique et les épaisseurs d'intermétalliques furent mesurées pour les configurations suivantes :

Numéro d'essai	Nuance fil	Puissance (W)	Vitesse robot (m/min)	Vitesse fil (m/min)	Intensité courant fil chaud (A)	Nuance gaz	Débit gaz (L/min)	Jeu (mm)
1	AlSi ₅	4000	4	4,5	150	Argon	10	0
2	AlSi ₅	4000	4	4,5	150	Argon	10	0,4
3	AlSi ₅	4000	4	4,5	150	Argon	10	0,7
4	AlSi ₅	4000	4	4,5	150	Argon	10	1

Tableau III.10 – Configurations utilisées pour l'étude de l'influence du gaz d'apport, plusieurs nuances et débit de gaz (L/min) sont utilisés.

Les résultats sont présentés sur les figures III.36 et III.37 :

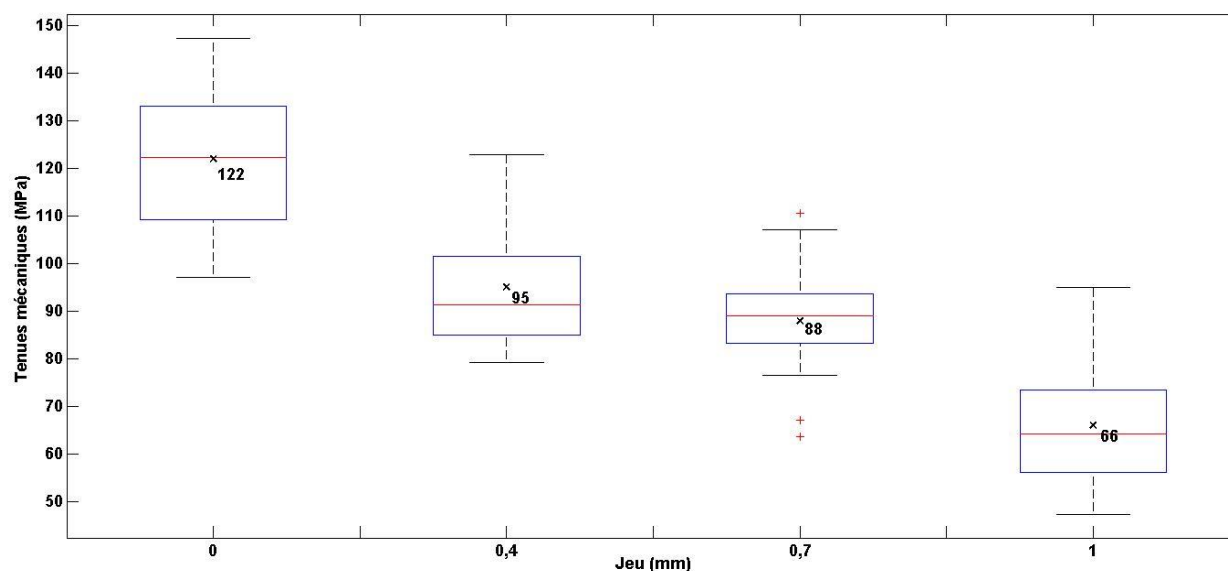


Figure III.36 – Tenues mécaniques (MPa) en fonction du jeu (mm). Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

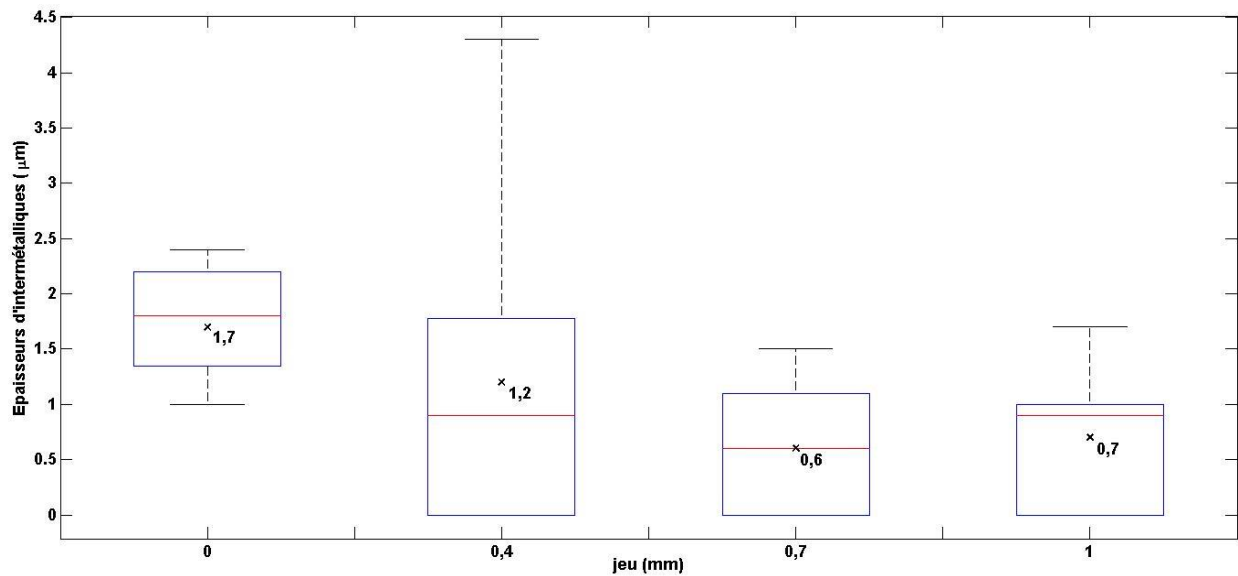


Figure III.37 – Epaisseurs d’intermétalliques (μm) en fonction du jeu (mm). Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

Les cordons obtenus pour les différents essais sont tous continus sans défaut de soudo-brasage. Nous nous attendions à obtenir des trous ou manque de matière, du fait que la gorge à remplir avait de plus grandes dimensions. Cette absence de défauts s’explique par un léger affaissement du cordon, localisé plus en profondeur dans la gorge, ainsi que par une réduction de son épaisseur montrant que la matière est étirée entre les deux tôles. La matière assure ainsi la continuité du cordon.

Une décroissance de la tenue mécanique et des épaisseurs d’intermétalliques est observée avec l’augmentation du jeu. Ces deux évolutions sont cohérentes. En effet, l’apparition du jeu a pour conséquence :

- De diminuer les surfaces des tôles d’acier et d’aluminium recouvertes par le spot laser dû à l’étirement du métal d’apport entre les deux tôles. La quantité d’énergie alors reçue par les tôles et donc le cycle thermique à l’interface acier/aluminium s’en retrouvent directement affectés. Avec l’éloignement progressif de la source de chaleur par rapport à cette interface, on observe une baisse de la température dans la zone de formation des intermétalliques.
- De provoquer une augmentation de la largeur du cordon et une réduction de son épaisseur, à cause de l’étirement de la matière, favorisant ainsi des ruptures prématurées dans le cordon.
- De limiter les dimensions de la zone soudée entre le cordon et la tôle d’aluminium, pouvant également favoriser des ruptures dans cette zone.

La figure III.38 résume ces modifications :

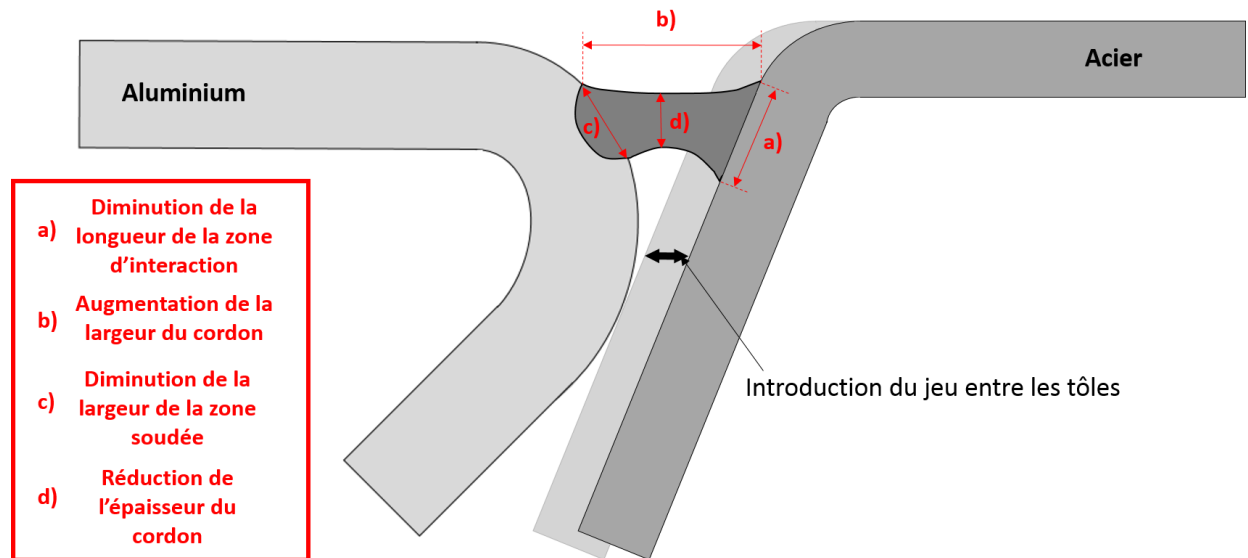


Figure III.38 – Représentation des modifications du cordon lors de l'introduction d'un jeu entre les tôles d'acier et d'aluminium.

Dans l'éventualité d'une production industrielle, il sera nécessaire de limiter autant que possible l'apparition de jeu entre les tôles. En effet, il n'est pas envisageable de pouvoir reproduire une qualité d'assemblage, avec l'apparition de ce type de dérives. Ceci d'autant plus si les dérives s'avèrent différer en valeurs et en localisation sur la liaison. Cet élément introduit la nécessité de prévoir une étape de contrôle et de correction de l'espacement entre les tôles avant l'opération de soudo-brasage.

III.3.8. Ordre d'influence des paramètres process

A la suite de cette période expérimentale, il est possible d'établir une classification de l'influence des paramètres process sur les propriétés des assemblages. La vitesse de soudo-brasage, la puissance et la vitesse fil de par leur impact sur la formation des intermétalliques, qui sont fortement liés à la tenue mécanique, ressortent comme les paramètres process les plus influents. Ceux-ci sont complétés, dans un second temps, par la nuance de fil, dont nous avons vu qu'elle pouvait influencer les propriétés mécaniques mais également l'apparition et la quantité de défaut de soudo-brasage. La position du gaz de protection et l'alignement fil faisceau impactent fortement les tenues mécaniques atteintes et sont en conséquence aussi parmi les paramètres process influençant fortement les process. Le fil chaud, le débit et la nuance de gaz présentent, finalement, une influence limitée sur les propriétés des assemblages. Le tableau III.11 résume la classification de l'influence des paramètres process (classé de 1 à 4, 1 étant le plus influent).

Paramètre process	Ordre d'influence
Vitesse de soudo-brasage (m/min)	1
Puissance laser (W)	1
Vitesse fil (m/min)	1
Nuance fil	2
Position de la buse de gaz	3
Alignement fil/faisceau (1/10) mm	3
Intensité courant fil chaud	4
Débit de gaz (L/min)	4
Nuance du gaz	4

Tableau III.11 – Ordres d'influence des paramètres process sur les propriétés des assemblages.

III.3.9. Relation entre les épaisseurs d'intermétalliques et les propriétés mécaniques des assemblages

Globalement, il est possible d'observer un fort lien entre les épaisseurs d'intermétalliques et les propriétés mécaniques des assemblages. En effet, il ressort de notre étude que les plus faibles épaisseurs d'intermétalliques conduisent, sauf cas particulier (comme les faibles puissances), aux plus hautes tenues mécaniques. Ceci en cohérence avec la bibliographie. La figure III.39 représente les tenues mécaniques pour chaque épaisseur d'intermétalliques mesurée :

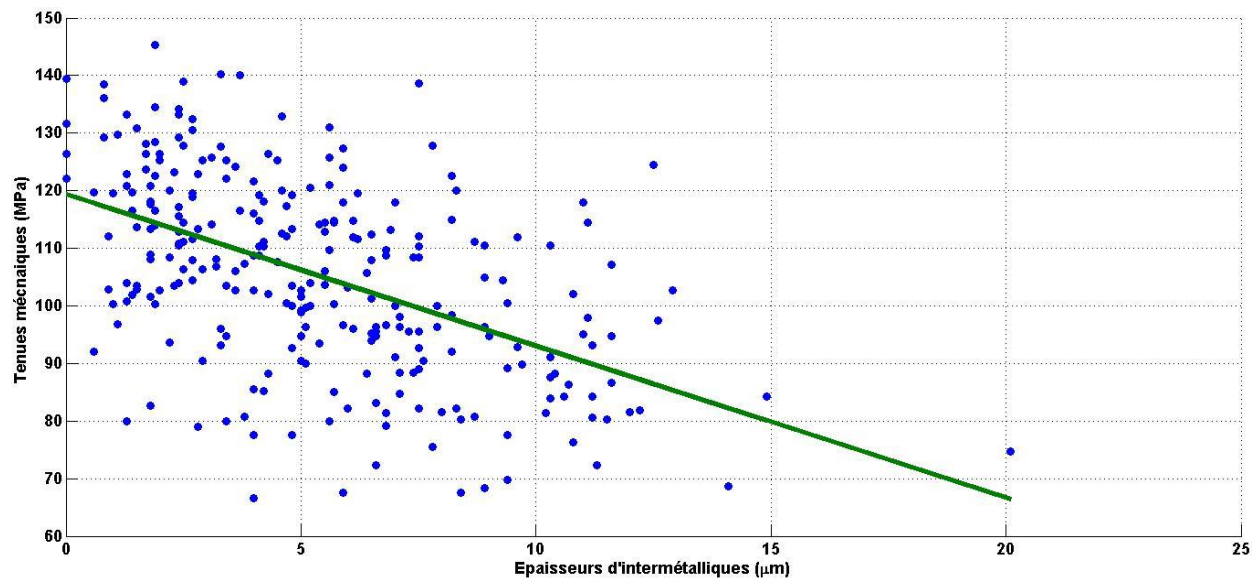


Figure III.39 – Tenue mécanique (MPa) en fonction de l'épaisseur d'intermétalliques (μm) pour tous les essais. La courbe verte représente l'interpolation linéaire de ces mesures, son coefficient de régression linéaire est $R^2=0,27$.

Si cette figure confirme la tendance globale de décroissance de la tenue mécanique avec l'augmentation de l'épaisseur d'intermétalliques elle montre aussi les limites de cette affirmation. En effet, nous pouvons constater la forte dispersion des résultats mettant en perspective que des

éprouvettes avec de fortes épaisseurs d'intermétalliques, aux alentours des 10 μ m, ont conduit à des tenues mécaniques largement supérieures à 100 MPa. De la même manière, il est possible de constater que de faibles tenues mécaniques ont aussi été obtenues avec de faibles épaisseurs d'intermétalliques. Cet élément est de plus mis en perspective par la très faible valeur du coefficient de régression linéaire, montrant bien qu'il n'est pas possible d'avoir une loi linéaire entre les épaisseurs d'intermétalliques et les tenues mécaniques.

D'un point de vue plus statistique, ces essais font ressortir que lorsque l'épaisseur d'intermétalliques a été comprise entre 0 et 5 μ m, pour 84% d'entre elles la tenue mécanique associée était supérieure à 100 MPa. Lorsque l'épaisseur était comprise entre 5 et 10 μ m, seulement 43% des éprouvettes associées avaient une tenue supérieure à 100 MPa. De manière similaire, pour les éprouvettes ayant une tenue supérieure à 100 MPa, 68% d'entre elles avaient également une épaisseur d'intermétalliques comprise entre 0 et 5 μ m. Pour les éprouvettes ayant une tenue inférieure à 100 MPa, 22% d'entre elles avaient une épaisseur d'intermétalliques inférieure à 5 μ m.

Ces chiffres mettent bien en perspective la nécessité de nuancer les affirmations stipulant que le principal élément préjugé de la tenue mécanique d'un assemblage acier/aluminium est la quantité d'intermétalliques. Ceci explique en partie les difficultés rencontrées par les industriels pour la création en série d'assemblages hétérogène acier/aluminium. La création de tels assemblages en grande série se confronte à la difficulté de la répétabilité et de la reproductibilité des propriétés des assemblages.

III.4. Analyse expérimentale de la métallurgie et de la microstructure

Au travers de cette section la dureté, la composition, et la microstructure des phases intermétalliques obtenues à haute vitesse de soudo-brasage sont étudiées. Une analyse de leur impact sur la conformité des assemblages est menée.

III.4.1. Analyse de dureté de la couche d'intermétalliques

Les figures III.40 et III.41 représentent respectivement la ligne suivie pour établir le profil de dureté ainsi que les résultats des mesures pour un échantillon produit dans les conditions suivantes :

- Vitesse robot : 4 m/min
- Nuance fil : AlSi₅
- Puissance : 4000 W
- Vitesse fil : 4,5 m/min
- Intensité courant fil chaud : 150 A
- Nuance gaz : 100% argon
- Débit gaz : 10 L/min
- Distance focale : -6 mm

- Alignement fil/faisceau : +0,6 mm
- Angle torche de dévidage : 15°
- Position de la buse de gaz : centrée sur le bain

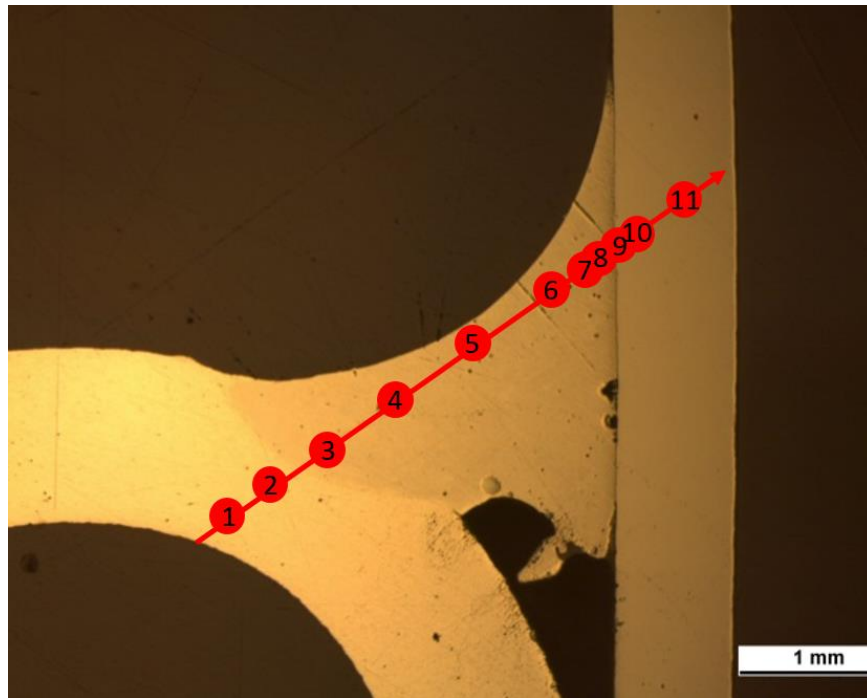


Figure III.40 – Ligne suivie pour établir un profil d'évolution de la dureté dans l'échantillon.

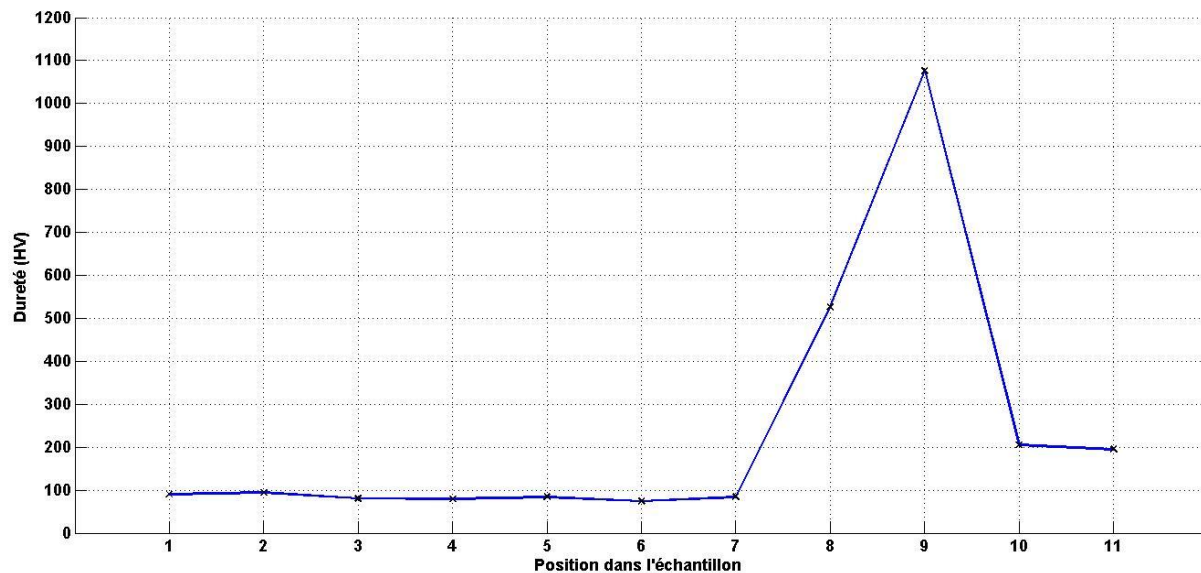


Figure III.41 – Evolution de la dureté en fonction de la position dans le cordon.

La figure III.42 est une photo de la zone d'étude après les mesures de duretés Vickers, on peut distinguer les empreintes obtenues en fonction de la zone de mesure.

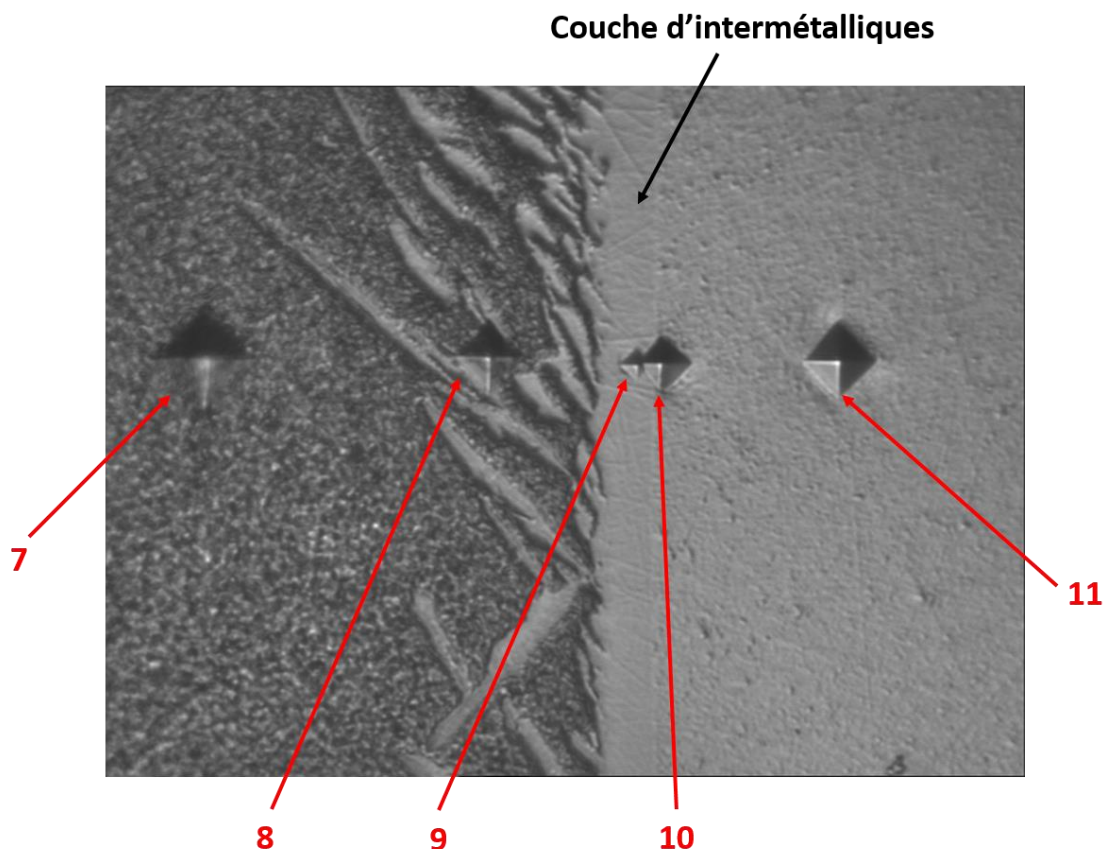


Figure III.42 – Cliché des mesures de dureté avoisinant la couche de composés intermétalliques, les numéros des positions sont indiqués.

Avec une dureté de 1077 HV pour la couche principale d'intermétalliques, on retrouve une dureté correspondant à la phase Fe_2Al_5 . Cependant, au vu de leurs très faibles dimensions il n'a pas été possible d'effectuer de mesures précises de la dureté des aiguilles. La dureté mesurée, aux alentours de 550 HV, en est une sous-évaluation. En effet, la mesure est influencée par l'aluminium qui entoure les aiguilles et qui possède une dureté bien plus faible.

III.4.2. Analyse de la composition chimique

Dans la continuité de l'analyse de dureté la composition chimique de la couche fut étudiée par une analyse EDS. Il en ressort que la couche d'intermétalliques est composée à 66,5% d'aluminium et à 27,6% de fer. Cette composition correspond au ratio Fe/Al du composé Fe_2Al_5 . Les aiguilles sont, quant à elles, constituées en plus grande proportion d'aluminium avec un pourcentage de 74,5% d'aluminium et de 21,5% de fer. Cette composition coïncide avec celle de l'intermétallique FeAl_3 . L'évolution de la composition chimique aux alentours de la couche d'intermétalliques fut obtenue par une cartographie X. La figure III.43 représente la répartition en fonction de l'élément chimique.

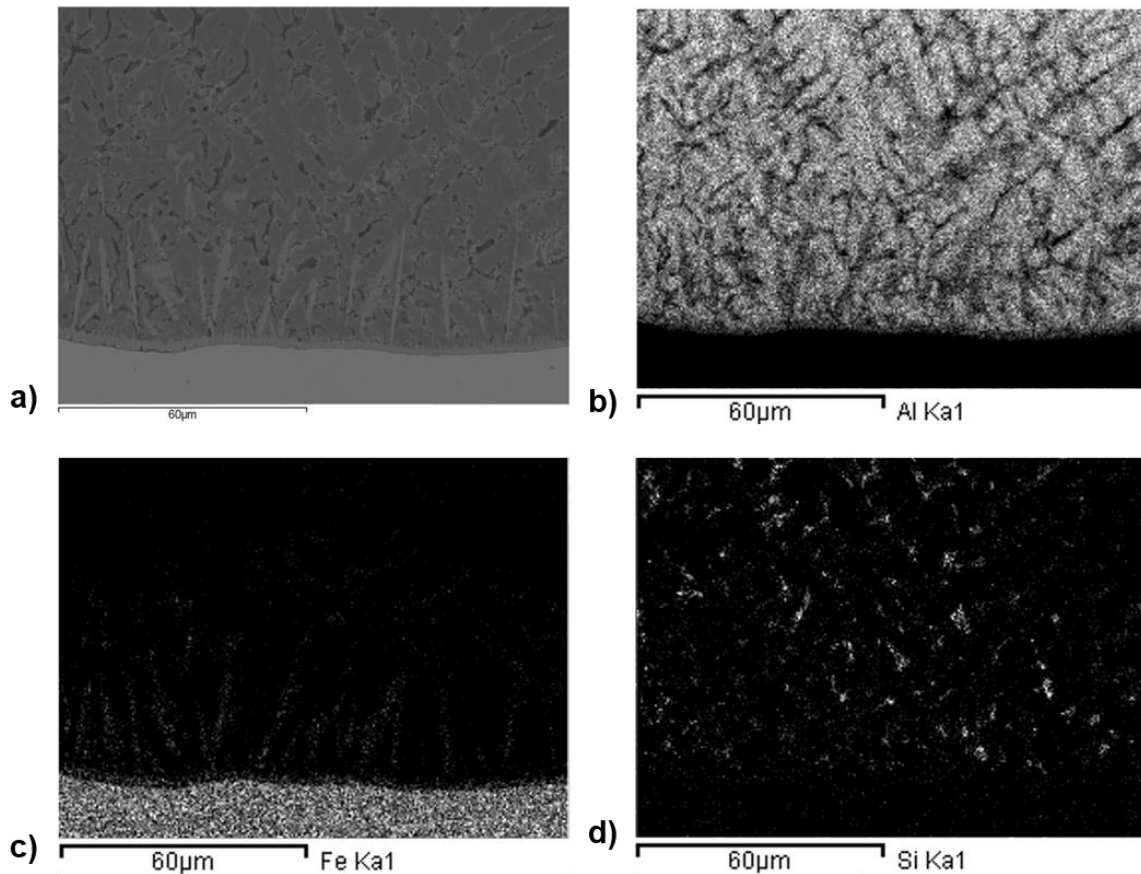


Figure III.43 – Cartographie des éléments chimiques aux alentours de la couche d'intermétalliques, vue de la zone d'étude a), mesure pour l'aluminium b), pour le fer c) et pour le silicium d).

Le cordon est logiquement majoritairement composé d'aluminium, on distingue la présence du silicium. Cet élément est aussi distinguable sur le cliché a), identifiable par sa couleur la plus sombre de l'échantillon.

III.4.3. Etude de la microstructure par la méthode EBSD

La structure cristallographique des composés intermétalliques a été étudiée par la méthode EBSD pour deux échantillons. Le premier présente une couche d'intermétalliques de faible épaisseur et le second présente au contraire une couche d'intermétalliques de forte épaisseur. Le second échantillon a été obtenu en augmentant volontairement la puissance laser de 1000 W pour favoriser la croissance de la couche de réaction. Le tableau III.12 résume ces éléments.

Numéro échantillon	Mesures		Paramètres process				
	Epaisseur d'intermétallique (µm)	Tenue mécanique (MPa)	Nuance fil	Puissance (W)	Vitesse robot (m/min)	Vitesse fil (m/min)	Intensité courant fil chaud (A)
1	2,2	139	AlSi ₅	4000	4	4,5	150
2	10,8	60	AlSi ₅	5000	4	4,5	150

Tableau III.12 – Configuration process étudiées pour l'analyse EBSD.

Les structures du type orthorhombique et du type monoclinique sont investiguées respectivement pour la couche principale et pour les aiguilles. Ceci pour les deux configurations process. Ces structures correspondent respectivement aux composés Fe₂Al₅ et FeAl₃. La distribution des phases dans l'échantillon 1 et l'échantillon 2 ainsi que les mesures des angles d'Euler et de l'écart angulaire principal sont donnés respectivement sur les figures III.44 et III.45.

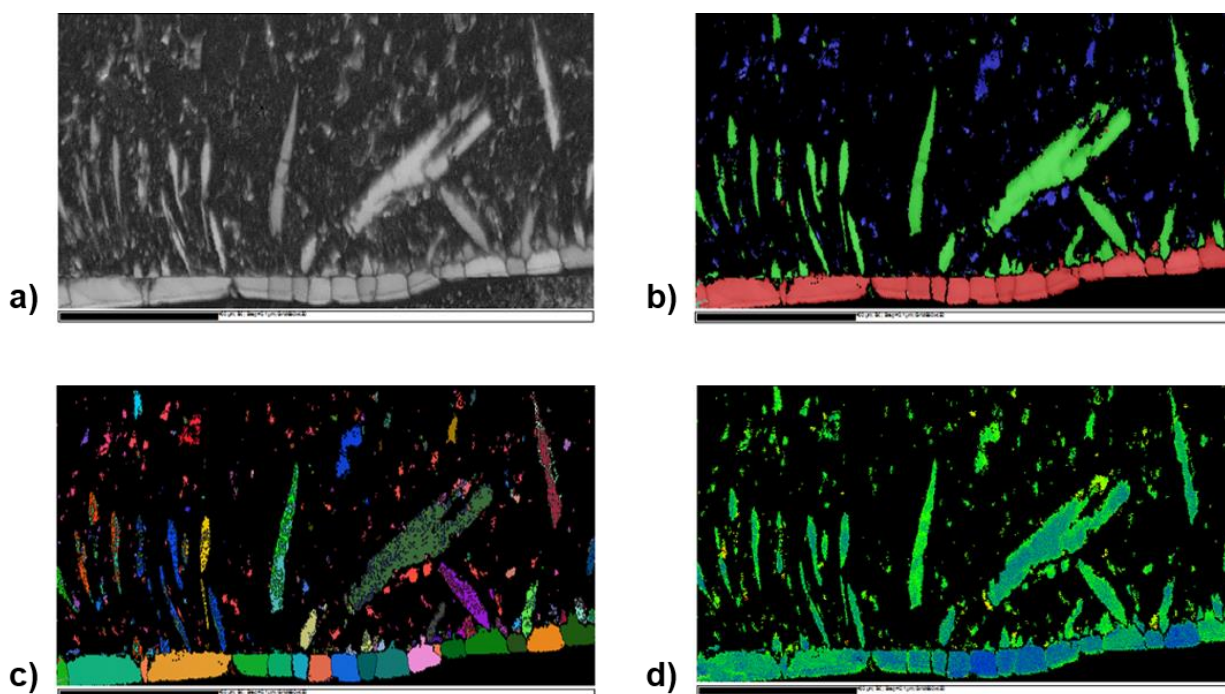


Figure III.44 – Résultat de l'analyse EBSD pour l'échantillon 1, a) cliché de la zone d'étude, b) distribution des phases orthorhombique en rouge, monoclinique en vert et cubique en bleu (Al₉₉Si), c) angles d'Euler confondus et d) écart angulaire principal.

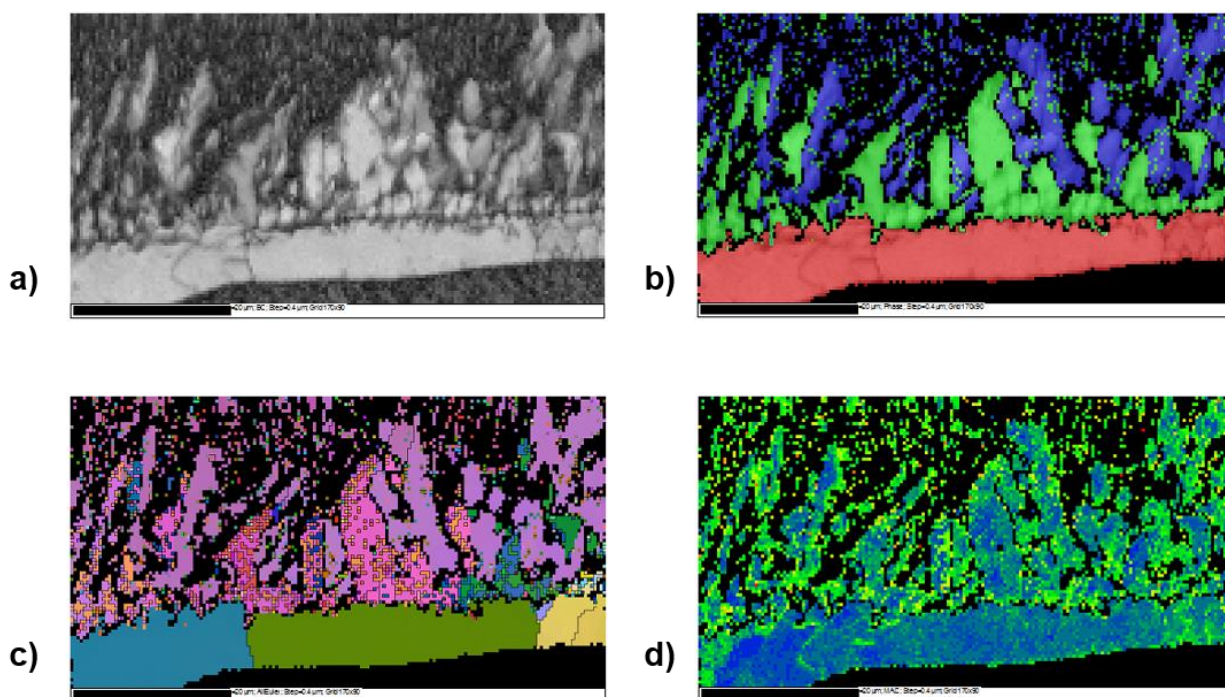


Figure III.45 – Résultat de l’analyse EBSD pour l’échantillon 2, a) cliché de la zone d’étude, b) distribution des phases orthorhombique en rouge, monoclinique en vert et cubique en bleu ($Al_{99}Si$), c) angles d’Euler confondus et d) écart angulaire principal.

La mesure de l’écart angulaire principal permet de juger de la qualité de la correspondance entre la structure cristalline réelle du composé et celle investiguée. Les couleurs vertes et bleues représentent un faible écart angulaire montrant une bonne correspondance des structures. La couche principale possède donc bien une structure du type orthorhombique et les aiguilles d’une structure monoclinique. Ces éléments, combinés à l’analyse chimique de la section précédente nous confirment avec certitude que la couche principale est constituée du composé Fe_2Al_5 et les aiguilles du composé $FeAl_3$. Ceci de manière identique aux assemblages produits à faible vitesse de soudo-brasage. La nature des composés intermétalliques présente donc une invariance par rapport à la vitesse de soudo-brasage.

Ces mesures permettent de visualiser la taille et la répartition des grains dans les deux couches d’intermétalliques étudiées. Nous pouvons constater une présence de grains de Fe_2Al_5 de longueur et largeur moyenne $0,5\ \mu m$ pour l’échantillon 1 et au contraire des grains allongés de bien plus grandes dimensions pour la configuration 2 avec une largeur moyenne de $10,3\ \mu m$ et une longueur moyenne de $30\ \mu m$. Cette différence est à mettre sur le compte de la croissance des intermétalliques. Ceux-ci sont bien plus favorisés dans la configuration 2 à cause de l’apport en énergie supplémentaire. L’augmentation de la température à l’interface acier/aluminium aide à l’accroissement des grains. Comme vu dans le premier chapitre, cette structure sous forme de gros grains est défavorable pour les propriétés des assemblages. Ceci explique en partie le fort écart de la tenue mécanique entre les deux échantillons.

Les cartes des angles d'Euler confondus fournissent des informations sur l'orientation cristalline des grains. La variation de couleur des grains pour les deux configurations, observable sur les figures III.44 c) et III.45 c), montre les différences d'orientation cristalline globale des grains entre eux. L'orientation cristalline des grains peut être étudiée avec plus de précisions par l'intermédiaire des figures de pôles ainsi que des valeurs des angles d'Euler ($\varphi_1, \phi, \varphi_2$). Les figures III.46 et III.47 représentent les figures de pôles obtenues pour les deux configurations.

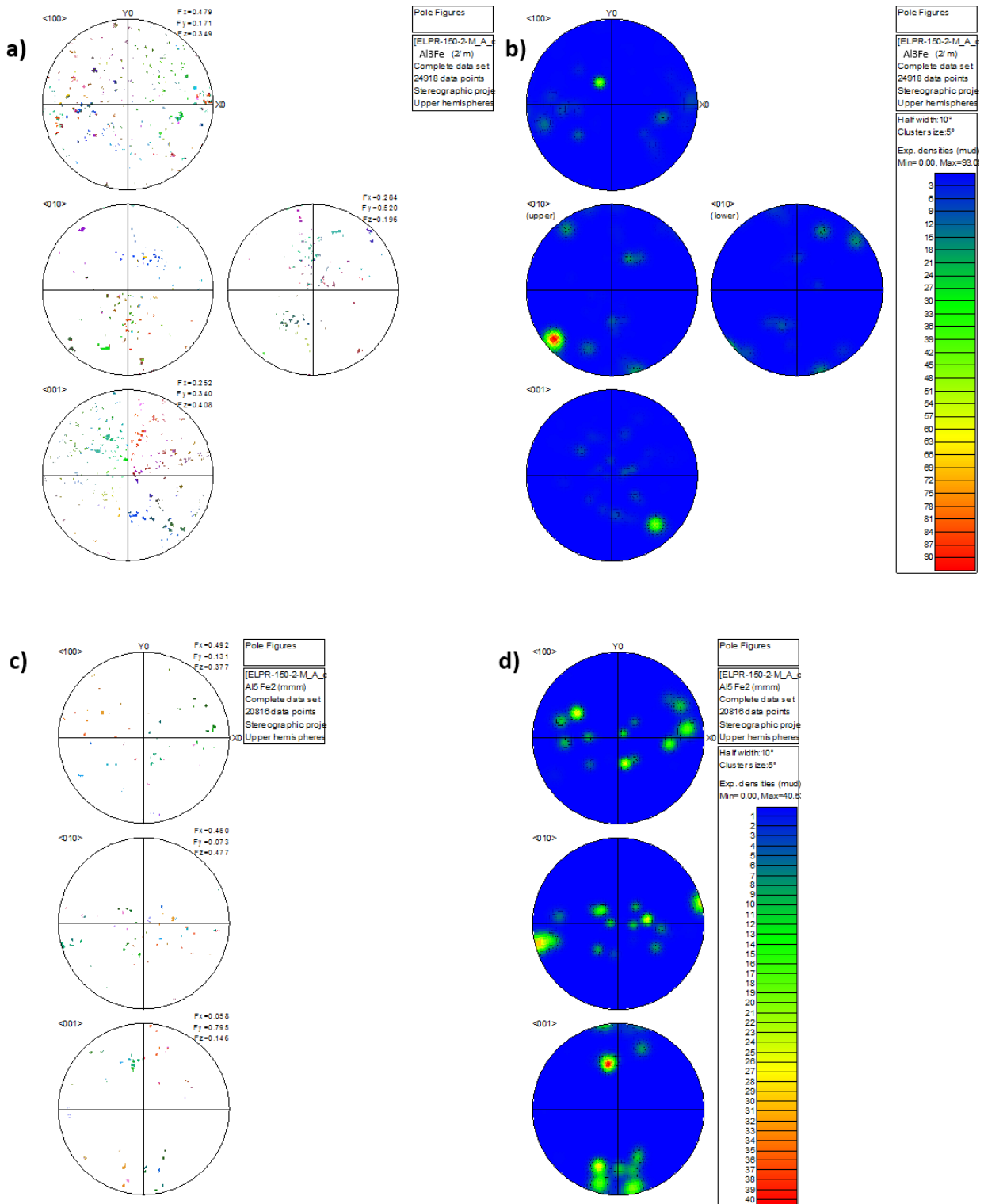


Figure III.46 – Figures de pôles pour la couche d'intermétalliques de faible épaisseur, figure de pôle par grain pour les aiguilles a), par densité pour les aiguilles b), par grain pour la couche principale c) et par densité pour la couche principale d).

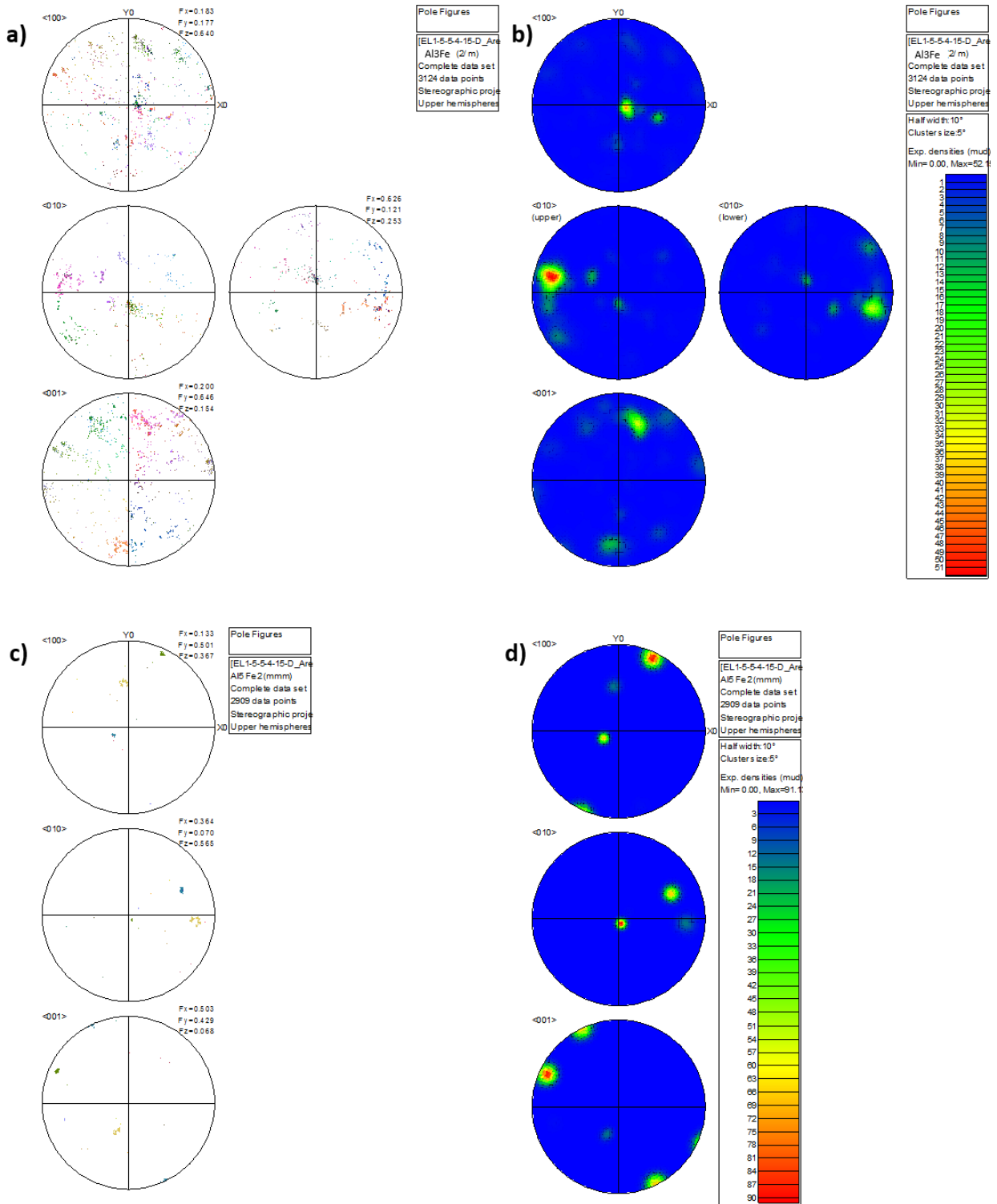


Figure III.47 – Figures de pôles pour la couche d'intermétalliques de forte épaisseur, figure de pôle par grain pour les aiguilles a), par densité pour les aiguilles b), par grain pour la couche principale c) et par densité pour la couche principale d).

Pour les deux configurations, une vue par grain, identifiable par leur couleur, correspondant aux couleurs des cartes des angles d'Euler confondus, ainsi qu'une vue par densité est représentée. Les vues par densité des figures de pôles présentent également des concentrations fortes de directions. Ceci suggérant une texturation privilégiée des grains.

Les figures III.48 et III.49 représentent les angles d'Euler ($\varphi_1, \phi, \varphi_2$) des deux configurations pour la couche principale d'intermétalliques ainsi que pour les aiguilles.

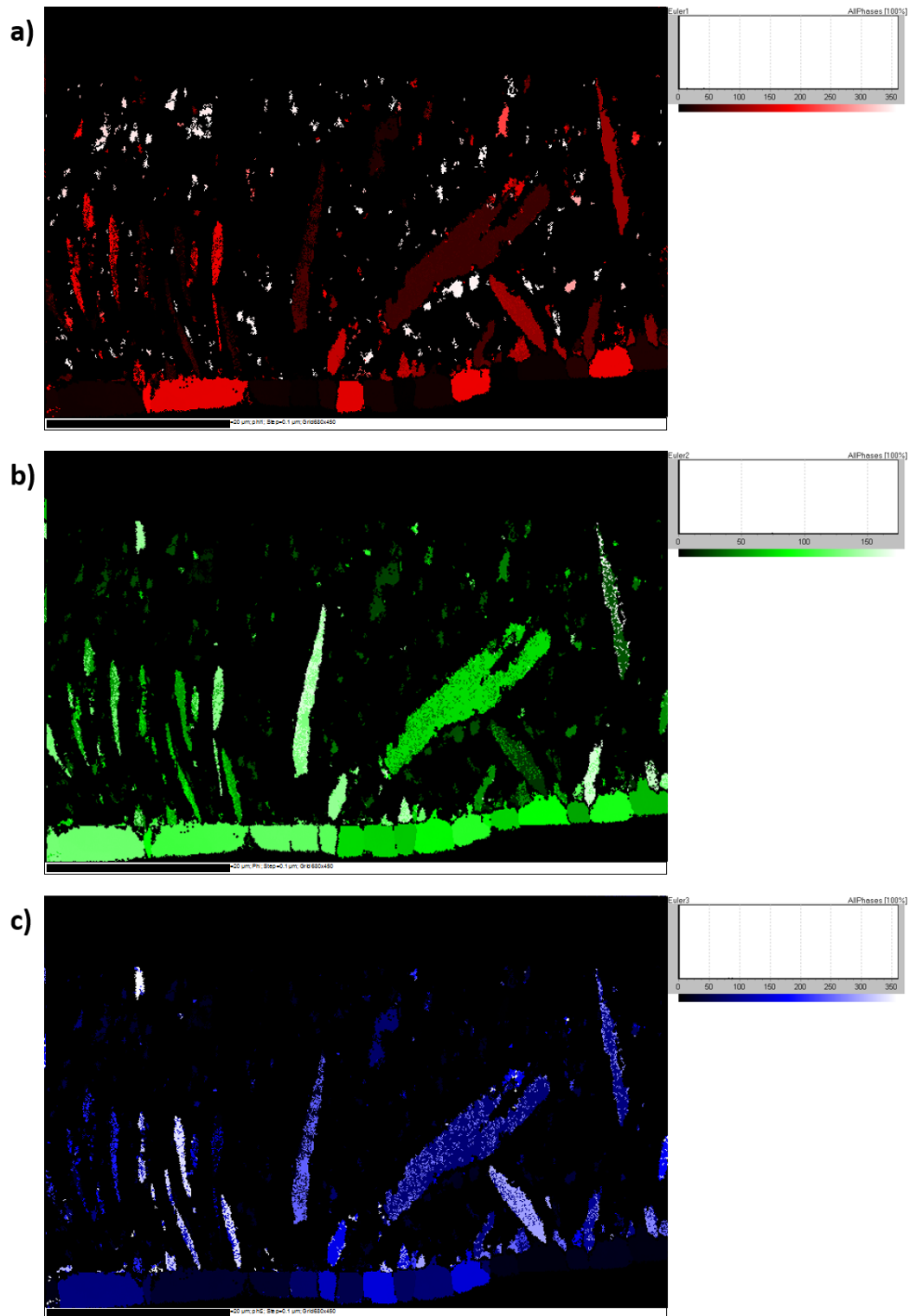


Figure III.48 – Angles d'Euler ϕ_1 a), ϕ b) et ϕ_2 c) pour la couche d'intermétalliques de faible épaisseur.

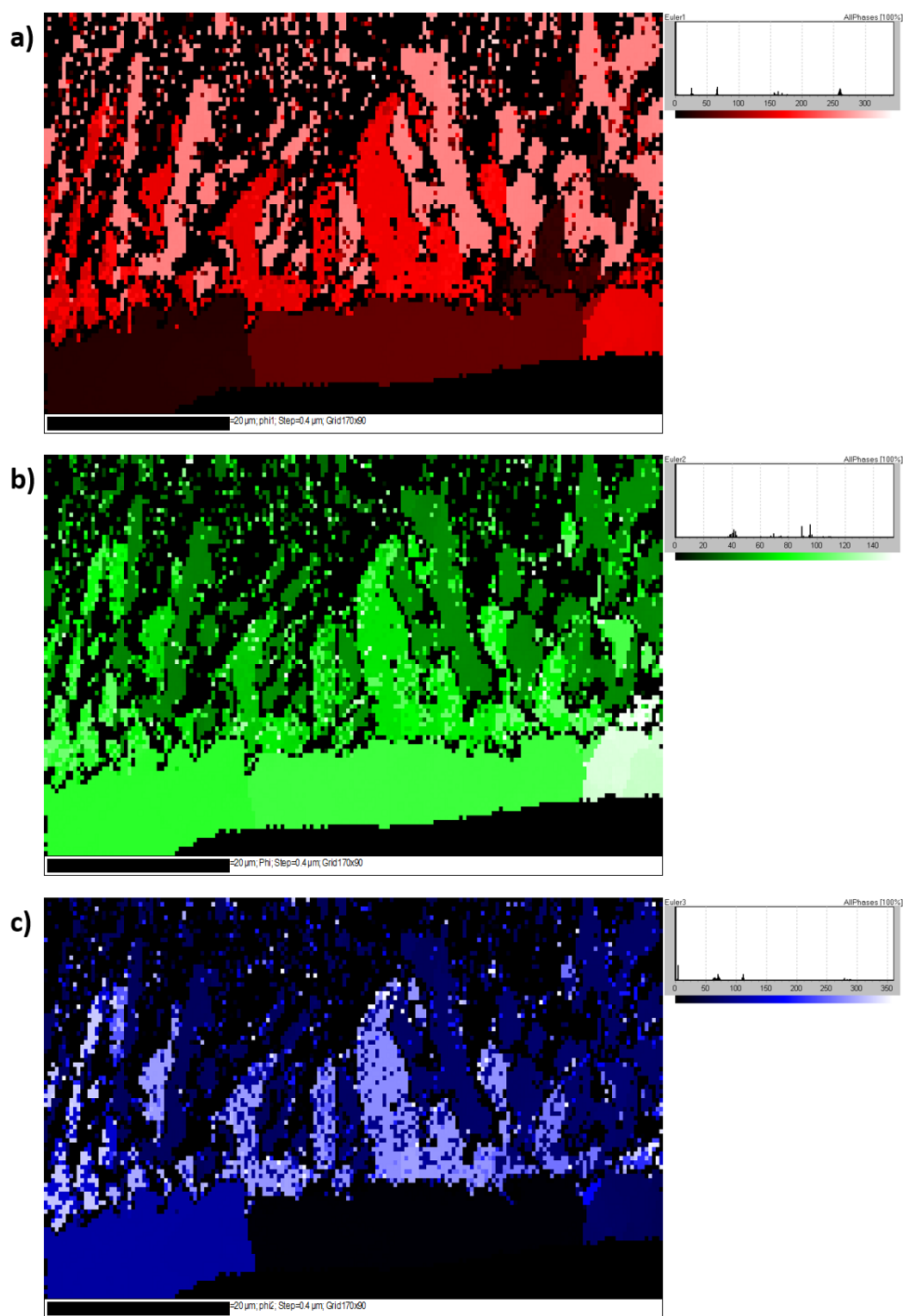


Figure III.49 – Angles d'Euler ϕ_1 a), ϕ b) et ϕ_2 c) pour la couche d'intermétalliques de forte épaisseur.

Une tendance globale ressort pour les deux configurations pour les grains de la couche principale et des aiguilles. En effet, on observe des variations assez importantes des angles φ_1 et φ_2 entre les grains pour les deux épaisseurs de couches. Cependant, les variations sont beaucoup moins importantes dans le cas de l'angle ϕ , pour les grains de la couche principale comme pour les grains des aiguilles, impliquant une direction d'orientation privilégiée pour l'axe $\vec{z}$ des cristaux. Dans le cas de la phase Fe_2Al_5 ceci correspond à l'axe c de la maille orthorhombique connue pour favoriser la diffusion des atomes de fer à cause de la présence de lacunes, comme présenté dans le chapitre 1. En conséquence, les grains présentent, pour les deux configurations, une texturation cristallographique le long de l'axe c orientée en direction du cordon. Cet élément peut expliquer l'orientation des aiguilles d'intermétalliques, dirigées généralement vers l'axe du cordon avec une inclinaison plus ou moins forte, variant selon la direction d'orientation cristallographique des grains de la couche principale. Cette direction d'orientation parallèle à la direction de sollicitation utilisée pendant les essais en traction tend à défavoriser la résistance des assemblages en favorisant le cisaillement du réseau cristallin.

III.5. Conclusion

Nous avons pu étudier le lien existant entre les épaisseurs d'intermétalliques et les propriétés mécaniques des assemblages ainsi que l'influence des paramètres process sur ces deux éléments pour le process de soudo-brasage laser à haute vitesse. Il est possible d'obtenir des assemblages présentant des tenues mécaniques moyennes supérieures à 100 MPa dans des conditions industrielles et avec des vitesses de soudo-brasage élevées entre 4 et 6 m/min. Cependant, pour atteindre ces caractéristiques il est nécessaire de s'attacher à l'optimisation des facteurs suivants : température atteinte à l'interface acier/aluminium, temps d'interaction à haute température ainsi que l'apport de matière qui influence fortement le gradient thermique dans le cordon. Les limites du process ont cependant pu être mises en perspective, notamment du point de vue de la reproductibilité des résultats. Si les mesures ont présenté globalement des écarts-types des tenues mécaniques et des épaisseurs d'intermétalliques limitées, l'analyse sur l'ensemble des échantillons a démontré de grandes dispersions rendant tel quel difficile une exploitation du process pour une production à grande échelle.

En complément, la composition et la structuration cristalline des intermétalliques a pu être étudiée. Les analyses confirment l'invariance de la constitution de la couche de réaction par rapport à la vitesse d'assemblage utilisée. Les phases orthorhombique Fe_2Al_5 et monoclinique FeAl_3 constituent respectivement la couche principale et les aiguilles d'intermétalliques. Celles-ci présentent une orientation privilégiée le long de l'axe c en direction du cordon. Ce phénomène de texturation tend à affaiblir la résistance des assemblages par rapport au mode de sollicitation en traction. De plus, les couches d'intermétalliques de fortes épaisseurs ont démontré être constituées de grains de taille élevée en comparaison aux couches d'intermétalliques de faibles épaisseurs. Cet élément, combiné à la dureté des intermétalliques explique la chute de la résistance mécanique des assemblages lors de la croissance des intermétalliques.

Chapitre IV – Mesure et étude des cycles thermiques à l’interface acier/aluminium, démarche expérimentale et simulation

IV.1.Introduction

Ce chapitre a pour objectif l’étude et la caractérisation du cycle thermique à l’interface acier/aluminium lors du procédé de soudo-brasage laser à haute vitesse. Les variations du cycle thermique, mesuré par thermocouples et calculé par simulation numérique, en fonction des variables process sont étudiées. Les épaisseurs d’intermétalliques correspondantes sont mesurées pour corroborer le lien entre leur croissance et l’évolution du cycle thermique. Enfin un calcul de croissance des intermétalliques par discrétisation du cycle thermique est mené pour préjuger de l’utilité de l’outil de simulation sur la prédiction des épaisseurs d’intermétalliques. Une analyse critique du modèle est effectuée.

IV.2.Démarche expérimentale et simulation numérique

IV.2.1.Plan d’expérience

Le tableau IV.1 liste les configurations étudiées.

Numéro d’essai	Vitesse robot (m/min)	Puissance (W)	Vitesse fil (m/min)	Mesure par thermocouples
1	4	4000	4,5	Face opposée acier
2	4	4000	4,5	Face opposée acier
3	4	4000	4,5	Face opposée acier
4	4	4000	4,5	Face opposée acier
5	4	4000	4,5	Face opposée acier
6	4	5000	4,5	Face opposée acier
7	4	5000	4,5	Face opposée acier
8	5	5000	5,5	Face opposée acier
9	4	4000	4,5	Dans le bain

Tableau IV.1 – Liste des configurations process étudiées pour l’obtention des cycles thermiques par thermocouples et simulation numérique.

La source gaussienne est décalée de 0,6 mm sur l’aluminium reproduisant la valeur optimale de l’alignement fil/faisceau obtenue lors du précédent chapitre. Le courant fil chaud est maintenu à 150 ampères. Pour chaque essai la vitesse robot, la puissance et la vitesse fil sont réglés. Enfin le positionnement des thermocouples est donné pour chaque essai. Dans le cas de l’essai numéro 8 la vitesse fil est augmentée de 1 m/min afin de permettre d’obtenir un cordon continu et présentant le moins de défauts de soudo-brasage possible.

Les premiers essais, numérotés de 1 à 5, correspondent à la configuration ayant donné les meilleurs résultats en terme de tenues mécaniques et épaisseurs d'intermétalliques dans le chapitre précédent. Elle servira de référence pour les essais suivants ainsi que d'étude de la répétabilité des cycles thermiques obtenus.

Les influences de la puissance et de la vitesse de soudo-brasage sont alors étudiées successivement et comparées aux résultats de la configuration référence au travers des essais 6 et 7 pour la puissance et 8 pour la vitesse de soudo-brasage. Finalement, un essai destructif est mené en immergeant les thermocouples dans le bain. Toutes les configurations listées sont simulées via SYSWELD, et les cycles thermiques sont comparés à ceux obtenus expérimentalement.

IV.2.2. Etude de référence

IV.2.2.1. Mesures par thermocouples

La figure IV.1 présente les cycles thermiques obtenus grâce aux thermocouples.

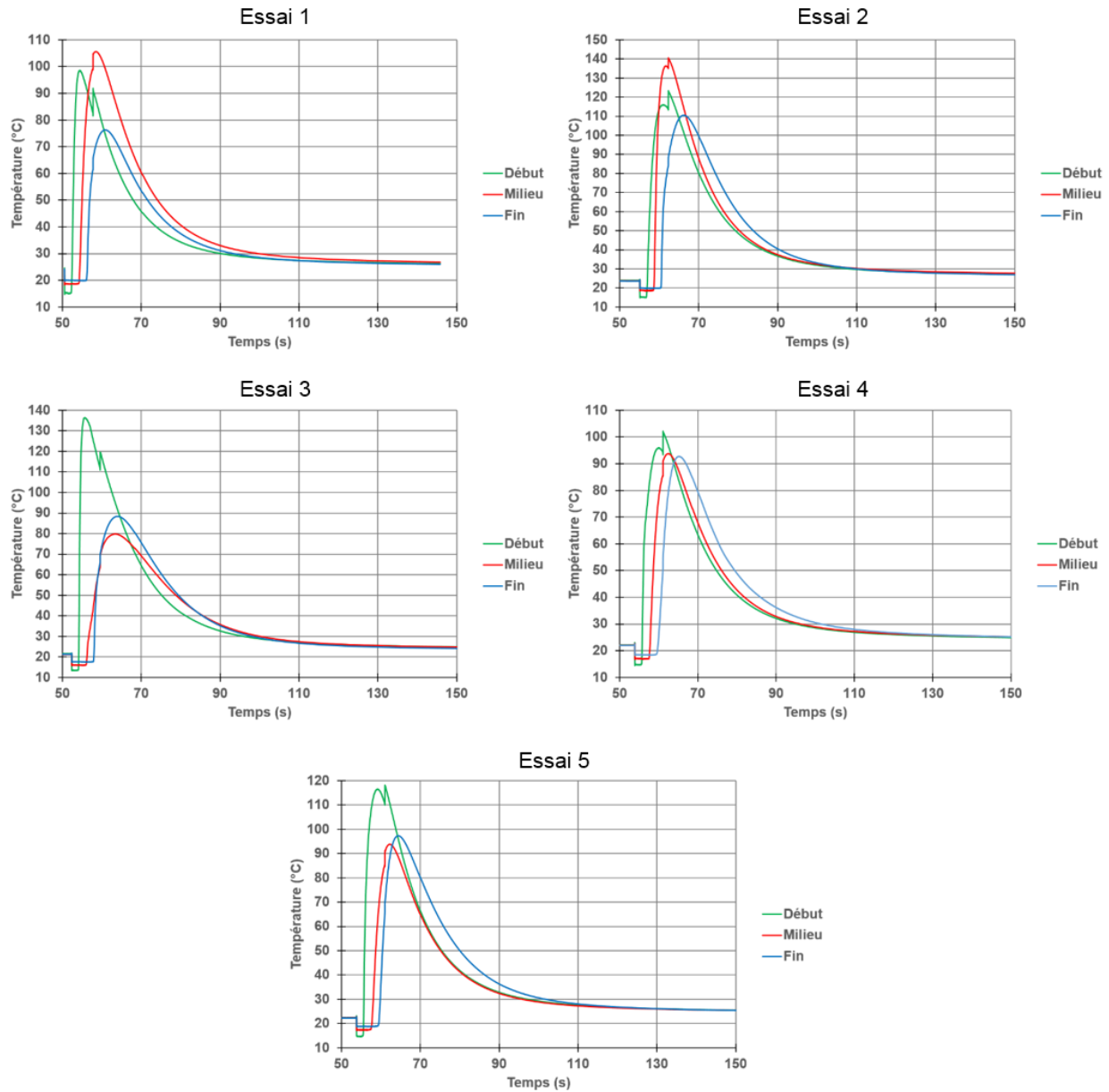


Figure IV.1 – Cycles thermiques pour les 5 premiers essais obtenus par thermocouples, pour chaque essai trois mesures sont faites en début (vert), milieu (rouge) et fin (bleu) de cordon.

Nous retrouvons des courbes aux allures classiques de refroidissement. Les temps de refroidissement sont globalement tous identiques, un décalage de quelques secondes est observé entre les courbes en fonction de leur position dans le cordon. L'amplitude du cycle présente cependant des différences d'un essai à un autre. En effet, 7 courbes sur 15 ont une température maximale supérieure à 100 °C, pour 6 autres courbes celle-ci est comprise entre 80 et 100°C et finalement 2 courbes présentent une température maximale inférieure à 80°C. Ces fortes différences sont attribuées à la précision de la zone de mesure et notamment de la position où est fixé le thermocouple. En comparaison avec les cycles thermiques présentés dans le chapitre 1 et

obtenus à faible vitesse de soudo-brasage les temps de refroidissement sont équivalents. Les températures maximales atteintes dans nos expérimentations sont, en revanche, inférieures de 100 à 250°C. Cet écart est à attribué à l'épaisseur de la tôle d'acier et à notre haute vitesse de soudo-brasage qui viennent s'ajouter à la difficulté de positionnement précis des thermocouples. En effet, le passage rapide de la source de chaleur sur la zone de mesure ne permet pas de garantir une diffusion suffisamment élevée de la température dans l'acier pour obtenir une mesure représentative de l'interface acier/aluminium. De plus, l'épaisseur de l'acier, non négligeable à haute vitesse, induit également une diffusion limitée de la température dans le matériau.

IV.2.2.2. Etude des variations de température grâce à la simulation

La figure IV.15 représente une vue du champ de température lors du passage de la source de chaleur.

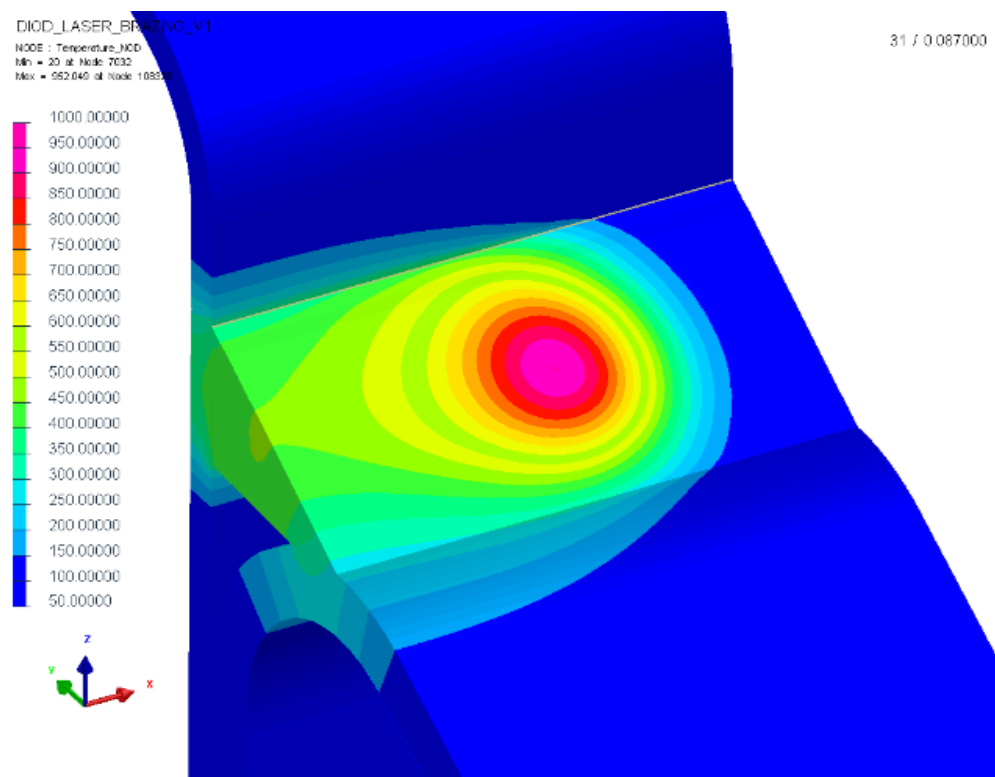


Figure IV.2 – Simulation du process de soudo-brasage laser sous SYSWELD, représentation des champs de températures.

La répartition de températures est concentrée du fait du modèle choisi représentatif d'une source laser YAG et non à diodes. Cette information sera à retenir lors de notre analyse et notre comparaison entre les cycles thermiques et les épaisseurs d'intermétalliques simulées et celles obtenues expérimentalement. Dans le cas expérimental la répartition de chaleur sous le spot laser est beaucoup plus homogène, ce qui peut entraîner une température atteinte à l'interface supérieure qu'avec une utilisation de laser YAG.

Dans le cadre de l'analyse des mesures par thermocouples, nous avons voulu étudier l'écart de température observable en fonction de la position de mesure sur la surface extérieure de l'acier. La figure IV.3 présente justement la variation de température le long d'une ligne tracée sur cette face.

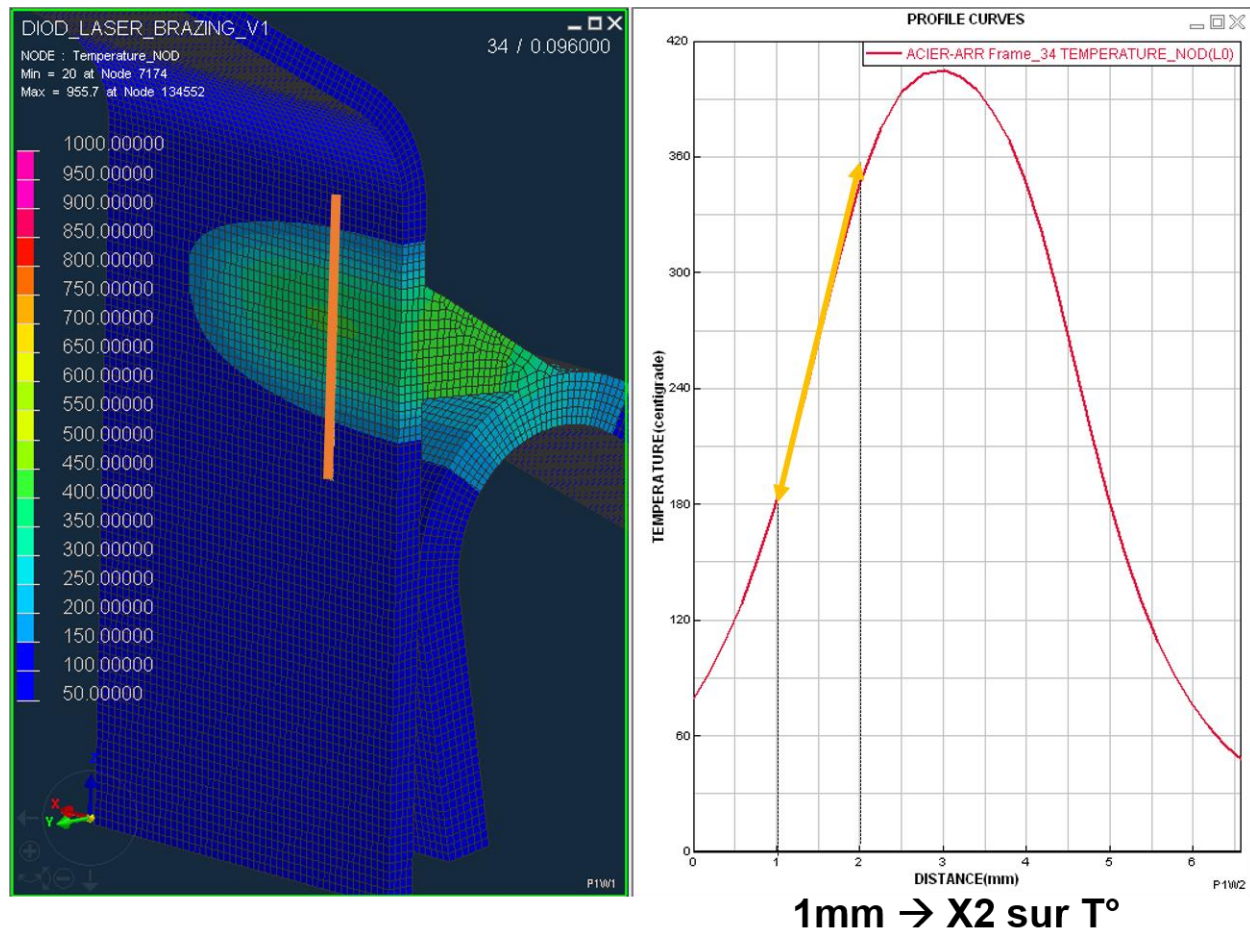


Figure IV.3 – Evolution de la température le long de la ligne marron. Elle permet d'obtenir la température en fonction de la position d'observation en face arrière de l'acier.

Comme nous pouvons l'observer, de très fortes variations de la température peuvent être obtenues en fonction de la position de mesure. Un écartement de quelques millimètres pouvant engendrer une division par deux de la température. Dans le cas des essais 1, 2, 3, 4 et 5, les thermocouples étaient trop éloignés de la zone de température maximale, ce qui explique les relativement faibles températures maximales mesurées par thermocouples.

Nous avons également souhaité quantifier l'écart de température entre l'interface acier/aluminium et la face arrière de l'acier. La figure IV.4 représente l'évolution de la température le long d'une ligne pour les deux faces de l'acier.

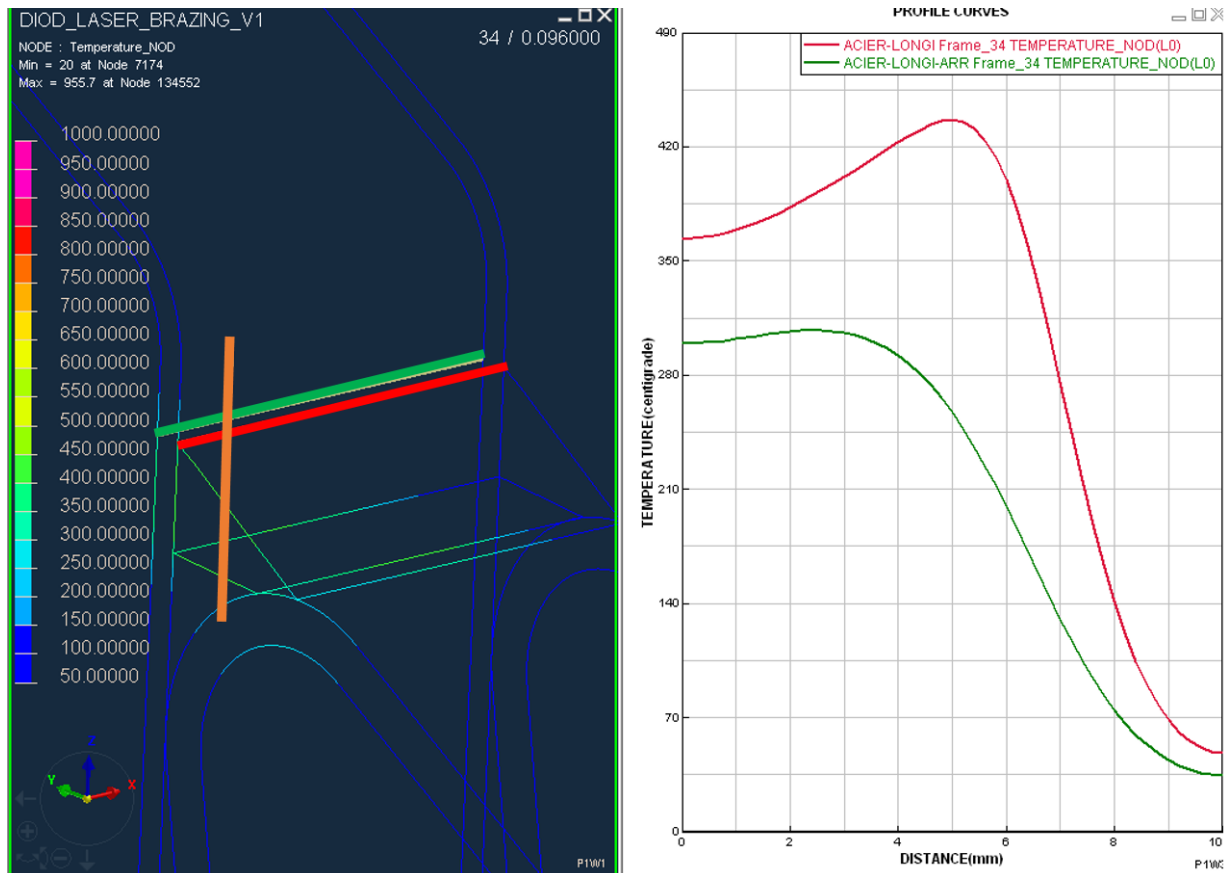


Figure IV.4 – Ecarts entre les cycles thermiques mesurés à l’interface acier/aluminium et en face arrière de l’acier le long de la ligne marron.

Un écart de forme important ainsi qu’une différence de 120 °C sont observées entre les courbes. Cet écart démontre qu’il n’est pas possible de négliger, pour notre configuration d’étude à haute vitesse de soudo-brasage, l’épaisseur de la tôle d’acier sur la mesure des cycles thermiques. Le cycle thermique obtenu à l’interface acier/aluminium par simulation est représenté par la figure IV.5.

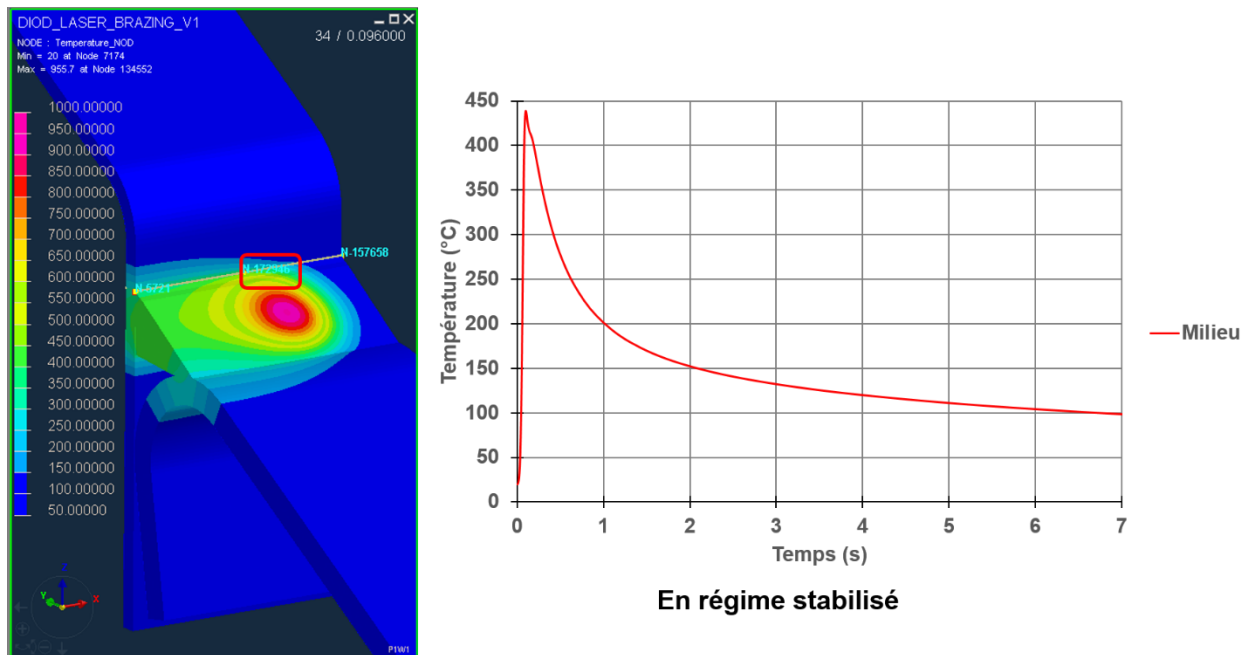


Figure IV.5 – Cycle thermique obtenu par simulation en régime stabilisé pour la configuration de référence.

Comme nous nous y attendions la température maximale atteinte est bien supérieure à celles obtenues pour les cycles thermiques avec thermocouples. Ceci est dû à la proximité de l'interface avec la source de chaleur, bien plus proche que la face arrière de l'acier ainsi qu'au positionnement des thermocouples. En comparaison avec les cycles thermiques obtenus dans la littérature à faible vitesse d'assemblage et puissance laser inférieure, la température maximale atteinte est supérieure dans notre cas. L'influence de la puissance sur le cycle thermique est étudiée dans la section suivante.

IV.2.3. Influence de la puissance

Les figures IV.6 et IV.7 représentent respectivement les cycles thermiques obtenus par thermocouples et par la simulation pour les essais 6 et 7.

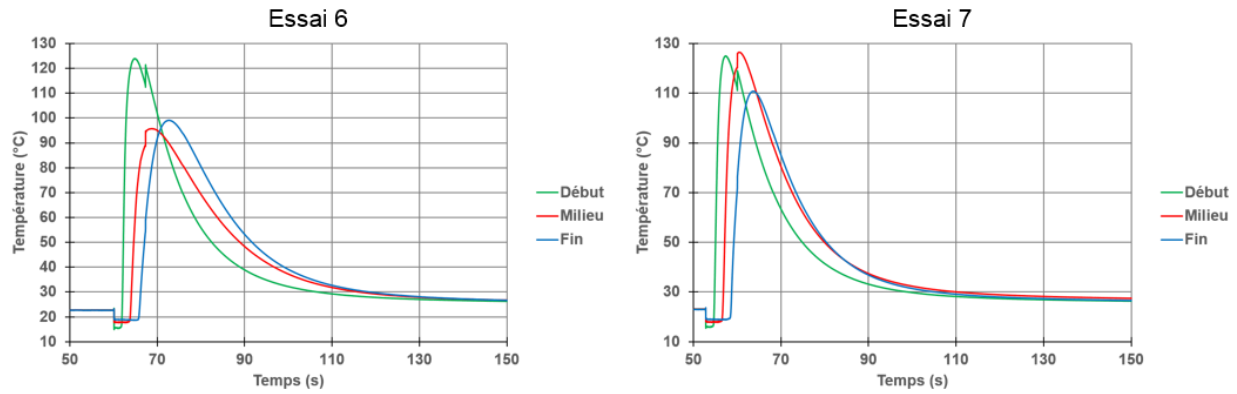


Figure IV.6 – Cycles thermiques pour les essais 6 et 7, obtenus par thermocouples, pour chaque essai trois mesures sont faites en début (vert), milieu (rouge) et fin (bleu) de cordon.

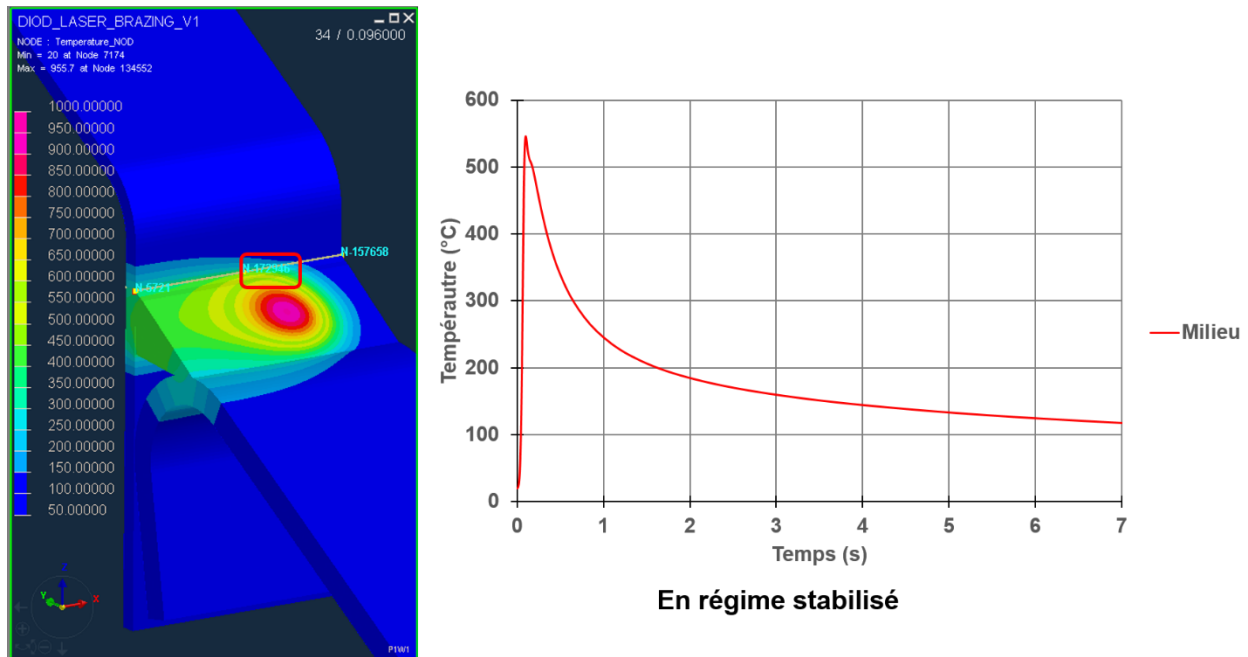


Figure IV.7 - Cycle thermique obtenu pour la configuration process correspondant aux essais 6 et 7.

Les problèmes de répétabilité pour les mesures avec thermocouples sont également observés pour cette configuration. Ils sont toujours à attribuer au placement des thermocouples. Cependant, il est quand même possible d'observer une augmentation de la température maximale atteinte aussi bien pour la simulation que pour les mesures avec thermocouples par rapport à la configuration de référence. Dans le cas de la simulation cet écart est de 100°C. Basé sur la littérature, nous avons supposé, lors des chapitres précédents, cette forte influence de la puissance sur le cycle thermique et en conséquence sur la croissance des intermétalliques. Nous étudierons dans la prochaine section s'il est possible de contrebalancer cet effet de la puissance en augmentant la vitesse de soudo-brasage, ce qui engendrerait une baisse de l'énergie.

IV.2.4. Influence de la vitesse-robot

Les figures IV.8 et IV.9, illustrent les cycles thermiques obtenus en augmentant la vitesse de soudo-brasage de 4 à 5 m/min. Nous nous attendons logiquement à observer une réduction du temps de refroidissement ainsi qu'une diminution de l'amplitude de température.

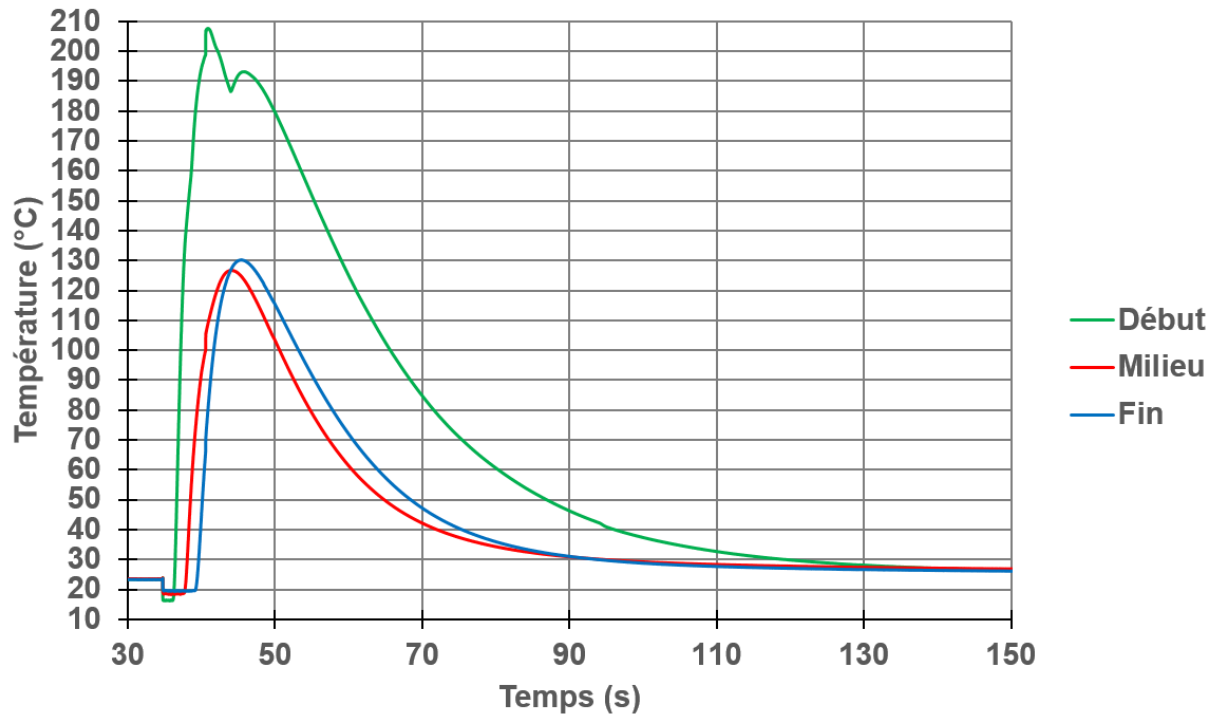


Figure IV.8 - Cycles thermiques pour l'essai 8, obtenus par thermocouples, trois mesures sont faites, en début (vert), milieu (rouge) et fin (bleu) de cordon.

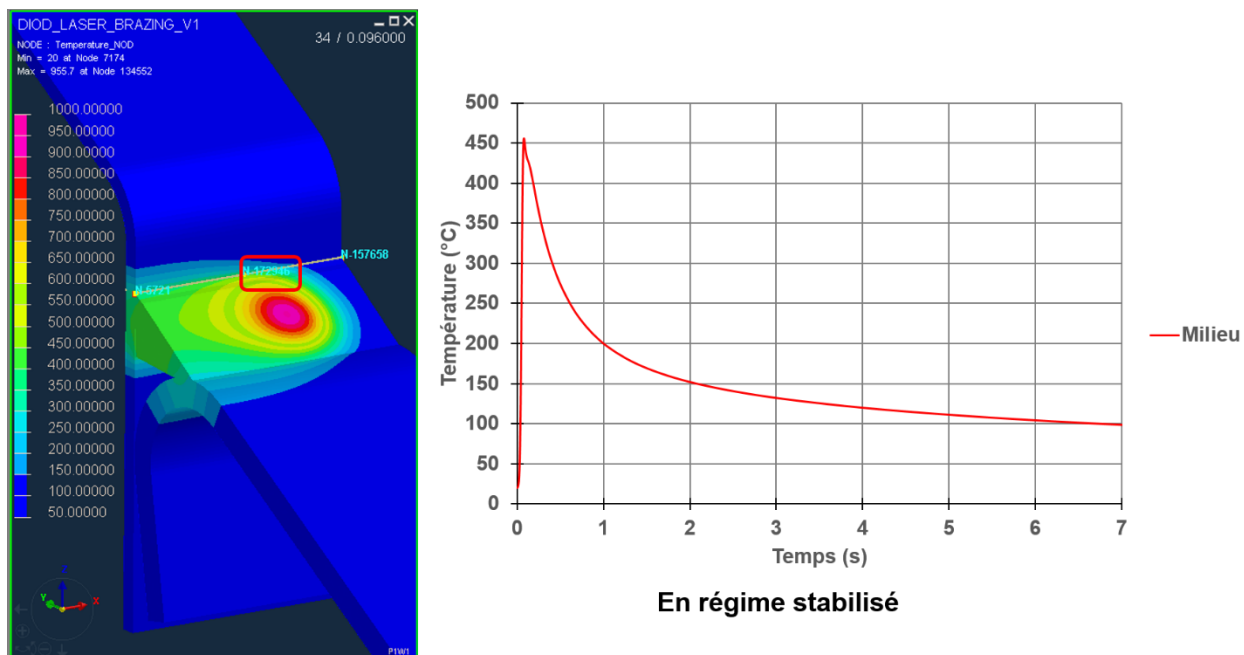


Figure IV.9 - Cycle thermique obtenu pour la configuration process correspondant à l'essai 8.

Globalement, il ne ressort une température maximale supérieure que pour la configuration de référence mais inférieure aux configurations 6 et 7 étudiées dans la section précédente. L'augmentation de la vitesse de soudo-brasage a en effet induit une diminution de la température à l'interface acier/aluminium. Il semble donc possible de contrebalancer l'impact de la puissance en manquant la vitesse de soudo-brasage en accord avec la littérature et nos essais présentés dans les précédents chapitres.

IV.2.5. Mesures dans le bain

Finalement, l'essai 9 consista à optimiser la mesure de température par thermocouples en les noyant dans le bain. A cause de l'impossibilité de réutiliser les thermocouples après cet essai, celui-ci n'a été réalisé qu'une seule fois. La figure IV.10 représente le résultat obtenu en début et fin de cordon. Le thermocouple au milieu du cordon ayant été sectionné par le passage du laser lors de l'initiation de la mesure.

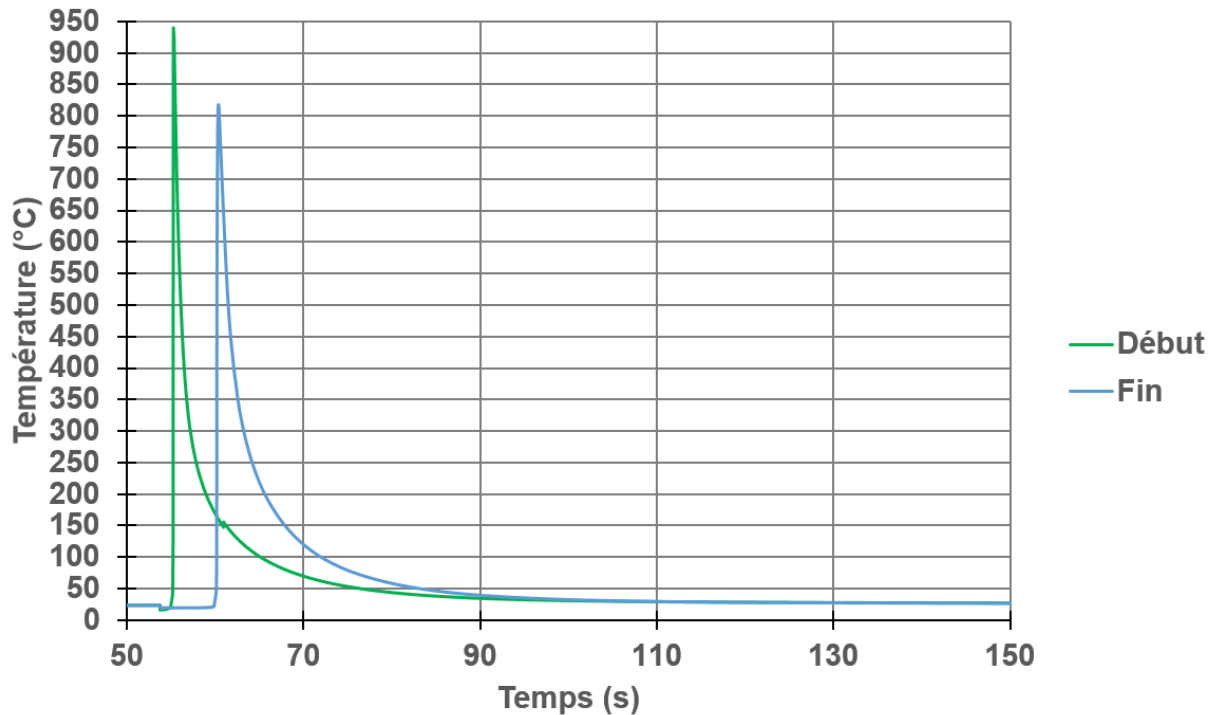


Figure IV.10 - Cycles thermiques pour l'essai 9, obtenus par thermocouples, trois mesures sont faites. En début (vert), milieu et fin (bleu) de cordon. Le thermocouple du milieu ayant été sectionné au début de la mesure par le faisceau laser la courbe correspondante est manquante sur la figure.

Les températures maximales obtenues sont très nettement supérieures à toutes nos précédentes mesures et correspondent à des températures au milieu ou en périphérie très proche du spot laser. Ceci est une conséquence de la difficulté de la mesure. Les thermocouples étant directement positionnés dans le bain ils sont au plus proche de la source de chaleur. A notre échelle, le moindre écart de quelques dixièmes de millimètres entre deux positions de mesures peut engendrer des différences très élevées de températures. Nous ne pouvons, en conséquence, pas avoir la garantie que la mesure effectuée est représentative de l'interface acier/aluminium. Ceci d'autant plus que les températures obtenues à l'interface par simulation sont bien inférieures à ces mesures.

IV.2.6. Calcul diffusionnel de croissance des intermétalliques

Un calcul de discrétisation des cycles thermiques à l'interface acier/aluminium obtenus par simulation numérique fut mené. Notre objectif étant de comparer ces mesures aux épaisseurs moyennes réellement mesurées lors de nos périodes expérimentales pour préjuger de la capacité de la simulation numérique à quantifier la croissance des intermétalliques.

Le tableau IV.2 regroupe les résultats de calcul pour les cycles thermiques simulés.

Numéro d'essai simulé	Calcul diffusionnel (μm)	Valeur moyenne mesurée expérimentalement (μm)	Ecart type des mesures expérimentales (μm)	Valeur maximale mesurée (μm)
Essais 1, 2, 3, 4 et 5	0,19	1,7	0,5	2,4
Essais 6 et 7	0,7	4	3,4	10,8
Essai 8	0,22	6,6	1,9	10,3

Tableau IV.2 – Calcul diffusionnel pour chaque cycle thermique simulé.

Les épaisseurs obtenues par calcul sont dans la même échelle que celles mesurées expérimentalement à un facteur 10^{-1} près. Les résultats obtenus pour les essais 1, 2, 3, 4, 5, 6 et 7 sont comparables aux maximums mesurés. Dans le cas de l'essai 8 cependant le calcul sous-estime l'épaisseur d'intermétalliques en comparaison des essais. Une tendance inverse avait été observée dans la littérature, le calcul surestimant les épaisseurs. De manière plus globale nous pouvons observer que les configurations menant aux plus fortes épaisseurs d'intermétalliques moyennes et présentant les plus grands écarts types correspondent également aux configurations présentant les plus fortes épaisseurs par le calcul. La modélisation semble donc permettre de prédire les configurations engendrant les plus fortes épaisseurs d'intermétalliques sans pour autant être capable de les quantifier de manière précise.

IV.3. Conclusions

Lors de cette étude, nous avons pu comparer des cycles thermiques obtenus expérimentalement et par simulation à haute vitesse de soudo-brasage avec leur équivalent à faible vitesse issus de la littérature. De plus fortes amplitudes avec des temps de refroidissement équivalents sont observées. L'augmentation des températures maximales atteintes n'est pas une surprise et est liée à notre puissance laser, 1000 W plus élevée que celle utilisée dans la littérature. On s'attendait, cependant, à observer des temps de refroidissement plus courts à cause de l'augmentation de la vitesse de soudo-brasage. Il s'avère que l'augmentation de ce paramètre engendre plutôt une réduction de la température maximale atteinte et moins une réduction du temps de refroidissement. Un résultat similaire avait été observé dans la littérature pour les faibles vitesses de soudo-brasage. Il ressort de ces éléments qu'en terme d'influence sur le cycle thermique et donc sur la croissance des intermétalliques, la température atteinte à l'interface semble prendre le dessus sur le temps d'interaction pour le process de soudo-brasage laser à haute vitesse.

Le calcul diffusionnel permet d'obtenir un ordre de grandeur des épaisseurs d'intermétalliques à un facteur 10^{-1} près. Cependant, un plus grand nombre de cycles thermiques représentatifs de l'interface acier/aluminium sont nécessaires pour pouvoir réellement conclure quant au potentiel de prédiction de ce modèle. Il serait notamment pertinent d'obtenir une cartographie des cycles thermiques sur une portion de l'interface acier/aluminium et de mener un calcul de discrétisation sur les valeurs obtenues. Cette démarche, qui permettrait de vérifier le modèle sur un plus grand nombre d'échantillon, aurait aussi pour avantage d'identifier l'évolution théorique de la croissance des intermétalliques sur une portion de l'interface.

Conclusion générale

La conception des véhicules a pris un virage important ces dernières années avec l'évolution des réglementations européennes en matière d'émissions des gaz à effets de serre. La combinaison des matériaux est une méthode éprouvée permettant d'atteindre les objectifs de réduction du poids des véhicules. Cette approche multi-matériaux tend à optimiser les épaisseurs et les matériaux en fonction du rôle de chaque pièce : pièces structurales, permettant de protéger l'utilisateur, pièces de liaison ou encore pièces d'aspect.

L'assemblage d'acier et d'aluminium rentre dans cette perspective d'allègement. En particulier le remplacement d'un pavillon acier par de l'aluminium permet de réaliser une économie de 5 à 6 kg selon les dimensions de la pièce. La principale contrainte réside dans l'assemblage des deux matériaux. En effet, leur incompatibilité métallurgique, se traduisant par des températures de fusion différentes et la formation de composés intermétalliques fragiles, ne permet pas l'utilisation de process d'assemblage classique tel que le soudage.

La méthode du soudo-brasage, qui consiste à lier les deux matériaux par l'intermédiaire d'un fil d'apport, soudé avec l'aluminium et brasé avec l'acier, permet de contourner en partie ces difficultés. Il n'est cependant pas possible de se soustraire à la formation des composés intermétalliques issus de la réaction entre le fer et l'aluminium. Le mécanisme de croissance de cette couche de réaction est piloté par le cycle thermique à l'interface acier/aluminium qui se caractérise par la température maximale atteinte et par le temps d'interaction à haute température. Ces deux grandeurs sont des conséquences des paramètres process utilisés pendant l'opération d'assemblage. En conséquence, il est possible de moduler la croissance des intermétalliques par optimisation des configurations process utilisées. Le principal élément de contrôle des intermétalliques consiste à mesurer l'épaisseur de la couche de réaction. Plusieurs études ont fixées la limite de 10 μm comme épaisseur maximale à ne pas dépasser pour garantir des cordons avec de hautes propriétés mécaniques.

Au cours des dernières années, de nombreuses technologies ont été étudiées pour réaliser cet assemblage hétérogène: soudage par résistance, soudo-brasage CMT, MIG ou laser notamment. La technologie laser, couramment utilisée pour soudo-braser l'acier dans le secteur automobile, présente un intérêt fort pour soudo-braser acier et aluminium. Plusieurs études ont permis d'obtenir des assemblages acier/aluminium avec de fortes propriétés mécaniques et des épaisseurs d'intermétalliques limitées. Celles-ci sont cependant limitées pour une utilisation industrielle à cause des faibles vitesses d'assemblages utilisées ($< 4 \text{ m/min}$), de l'absence d'étude de la répétabilité ainsi que de la reproductibilité et des conditions d'études éloignées des conditions de production. Dans la perspective de l'assemblage d'un pavillon aluminium à une caisse acier, il est nécessaire de pouvoir atteindre une cadence de production de 60 véhicules/heures, ce qui représente une vitesse d'assemblage minimale de 4 m/min. De plus, il n'est pas envisageable de faire appel à des procédés de préparation des tôles tel que l'utilisation de flux chimiques.

Au travers de cette étude, le process de soudo-brasage laser à haute vitesse a été étudié. Une attention particulière a été mise sur l'optimisation, la répétabilité et la reproductibilité de la conformité des assemblages ainsi que sur l'analyse métallurgique des assemblages. Les liens existant entre la variation des paramètres process et les critères macro et microscopiques de la conformité ont été établis. L'influence des paramètres process sur la formation des composés intermétalliques obtenus à haute vitesse a pu être établie.

La simulation numérique du process de soudo-brasage a permis de corréler les éléments expérimentaux sur la modulation du cycle thermique par optimisation des paramètres process. La robustesse de la mesure par thermocouples a été analysée et a démontré une forte influence de la zone de mesure. Les cycles thermiques obtenus ont été discrétisés pour mener un calcul théorique de croissance des intermétalliques. Le calcul s'est révélé ne pas être en capacité de prédéterminer de manière précise les épaisseurs d'intermétalliques. Cependant, celui-ci est en mesure de prédire de manière globale les configurations process entraînant la formation des plus fortes épaisseurs d'intermétalliques.

De nouvelles techniques combinant l'utilisation de plusieurs faisceaux laser présentent un intérêt fort dans l'optique de la modulation du cycle thermique à l'interface acier/aluminium. La combinaison des faisceaux permet de compenser l'absence de flux chimique, un des faisceaux pouvant être utilisé pour décaper la tôle d'aluminium en amont du bain de fusion permettant ainsi de faciliter la formation du cordon de soudo-brasage. Ces technologies autorisent une optimisation de la répartition de puissances, contribuant ainsi à piloter un des paramètres clés dans la croissance des intermétalliques.

Références bibliographiques

- [1] Commission européenne, http://ec.europa.eu/clima/policies/transport/vehicles/index_en.htm
- [2] EUR-Lex-I28186, <http://eur-lex.europa.eu/legal-content/FR/TXT/?uri=URISERV%3A128186>
- [3] Document interne Renault
- [4] D. R. G. Achar, J. Ruge, S. Sundaresan, Metallurgical and mechanical investigations of aluminium steel fusion welds ALUMINIUM, vol. 56, p291-293, 1980
- [5] A. Bouayad, Ch. Gerometta, A. Belkebir, A. Ambari, Kinetic interactions between solid iron and molten aluminium, materials science and engineering A, 363, 53-61, 2003
- [6] R. Cao, Q. Huang, J. H. Chen, P-C. Wang, Cold metal transfer spot plug welding of AA6061-T6-to-galvanizd steel for automotive applications, Journal of alloys and compounds, 585, 622-632, 2014
- [7] R. Cao, G. Yu, J. H. Chen, P-C. Wang, Cold metal transfer joining aluminum alloys-to-galvanized mild steel, Journal of materials processing technology, 213, 1753-1763, 2013
- [8] C. Dharmendra, K. P. Rao, J. Wilden, S. Reich, Study on laser welding-brazing of zinc coated steel to aluminum alloy with a zinc based filler, materials science and engineering A, 528, 1497-1503, 2011
- [9] S. Frank, Flux-free laser joining of aluminum and galvanized steel, journal of materials processing technology, 2015
- [10] S. Kobayashi, T. Yakou, Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment, materials science and engineering A, 338, 44-53, 2002
- [11] Koltsov, A., Bailly, N., Cretteur, L., 2010. Wetting and laser brazing of Zn-coated steel products by Cu-Si filler metal. Journal of materials science, 45:2118-2125.
- [12] M. Kreimeyer, G. Sepold, Laser joined steel-aluminium-hybrid structures, Proceedings of ICALEO, CD-ROM, 2002
- [13] J. Lin, N. Ma, Y. Lei, H. Murakawa, Shear strength of CMT brazed lap joints between aluminium and zinc-coated steel, Journal of materials processing technology, 213, 1303-1310, 2013
- [14] A. Mathieu, Etude de l'assemblage hétérogène acier/aluminium obtenu par faisceau laser : approche thermique et physico-chimique, thesis, Université de Bourgogne, 2005
- [15] M. Mazar Atabaki, M. Nikodinovski, P. Chenier, R. Kovacevic, Welding of aluminum alloys to steels: an overview, Journal for Manufacturing Science and Production, Volume 14, Issue 2, Pages 59–78, 2014

- [16] S. Muncut, D. Mortoiu, G. Sima, Technology for heterogeneous joining of thin Zinc-plated steel sheet with aluminium, *Nonconventional technologies review*, no.4, 2011
- [17] D. Naoi, M. Kajihara, Growth behaviour of Fe₂Al₅ during reactive diffusion between Fe and Al at solid-state temperatures, *Material science and engineering*, A 459, 375-382, 2007
- [18] R. Pena, Etudier la possibilité de réalisation d'un assemblage hétérogène acier/aluminium, de bonne qualité et performance mécanique, en utilisant un faisceau laser Nd: YAG, thesis, école centrale de Lyon, 2005
- [19] M. Potesser, T. Schoeberl, H. Antrekowitsch, J. Bruckner, The characterization of the intermetallic Fe-Al layer of steel-aluminium weldings, *The minerals, Metals and materials society*, 2006
- [20] G. Qin, Z. Lei, Y. Su, B. Fu, X. Meng, S. Lin, Large spot laser assisted GMA brazing-fusion welding of aluminum alloy to galvanized steel, *journal of materials processing technology*, 214, 2684-2692, 2014
- [21] G-L. Qin, Y-h. Su, S-j. Wang, Microstructures and properties of welded joint of aluminum alloy to galvanized steel by Nd :YAG laser + MIG arc hybrid brazing-fusion welding, *transactions of nonferrous metals society of china*, 24, 989-995, 2014
- [22] H. R. Shahverdi, M. R. Ghomashchi, S. Shabestari, J. Hejazi, Microstructural analysis of interfacial reaction between molten aluminium and solid iron, *Journal of materials processing technology*, 124, 345-352, 2002
- [23] G. Sierra, Etude métallurgique et mécanique de l'assemblage hétérogène acier/aluminium par les procédés Laser et Tig, thesis, Université Montpellier 2, 2006
- [24] J. Sun, J. Huang, Q. Yan, Z. Li, Fiber laser butt joining of aluminium to steel using welding-brazing method, *Journal of advanced manufacturing technology*, 2015
- [25] Y. Su, X. H, Y. Wu, Effect of input current modes on intermetallic layer and mechanical property of aluminum-steel lap joint obtained by gas metal arc welding, *Material science & engineering A*, 578, 340-345, 2013
- [26] Y. Su, X. H, Y. Wu, influence of alloy elements on microstructure and mechanical property of aluminum-steel lap joint made by gas metal arc welding, *journal of materials processing technology*, 214, 750-755, 2014
- [27] E. Taban, J. E. Gould, J. C. Lippold, Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: Properties and microstructural characterization, *Materials and Design*, 31, 2305-2311, 2010
- [28] J. Vrenken, C. Goos, T. Van der Veldt, W. Braunschweig, Fluxless laser brazing of aluminium to steel, *Joining in automotive engineering*, 2009

- [29] V. T. Witusiewicz, A.A. Bondar, U. Hecht, and T.Y. Velikanova, Phase equilibria in binary and ternary systems with chemical and magnetic ordering, *Journal of phase equilibria and diffusion*, 32, 329-349, 2011
- [30] H.T. Zhang, J.C. Feng, P. He, H. Hackl, Interfacial microstructure and mechanical properties of aluminium-zinc-coated steel joints made by a modified metal inert gas welding-brazing process, *Materials characterization*, 58, 588-592, 2007
- [31] H. T. Zhang, J. C. Feng, P. He, B. B. Zhang, J. M. Chen, L. Wang, The arc characteristics and metal transfer behavior of cold metal transfer and its use in joining aluminium to zinc-coated steel, *materials science and engineering A*, 499, 111-113, 2009
- [32] M. J. Zhang, G. Y. Chen, Y. Zhang, K. R. Wu, Research in microstructures and mechanical properties of laser keyhole welding-brazing of automotive galvanized steel to aluminum alloy, *materials and design*, 45, 24-30, 2013
- [33] Haidara, F., Record, M.-C., Duployer, B., Mangelinck, D., 2012. Phase formation in Al-Fe thin film systems, *Intermetallics*, 23, 143-147.
- [34] Bruckner, J., 2003. Considering thermal processes for dissimilar metals-joining steel to aluminium in heat-intensive applications, the Fabricator, http://www.thefabricator.com/Metallurgy/Metallurgy_Article.cfm?ID=676
- [35] L. Jia, J. Shichun, S. Yan, N. Cong, C. Junke, H. Genzhe, Effects of zinc on the laser welding of an aluminum alloy and galvanized steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 224, 49-59, 2015
- [36] K. Bouche, F. Barbier, A. Coulet, Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium, *Materials science and engineering A*, 1998, 249, 167-175
- [37] V. N. Yeremenko, Y. V. Natanzon, V. I. Dybkov, The effect of dissolution on the growth of Fe₂Al₅ in the solid iron-liquid aluminium system, *journal of materials science*, 1981, 16, 1748-1756
- [38] Y. Miyashita, Y. Mutoh, M. Akahori, H. Okumura, I. Nakagawa et X. Jin-Quann, Laser welding of dissimilar metals aided by unsteady thermal conduction boundary element method analysis, *welding international*, 19, (6), 687-696, 2005
- [39] F-C. Yin, M-X. Zhao, Y-X. Liu, W. Han, Z. Li, Effect of Si on growth kinetics of intermetallic compounds during reaction between solid iron and molten aluminum, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23, 556-561, 2013
- [40] S. Yang, J. Zhang, J. Lian, Y. Lei, Welding of aluminum alloy to zinc coated steel by cold metal transfer, *Materials and design*, 49, 602-612, 2013
- [41] R. Qiu, C. Iwamoto, S. Satonaka, Interfacial microstructure and strength of steel/aluminum alloy joints welded by resistance spot welding with cover plate, *Journal of Materials processing technology*, 209, 4186-4193, 2009

- [42] G. Meschut, V. Janzen, T. Olfermann, Innovative and highly productive joining technologies for multi-material lightweight car body structures, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23, 1515-1523, 2014
- [43] R. S. Coelho, A. Kostka, J. F. dos Santos, A. R. Pyzalla, Friction-stir dissimilar welding of aluminium alloy to high strength steels : Mechanical properties and their relation to microstructure, *Materials Science & Engineering A*, 556, 175-183, 2012
- [44] T. Yokoyama, A. Kogawa, Impact tensile properties of 6061 aluminum alloy to SUS 304 stainless steel friction-welded butt joints, *Welding International*, 17 (7), 514-523, 2003
- [45] L. Depradeux, Simulation numérique du soudage – Acier 316L validation sur cas tests de complexité croissante, Thèse, 2004
- [46] G. Sandrenan, R. Le Gall, F. Christien, Endomagement interfacial des métaux ségrégation interfaciale et conséquence, Technosup, édition Ellipses, 2002
- [47] W. Huang, R. Kovacevic, Development of a real-time laser-based machine vision system to monitor and control welding processes, *Journal of advance manufacturing technology*, 2012
- [48] P. Lehto, H. Remes, T. Saukkonen, H. Hanninen, J. Romanoff, Influence of grain size distribution on the Hall-Petch relationship of welded structural steel, *Materials science and engineering A*, 592, 28-39, 2014
- [49] S. S. Quek, Z. H. Chooi, Z. Wu; Y. W. Zhang, D. J. Srolovitz, The inverse hall-petch relation in nanocrystalline metals: a discrete dislocation dynamics analysis, *journal of the mechanics and physics of solids*, 88, 252-266, 2016
- [50] Documentation du fournisseur Scansonic

Contribution à la qualification du procédé industriel de soudo-brasage laser acier-aluminium à grande vitesse

RESUME: L'allégement des véhicules est un objectif incontournable dans l'industrie automobile. Parmi les voies exploitées par les constructeurs, le déploiement d'alliages d'aluminium pour le pavillon permet un allégement de plusieurs kilogrammes. C'est pourquoi, le procédé de soudo-brasage laser occupe une place de choix pour l'assemblage hétérogène pavillon aluminium/caisse acier. Cependant, en plus des problèmes liés à l'hétérogénéité du joint soudé (formation de composés intermétalliques par exemple), des difficultés inhérentes à la production en grande série émergent : un environnement avec de fortes contraintes industrielles, un niveau de conformité élevé et robuste ainsi qu'une cadence de production imposant des grandes vitesses de soudo-brasage comprises entre 4 et 6 m/min et adaptée à des configurations exploitables industriellement. L'objectif de ce travail de thèse est de conduire une analyse physique et technologique du process de soudo-brasage laser pour un assemblage hétérogène allégé pavillon/caisse. Dans un premier temps, un ensemble d'hypothèses sur l'influence de la physique du procédé, des variables process et de l'environnement d'étude sur la conformité et la reproductibilité de ces assemblages furent établies. Leur validation ensuite a été réalisée par des essais à l'échelle 1 sur une installation laser de production industrielle, prolongée par des analyses de la métallurgie et de la microstructure des assemblages ainsi que d'une simulation numérique du procédé. La physique du procédé en lien avec les paramètres du process de soudo-brasage laser acier/aluminium à haute vitesse a été identifiée. Les variables énergétiques ont montrées un fort impact sur le niveau de conformité atteint ainsi que sur la dispersion des résultats. Celles-ci tendent à influencer fortement les phénomènes physiques mises en jeu et notamment la thermique à l'interface acier/aluminium, impactant directement la formation des composés intermétalliques et leurs microstructures. Différentes tailles de grains ont été observés en fonction des paramètres process, contrôlant ainsi la tenue mécanique des assemblages soudo-brasés. La modulation in fine du cycle thermique de soudo-brasage, piloté par la physique activée du process, permet de discriminer les configurations les plus optimales pour une application industrielle du procédé.

Mots clés : Soudo-brasage laser, vitesse de soudo-brasage, conformité, paramètres process

Contribution to the qualification of the industrial steel-aluminium laser brazing process at high brazing speed

ABSTRACT: Weight reduction of vehicles is a key objective in the automotive industry. Particularly, the use of aluminum alloys for the roof is one of the most promising path studied by manufacturers to save several kilograms. Therefore, the laser brazing process has a place of choice for assembling heterogeneous aluminum roof / steel body-side. However, in addition to issues related to the heterogeneity of the welded joint (formation of intermetallic compounds, for example), issues related to the mass production emerge: an environment with strong industrial constraints, high and robust levels of compliance, a production rate involving high brazing speeds between 4 and 6 m / min and fitting with industrial configurations. The objective of this thesis is to conduct a physical and technological analysis of laser brazing process in the case of a heterogeneous lightweight roof / body-side assembly. Firstly, a set of assumptions about the influence of the physical process, the process variables and the industrial environment on the compliance and the reproducibility of these assemblies are made. Then, validation was conducted by tests at scale 1 on a laser industrial production set-up, extended by analysis of metallurgy and microstructure of assemblies and a numerical simulation of the process. The link between the physical phenomena of the process and the high speed steel-aluminium brazing process parameters has been identified. Energy variables showed a strong impact on the level of compliance achieved and on the dispersion of results. These variables tend to strongly influence the physical phenomena of the process and especially thermal behaviors at the steel / aluminum interface, directly impacting the formation of intermetallic compounds and their microstructures. Different grain sizes were observed depending on the process parameters, influencing hence the mechanical strength of assemblies. Finally, the modulation of the brazing thermal cycle, driven by the activated physical phenomenon of the process, allows bringing out the most optimal configuration for an industrial application of the process.

Keywords : laser weld-brazing process, brazing speed, compliance, process parameters

