

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.

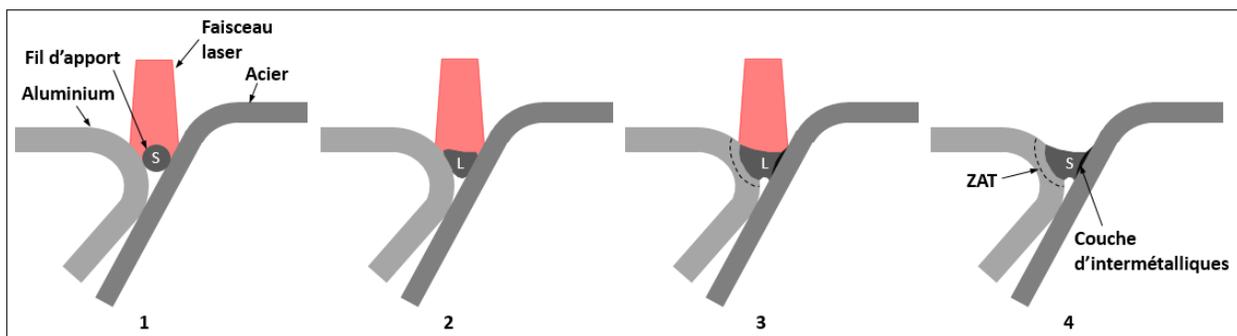


Figure III.1 – Etapes successives de l'opération de soudo-brasage.

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.

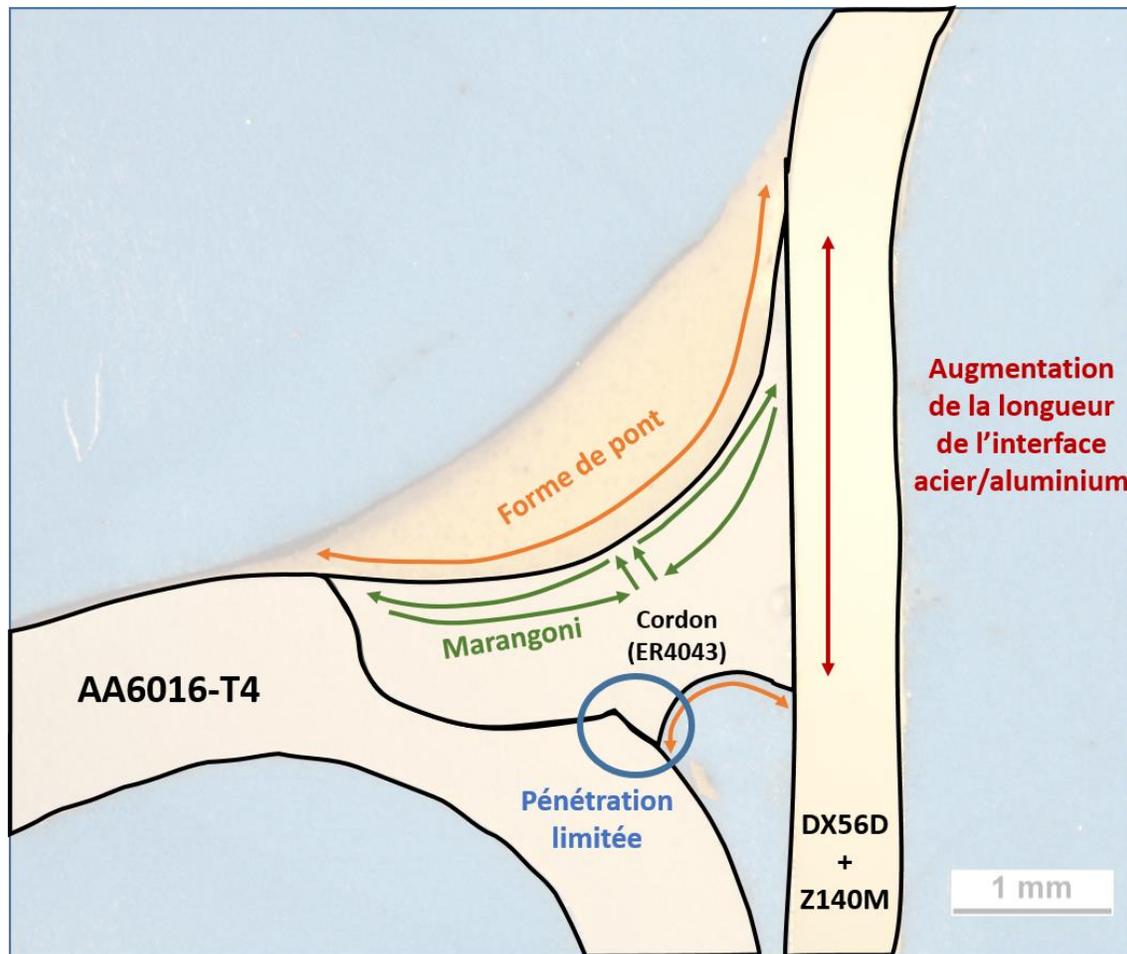


Figure III.2 – Mouvements de convection dans le bain de fusion et conséquence sur la forme du cordon.

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).

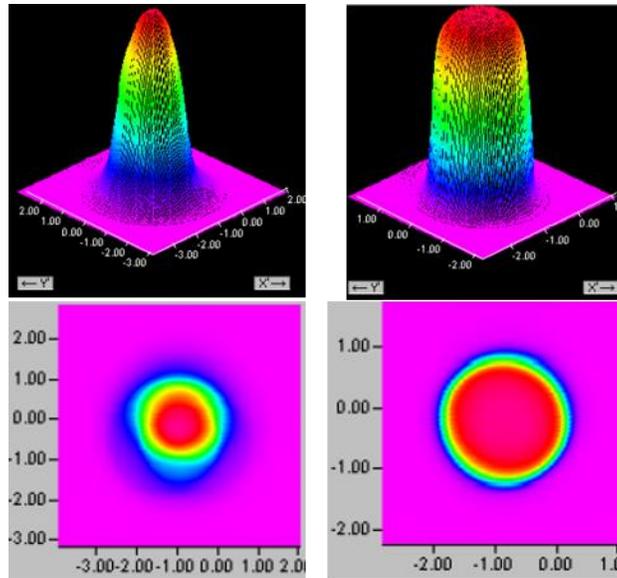


Figure III.3 – Comparaison de la répartition de puissance entre un faisceau émis par une source YAG (à gauche) et un faisceau émis par une source à diodes (à droite).

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 minimale 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 : AlSi₃Mn₁
- 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.

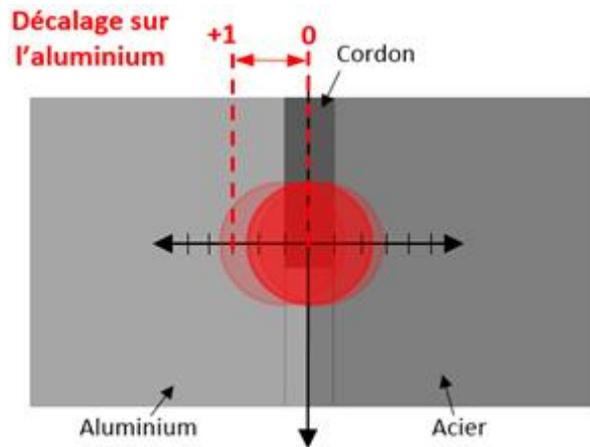


Figure III.4 – Balayage de l'intervalle [0 ; +1] mm de l'alignement fil/faisceau, pour décaler le spot laser sur l'aluminium.

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.

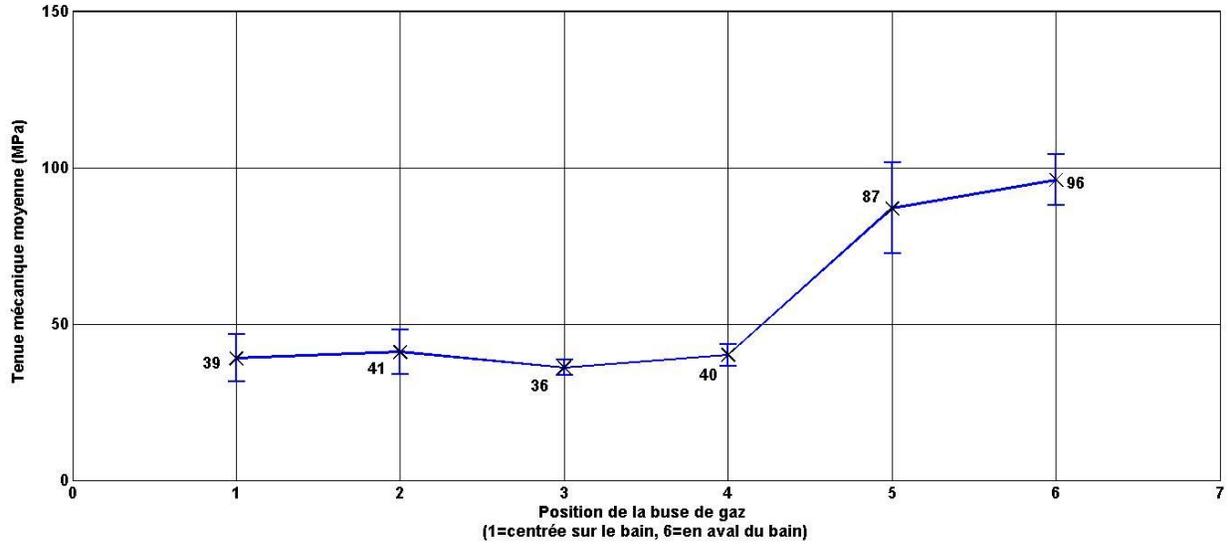


Figure III.5 – variation de la tenue mécanique moyenne (MPa), croix noir, en fonction de la position de la buse de gaz (1=centrée sur le bain, 6=en aval du bain), l'écart type est également tracé pour chaque éprouvette.

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.

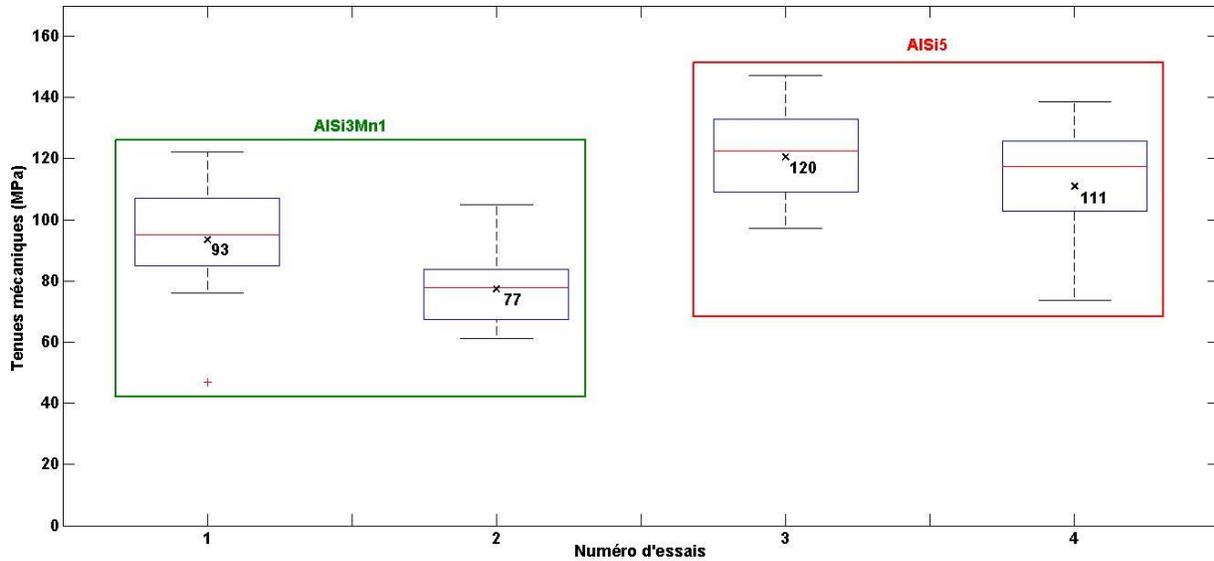


Figure III.6 – Variations de la tenue mécanique en fonction de l'intensité courant fil chaud pour les deux nuances de fils. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges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

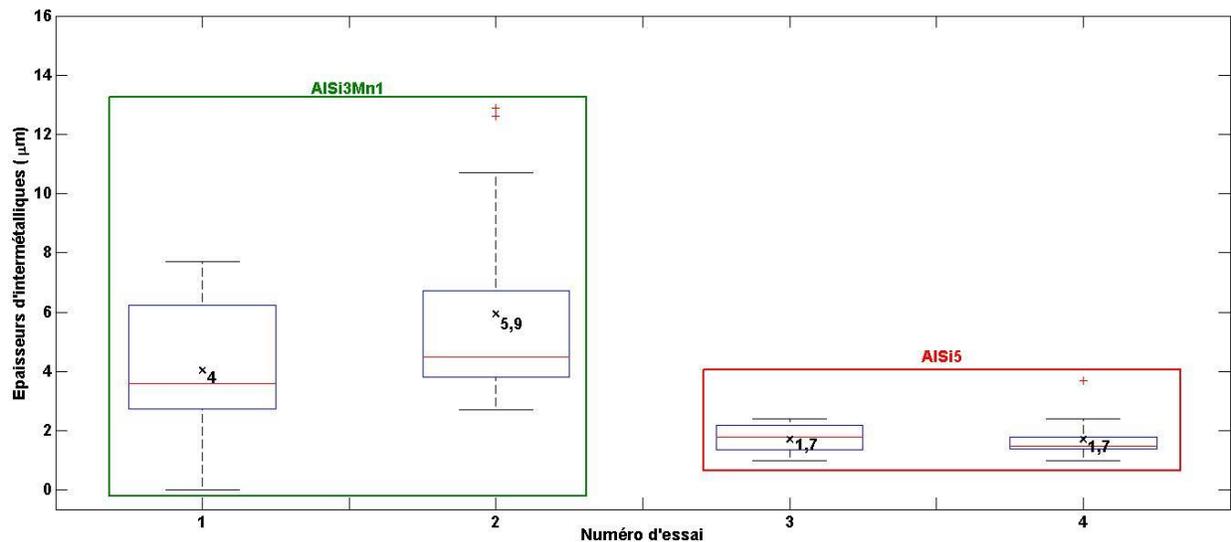


Figure III.7 – Variations de l'épaisseur d'intermétalliques en fonction de l'intensité courant fil chaud pour les deux nuances de fils. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les 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, entraîne une diminution des tenues mécaniques des assemblages. Dans le cas de l' AISi_3Mn_1 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 .

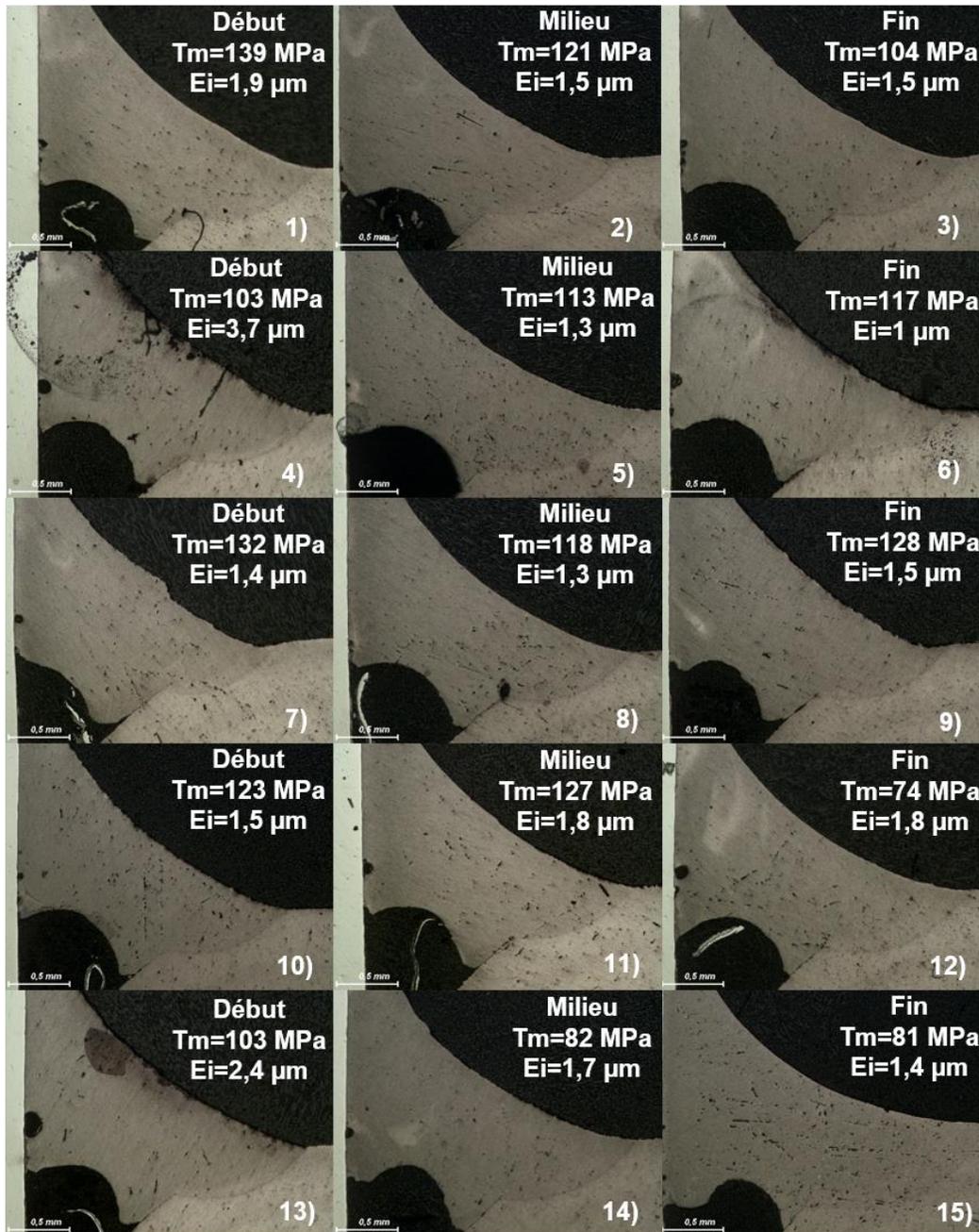


Figure III.8 – Coupes macrographiques et tenues mécaniques des 5 éprouvettes réalisées en fil froid pour chacune de leurs zones d'études avec l'ALSi₅.

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 soudo-brasage 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.

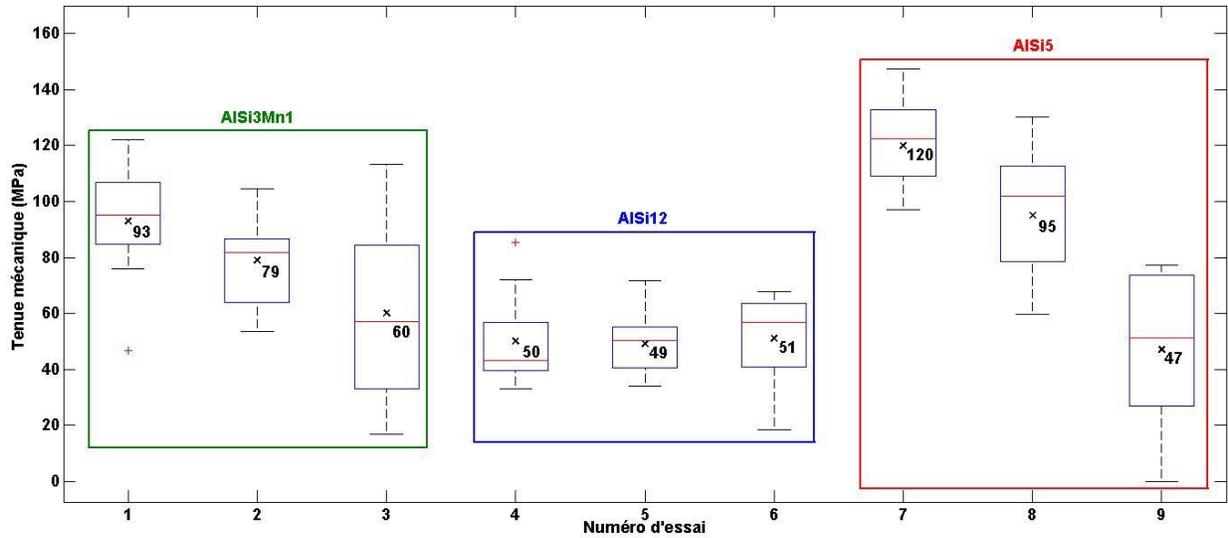


Figure III.9 – Tenue mécanique (MPa) pour chacun des essais. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles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

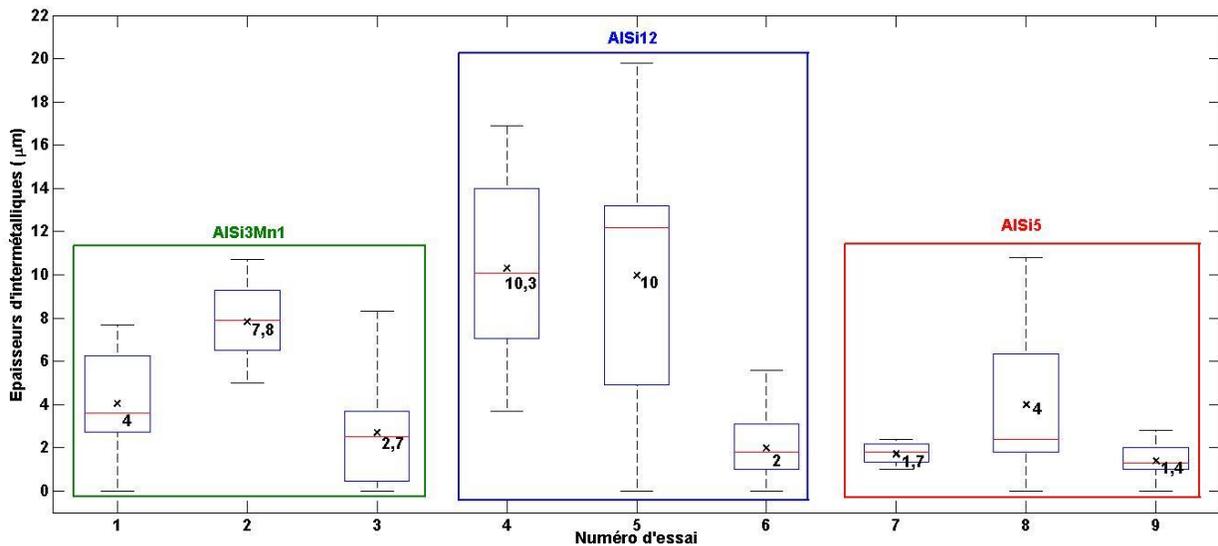


Figure III.10 – Epaisseurs d'intermétalliques (µm) pour chacun des essais. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs.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

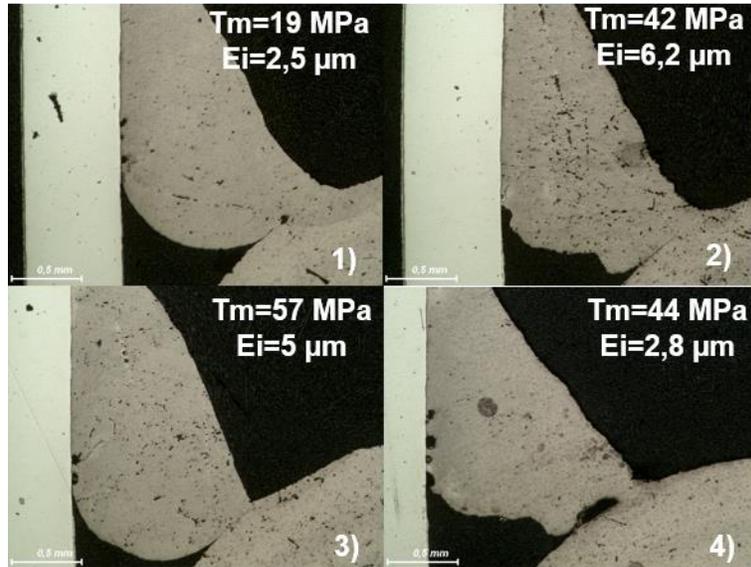


Figure III.11 – Exemples de faibles pénétrations de la tôle d’aluminium par le fil d’apport engendrant de fortes variations des géométries des liaisons soudées pour l’ $AlSi_3Mn_1$ à 3000 W.

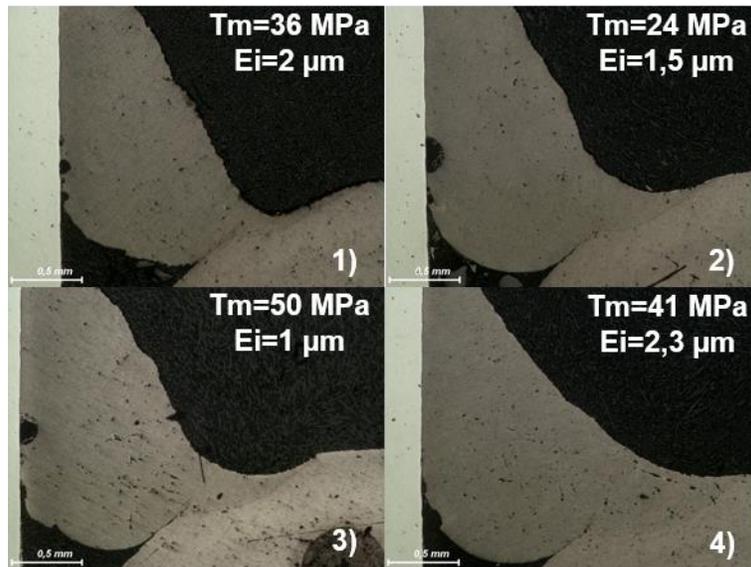


Figure III.12 – Exemples de faibles pénétrations de la tôle d’aluminium par le fil d’apport engendrant de fortes variations des géométries des liaisons soudées pour l’ $AlSi_5$ à 3000 W.

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.

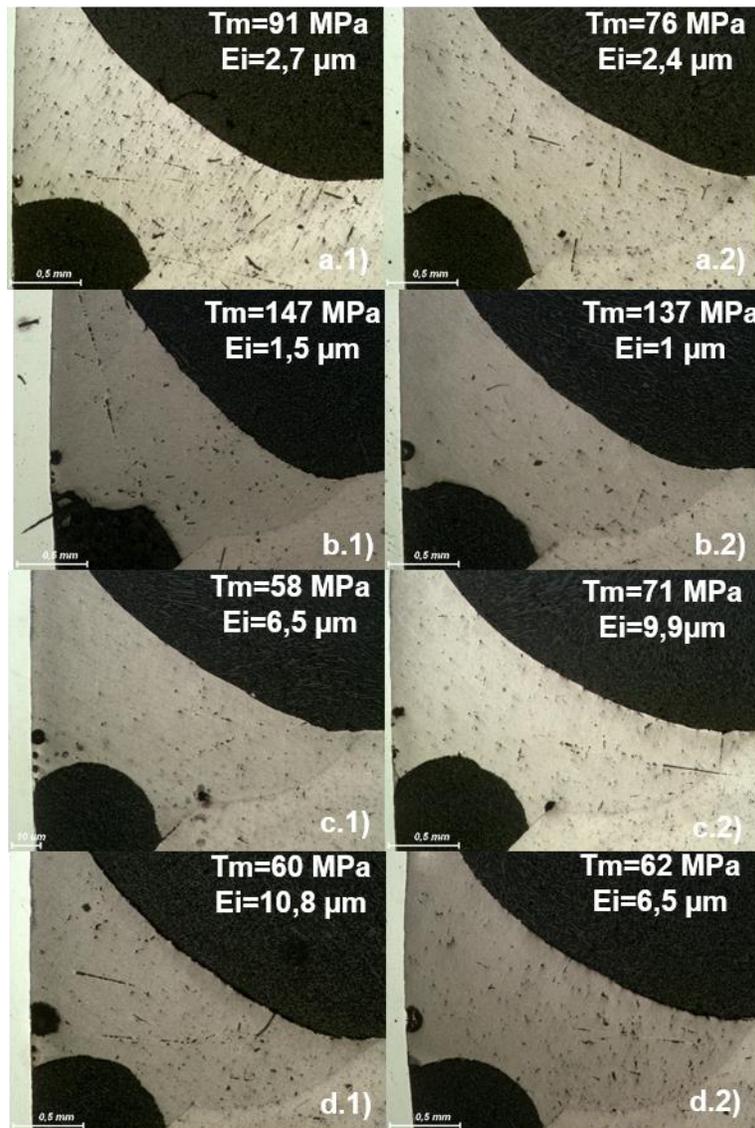


Figure III.13 – Exemples de coupes macrographiques obtenues à 4000 W avec l' $AlSi_3Mn_1$ a.1) et a.2), 4000 W avec l' $AlSi_5$ b.1) et b.2), 5000 W avec l' $AlSi_3Mn_1$ c.1) et c.2) ainsi que 5000 W avec l' $AlSi_5$ d.1) et d.2).

Les résultats obtenus avec la dernière nuance de fil $AlSi_{12}$ 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.

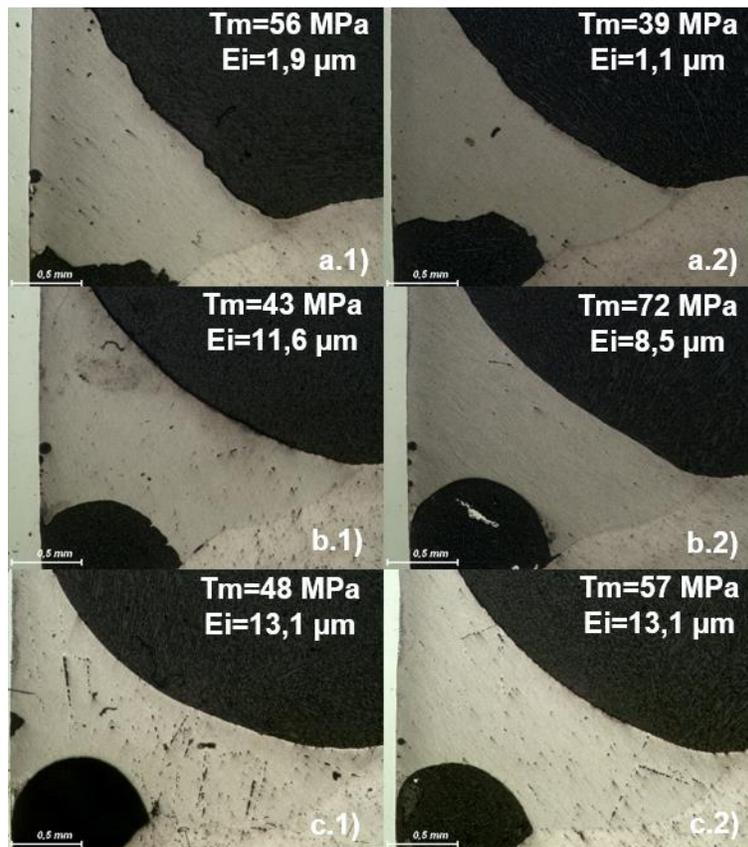


Figure III.14 – Exemples de coupes macrographiques des configurations utilisant l'ALSi₁₂, à 3000 W a.1) et a.2), 4000 W b.1) et b.2) et 5000 W c.1) et c.2).

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 – Ecarts 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 :

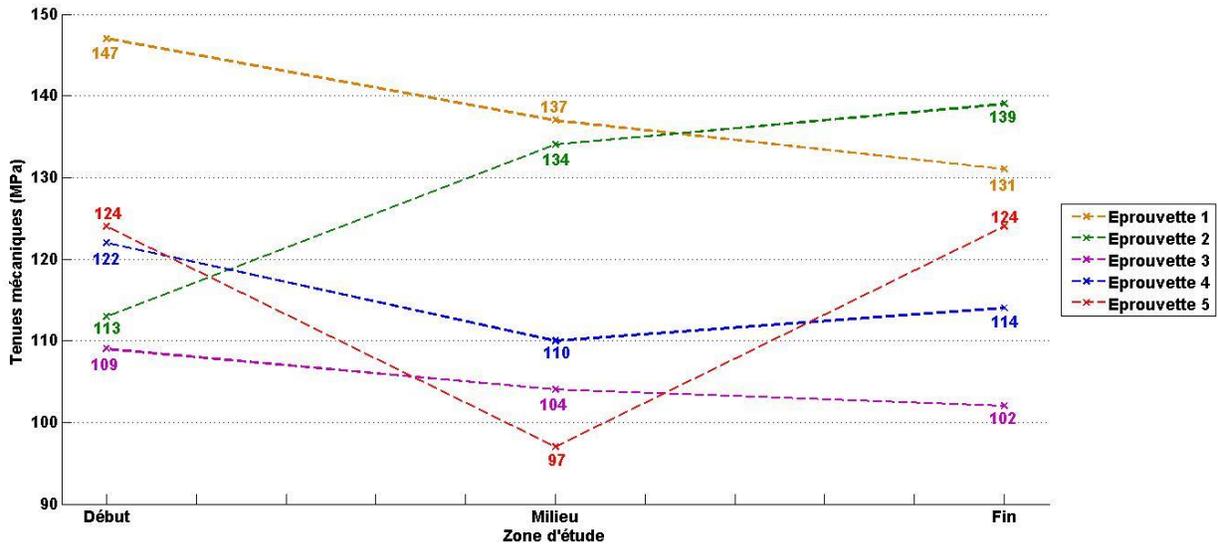


Figure III.15 – Evolution de la tenue mécanique en fonction de la zone d'étude pour les 5 cordons de la configuration 7.

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.

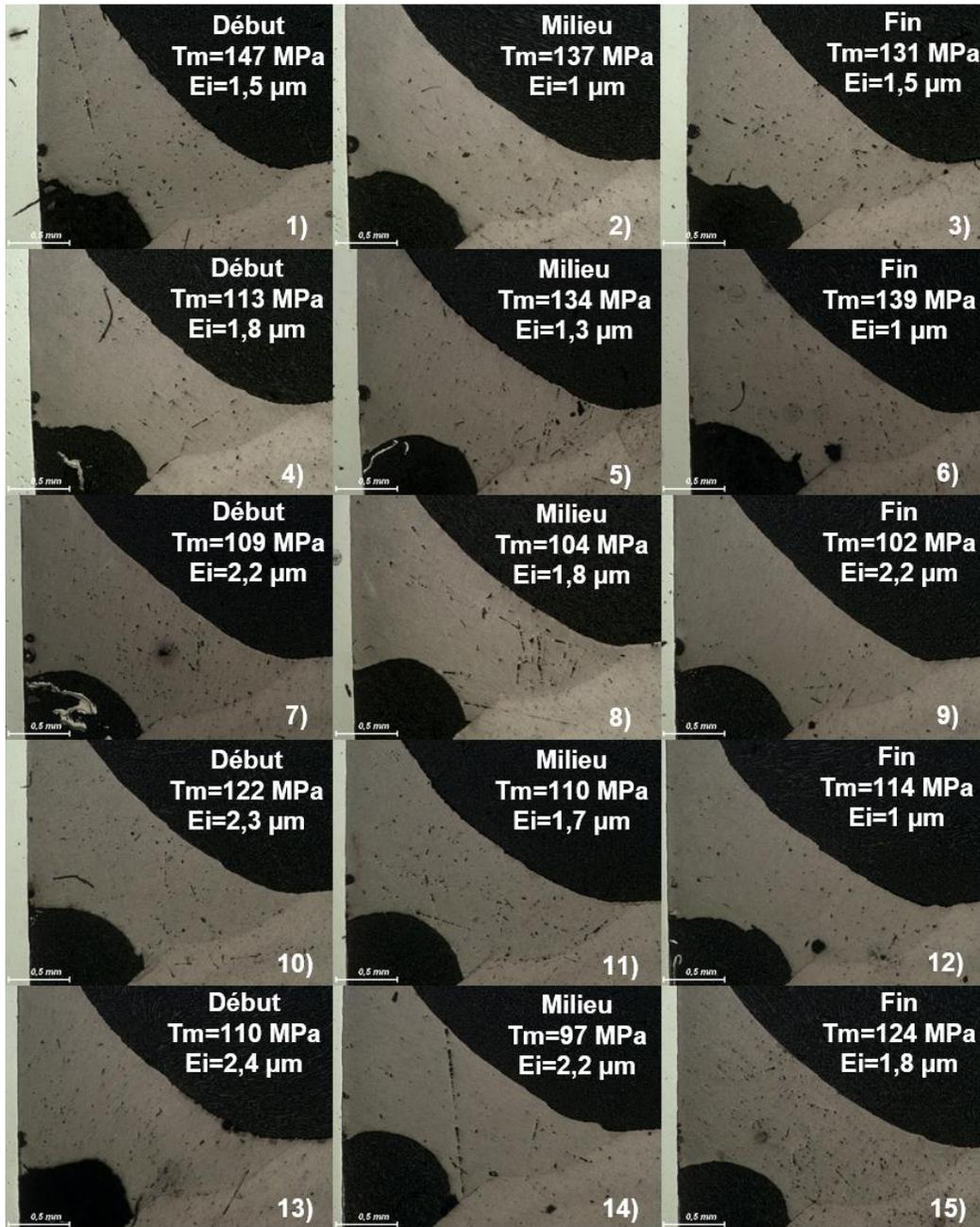


Figure III.16 – Coupes macrographiques de la configuration 7 avec les tenues mécaniques (MPa) et épaisseurs d'intermétalliques associées (μm).

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 :

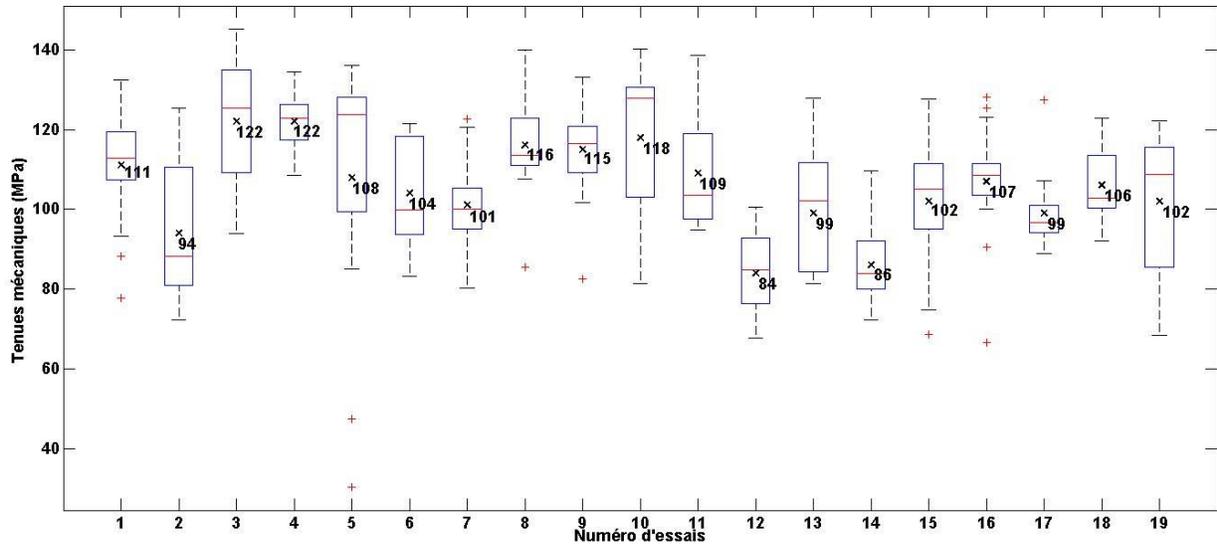


Figure III.17 – Tenues mécaniques (MPa) pour les essais avec l'AlSi₅. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles bleus représentent les intervalles où sont situées entre 25 et 75% des valeurs.

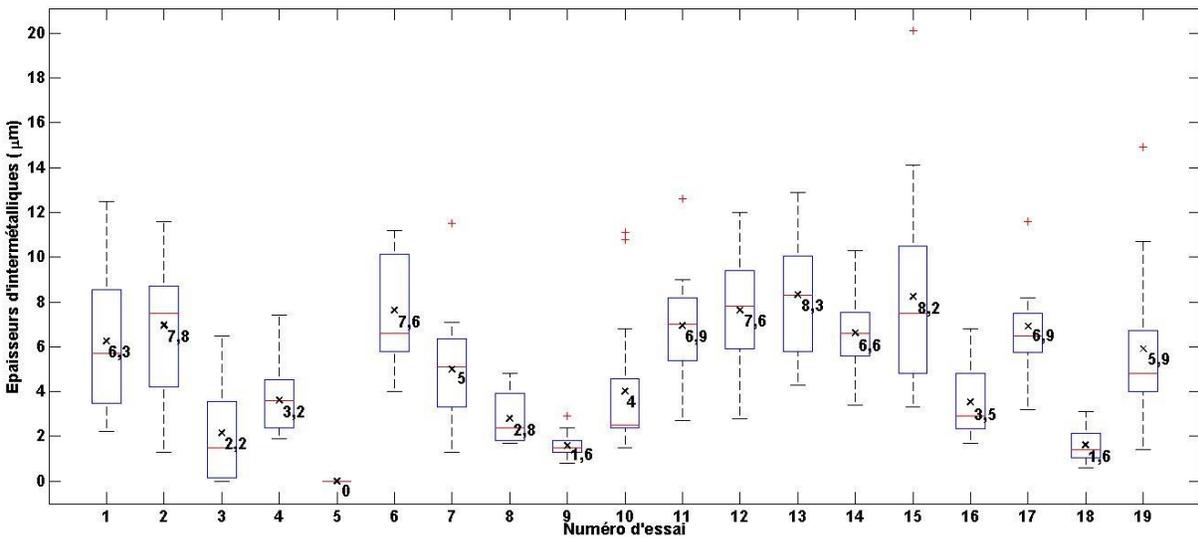


Figure III.18 – Epaisseurs d'intermétalliques (μm) pour les essais avec l'AlSi₅. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits 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	Écart-types tenues mécaniques (MPa)	Écart-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 – Écart-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.

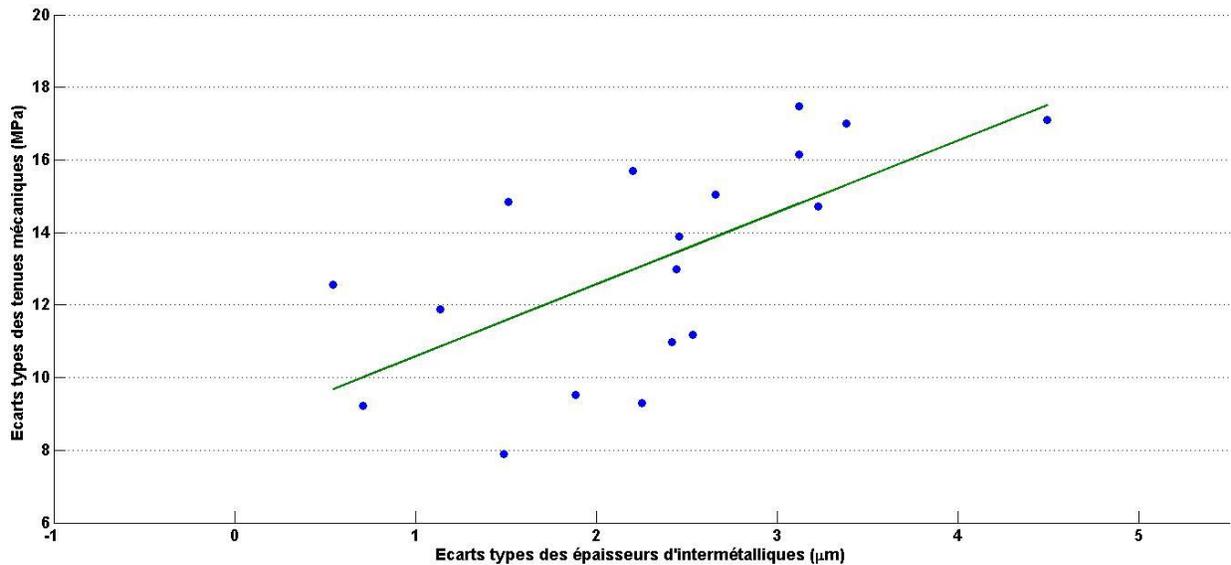


Figure III.19 – Écart-types des tenues mécaniques (MPa) en fonction des écart-types des épaisseurs d'intermétalliques (μm), les écart-types de la configuration 5 ne sont pas représentés. La courbe verte représente l'interpolation linéaire des résultats avec le coefficient de régression linéaire $R^2=0,43$.

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 :

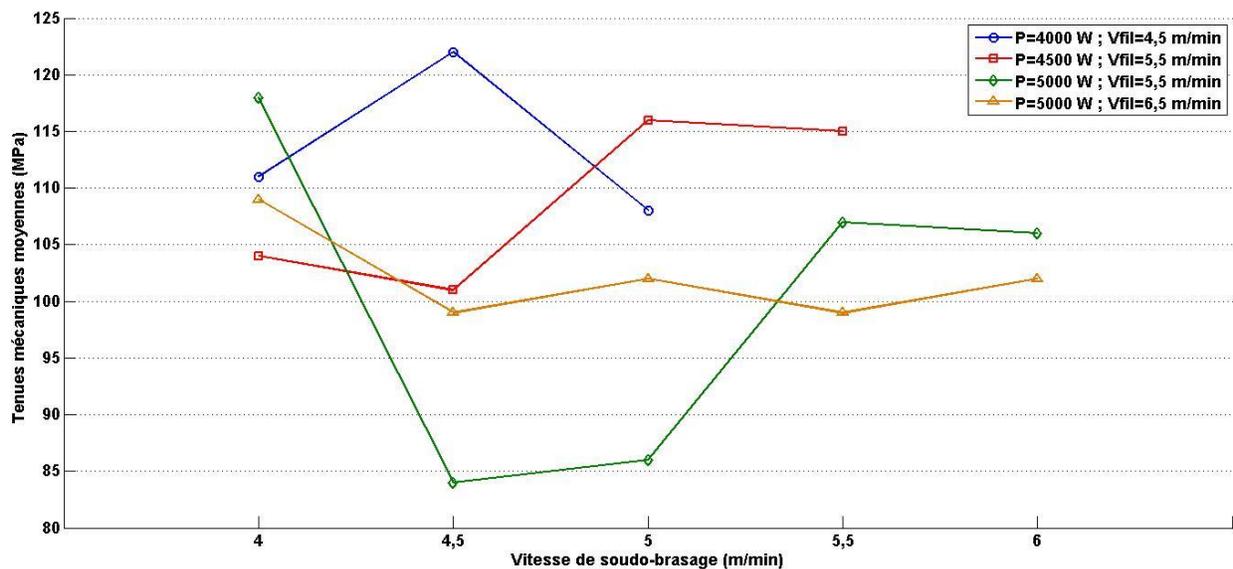


Figure III.20 – Tenues mécaniques moyennes (MPa) pour les 4 groupes en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min).

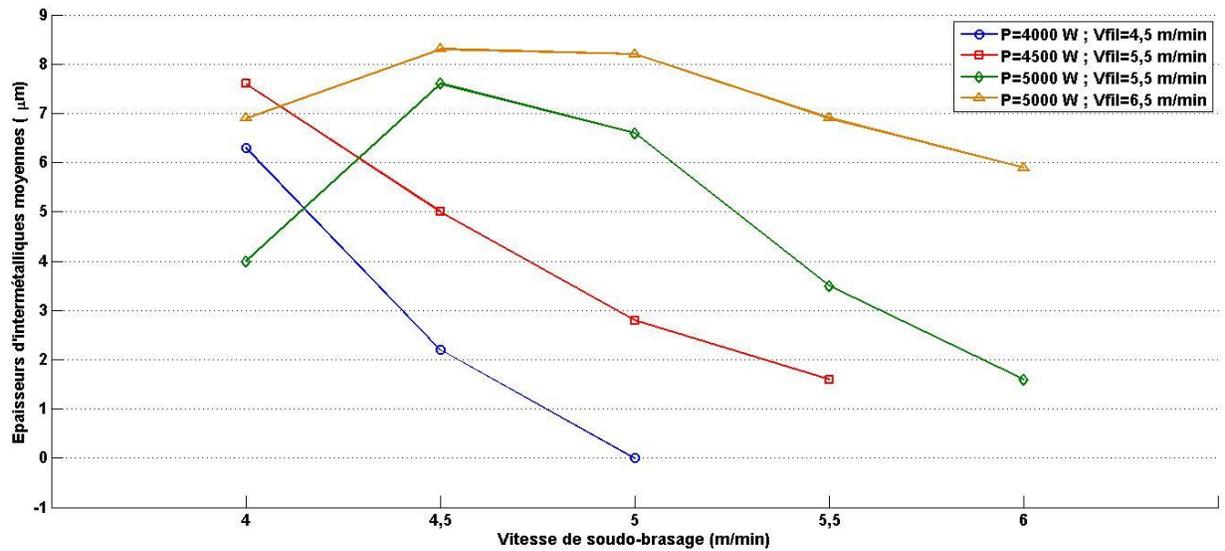


Figure III.21 – Epaisseurs d’intermétalliques moyennes (μm) pour les 4 groupes en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min).

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 :

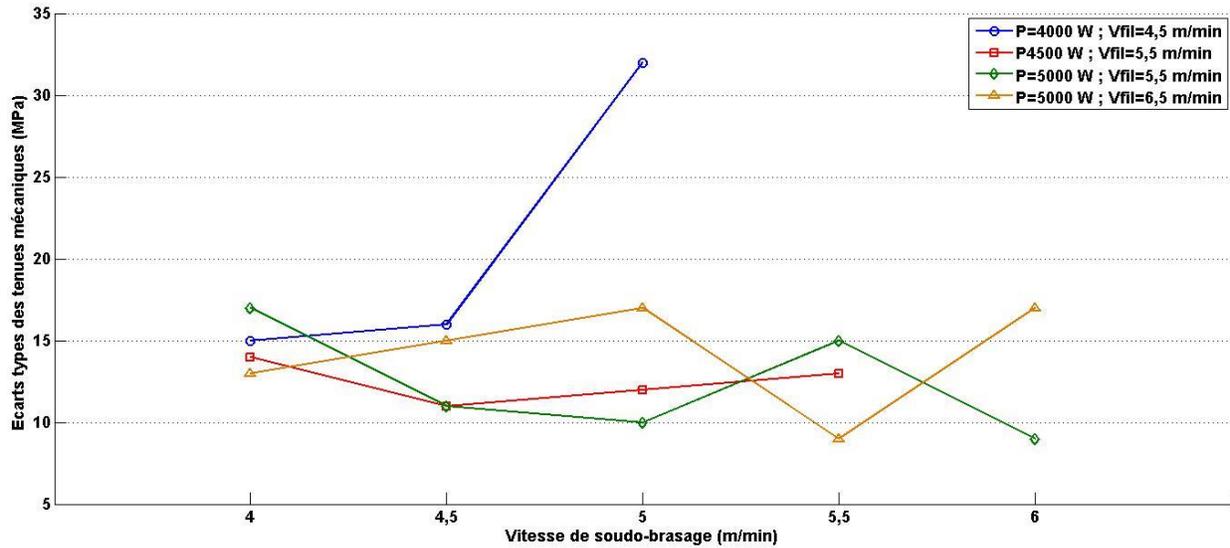


Figure III.22 – Ecarts-types des tenues mécaniques (MPa) pour les 4 groupes en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min).

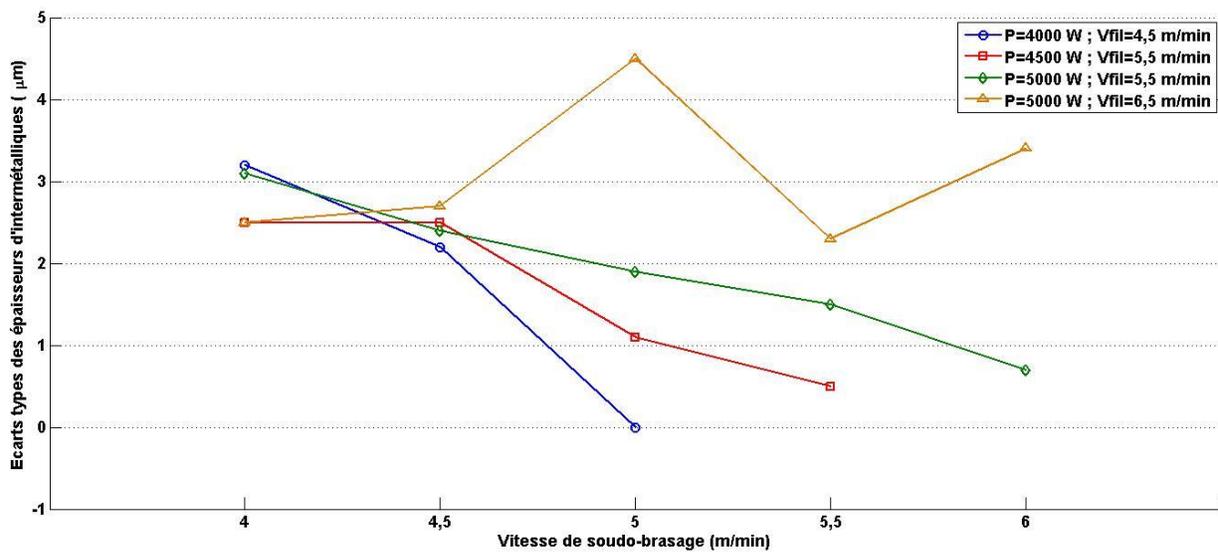


Figure III.23 – Ecarts-types des épaisseurs d’intermétalliques (µm) pour les 4 groupes en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min).

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] 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] 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] 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] 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 :

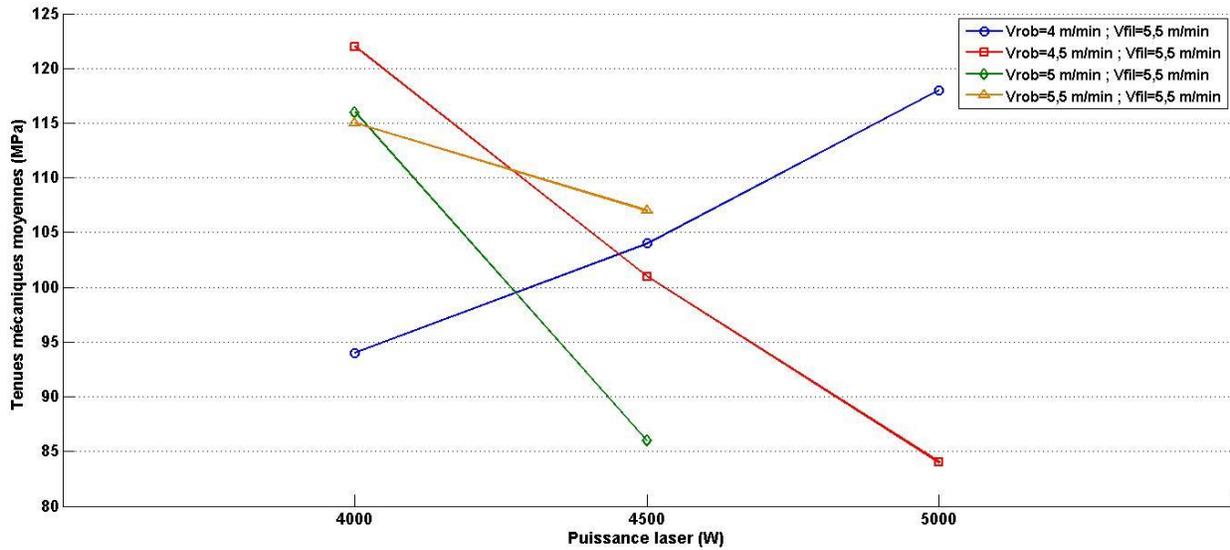


Figure III.24 – Tenues mécaniques moyennes (MPa) pour les 4 groupes en fonction de la puissance laser (W).

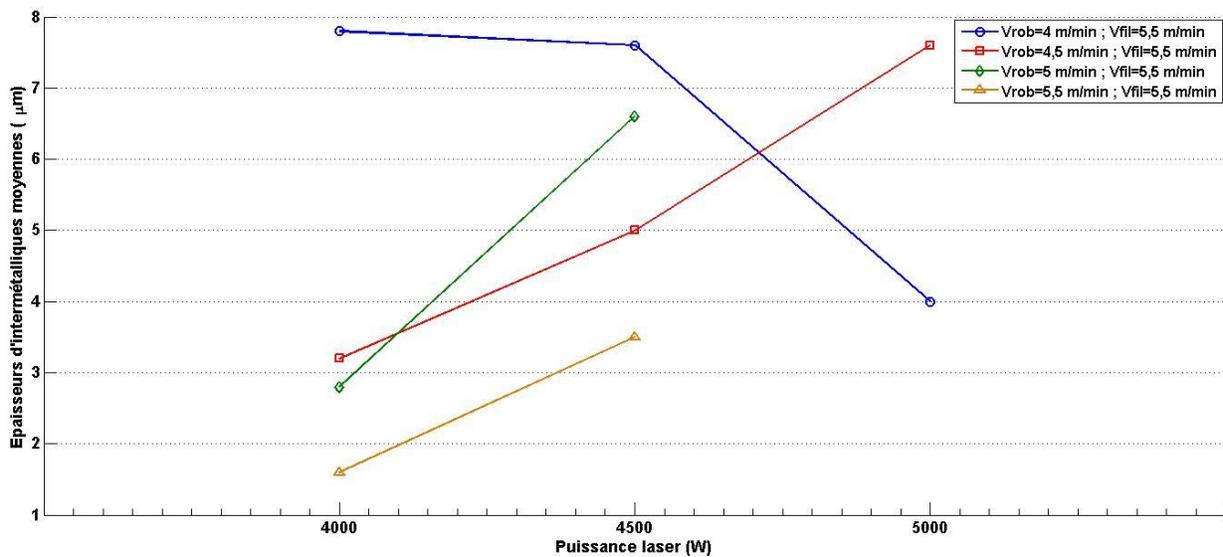


Figure III.25 – Epaisseurs d’intermétalliques moyennes (μm) pour les 4 groupes en fonction de la puissance laser (W).

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 :

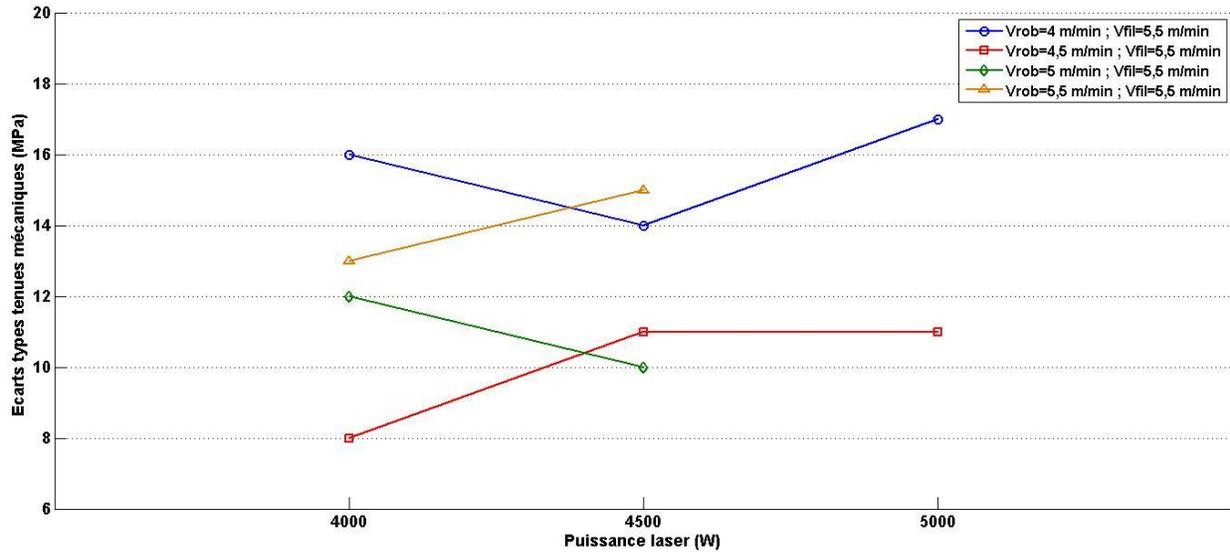


Figure III.26 – Ecart-types pour les tenues mécaniques (MPa) pour les 4 groupes en fonction de la puissance laser (W).

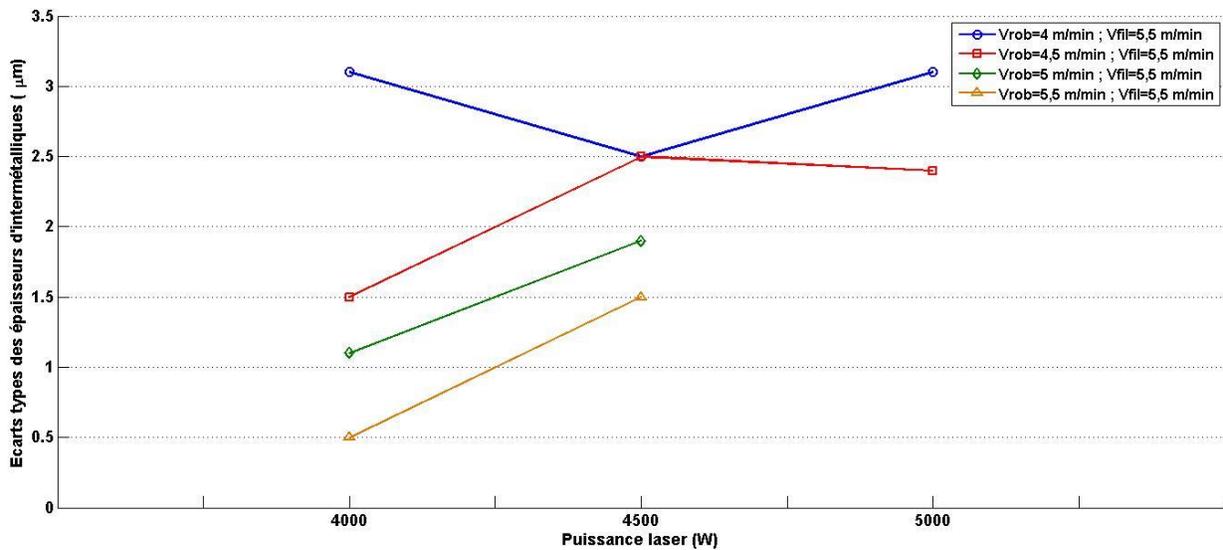


Figure III.27 – Ecart-types pour les épaisseurs d'intermétalliques (µm) pour les 4 groupes en fonction de la puissance laser (W).

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 :

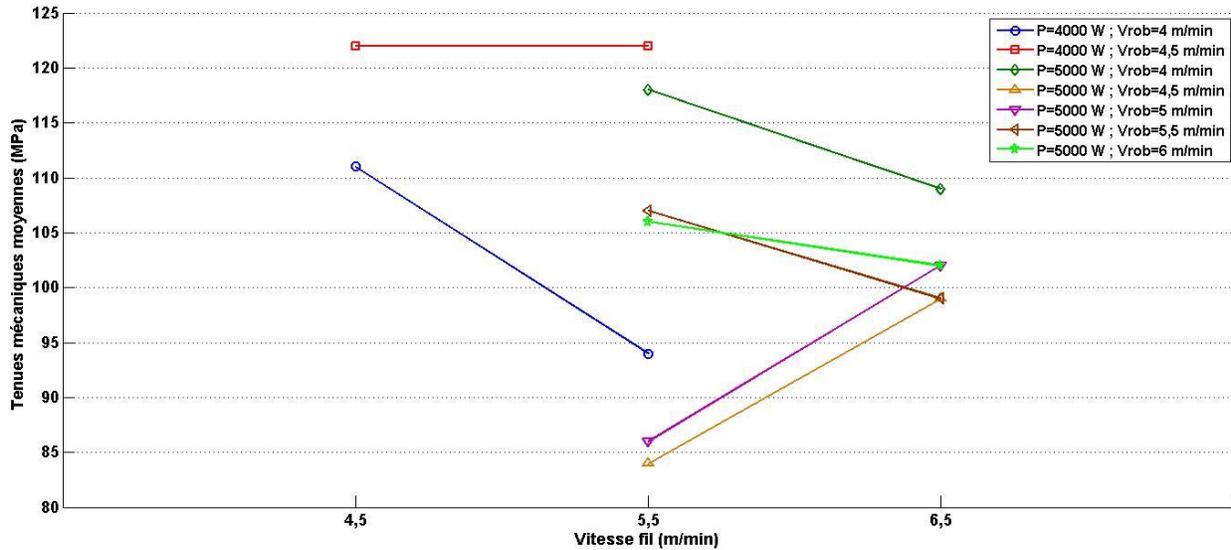


Figure III.28 – Tenues mécaniques moyennes (MPa) pour les 7 groupes en fonction de la vitesse fil (m/min).

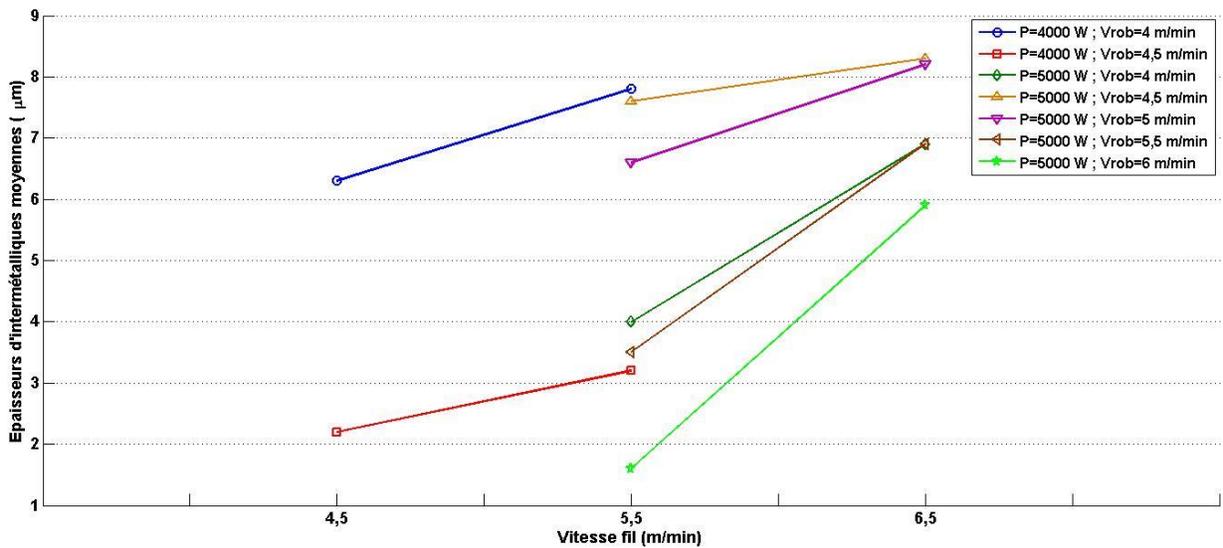


Figure III.29 – Epaisseurs d'intermétalliques moyennes (µm) pour les 7 groupes en fonction de la vitesse fil (m/min).

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.

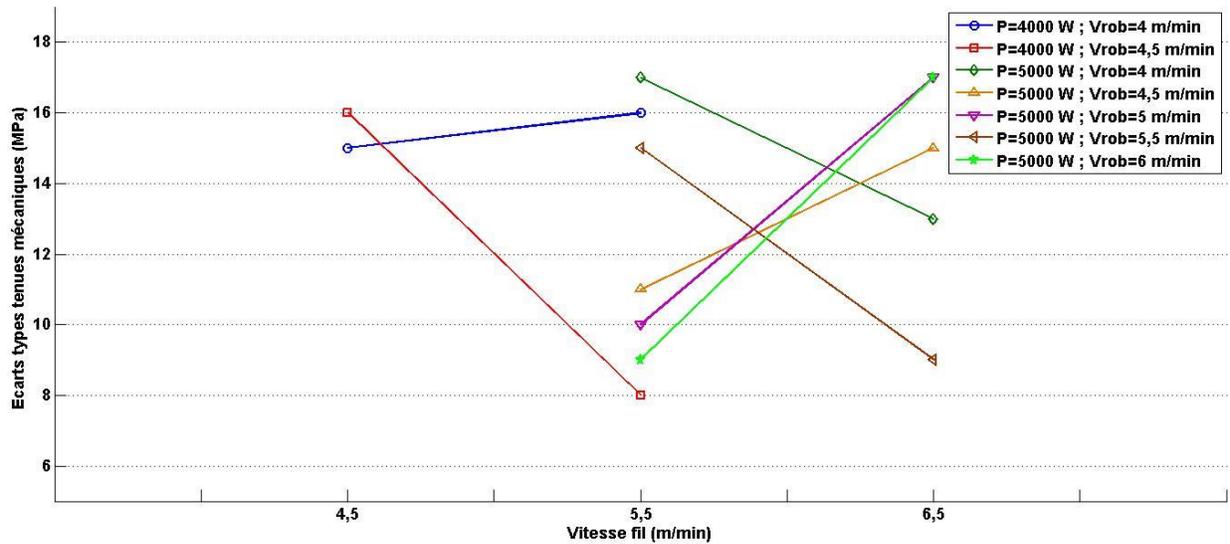


Figure III.30 – Ecart-types pour les tenues mécaniques (MPa) pour les 7 groupes en fonction de la vitesse fil (m/min).

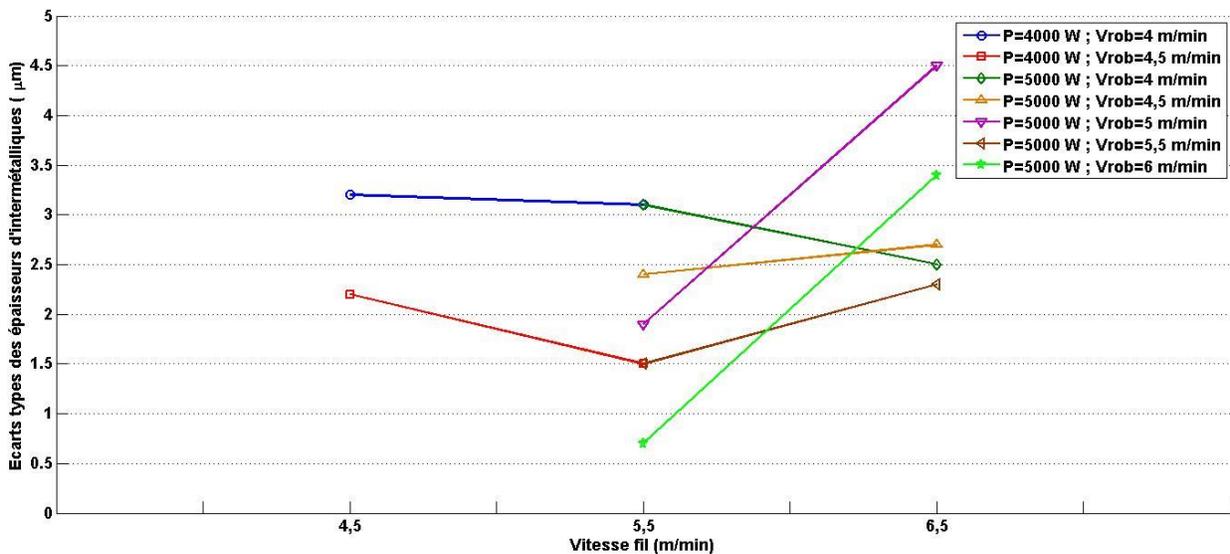


Figure III.31 – Ecart-types pour les tenues mécaniques (MPa) pour les 7 groupes en fonction de la vitesse fil (m/min).

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.

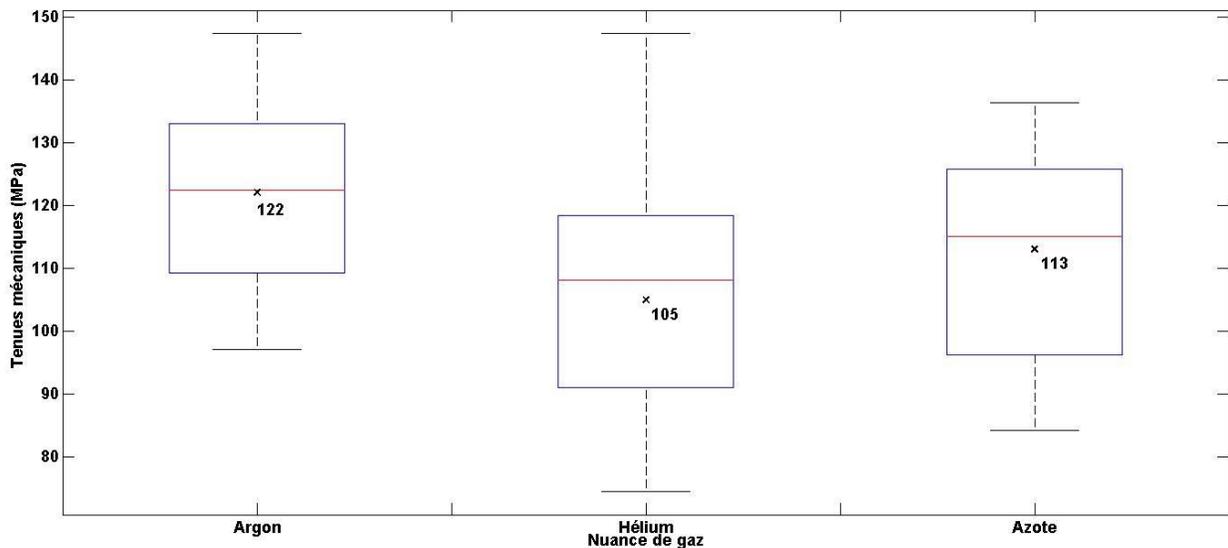


Figure III.32 – Tenues mécaniques (MPa) en fonction de la nuance de gaz. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs

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

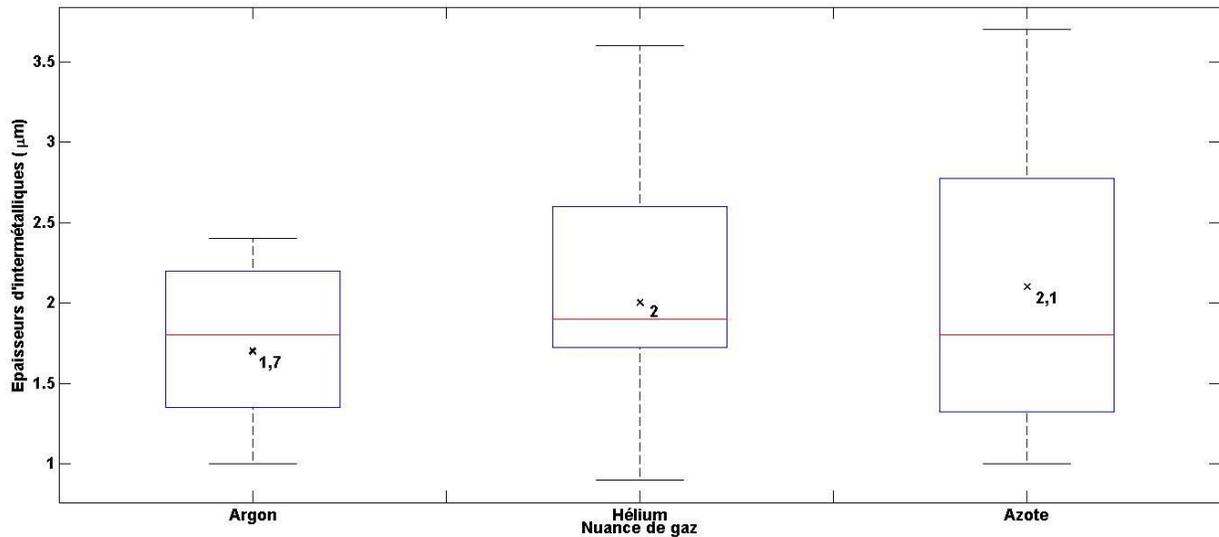


Figure III.33 – Epaisseurs d’intermétalliques (µm) en fonction de la nuance de gaz. Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits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

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.

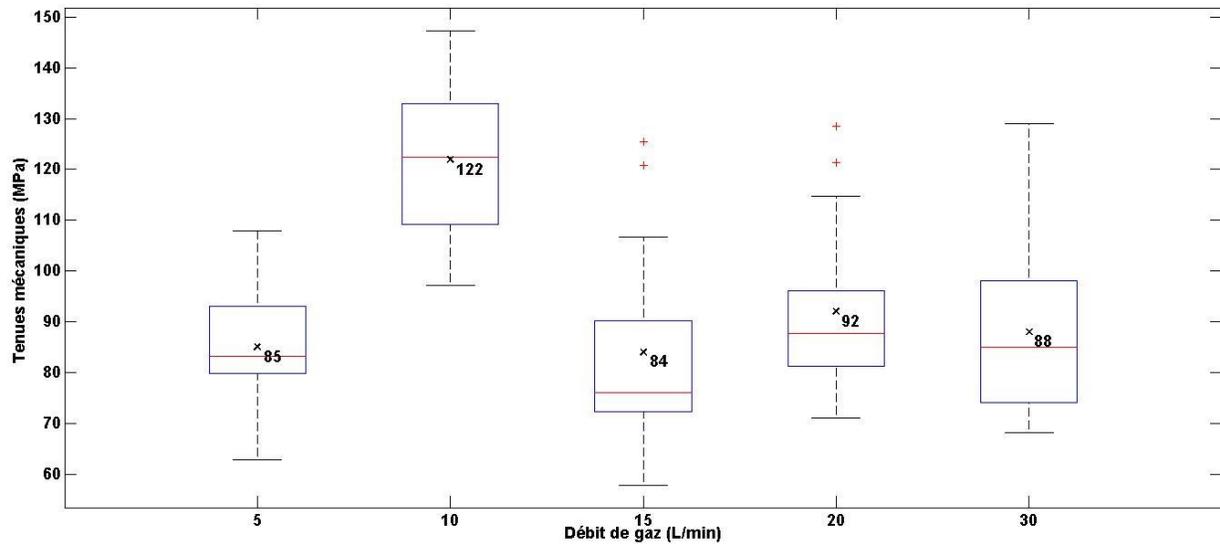


Figure III.34 – Tenue mécanique (MPa) en fonction du débit de gaz (L/min). Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs.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

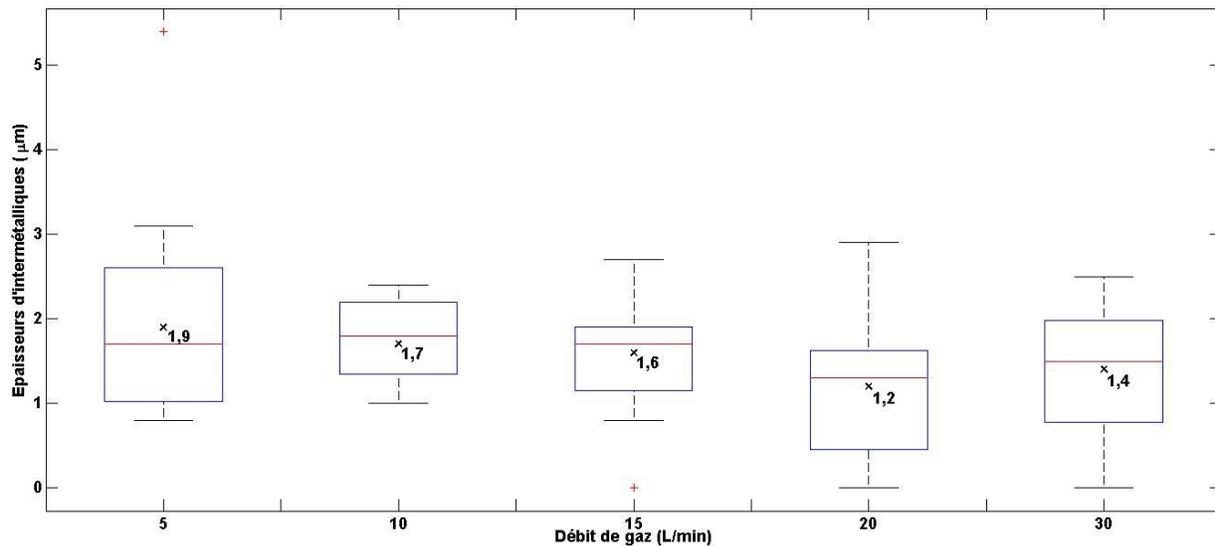


Figure III.35 – Epaisseurs d’intermétalliques (μm) en fonction du débit de gaz (L/min). Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les 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 :

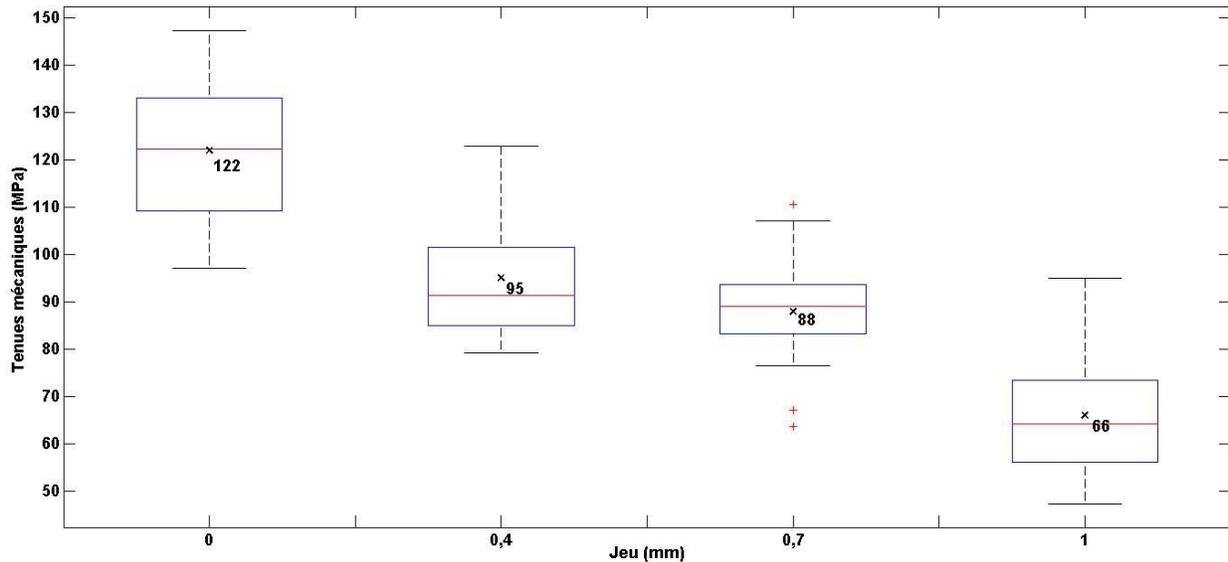


Figure III.36 – Tenues mécaniques (MPa) en fonction du jeu (mm). Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. Les rectangles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

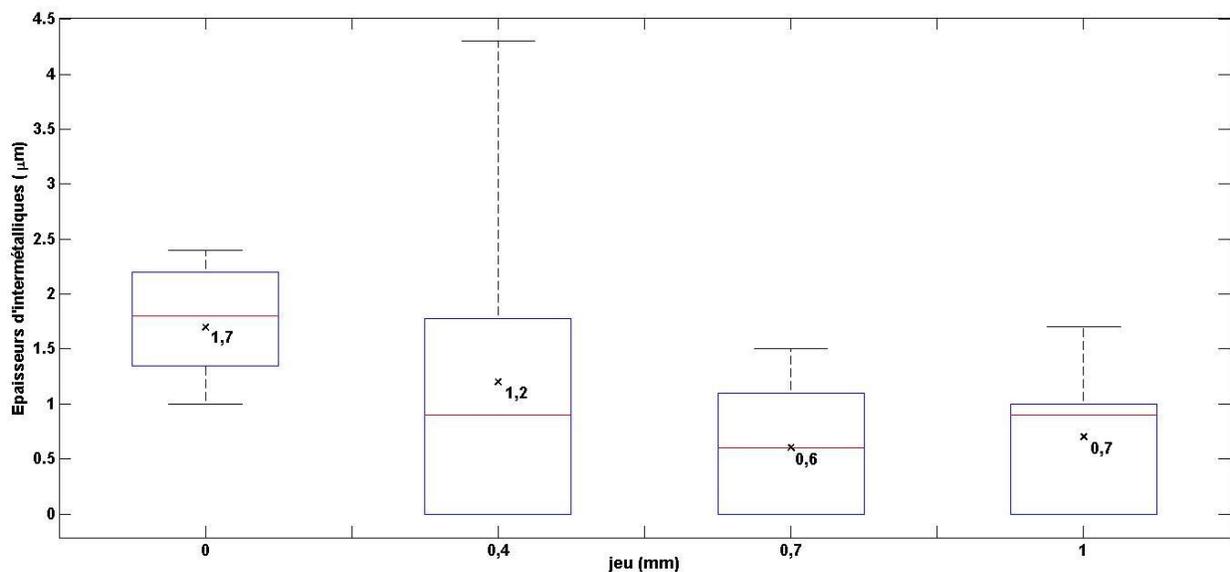


Figure III.37 – Épaisseurs d’intermétalliques (μm) en fonction du jeu (mm). Les moyennes sont représentées par les croix noires et leurs valeurs sont inscrites également en noir directement sur la figure, les médianes sont représentées par les traits rouges et les valeurs extrêmes par les traits noirs. 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 :

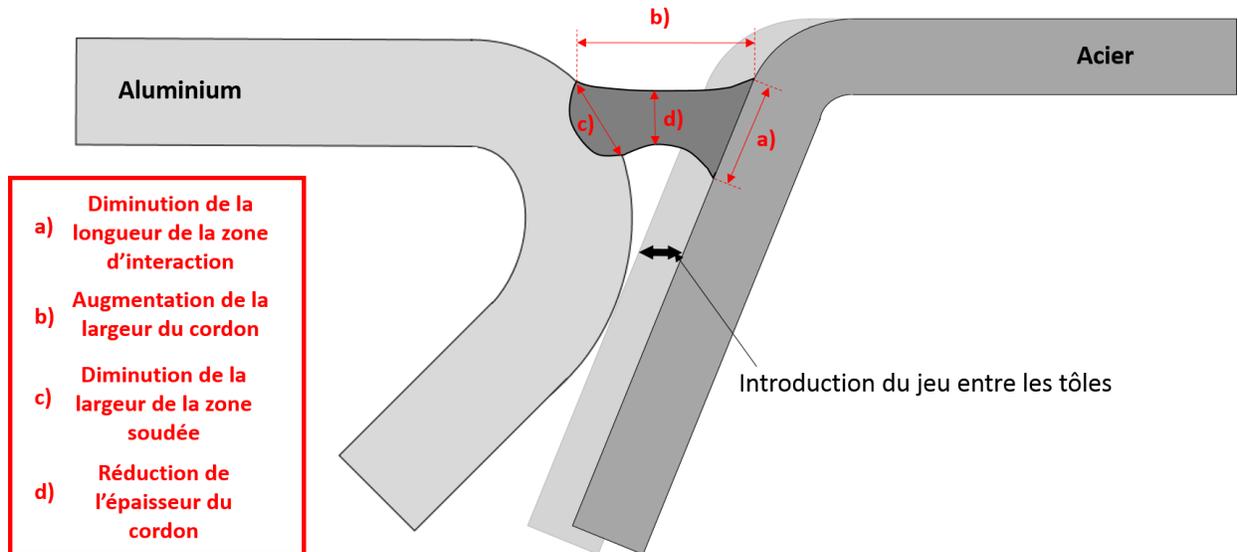


Figure III.38 – Représentation des modifications du cordon lors de l'introduction d'un jeu entre les tôles d'acier et d'aluminium.

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 :

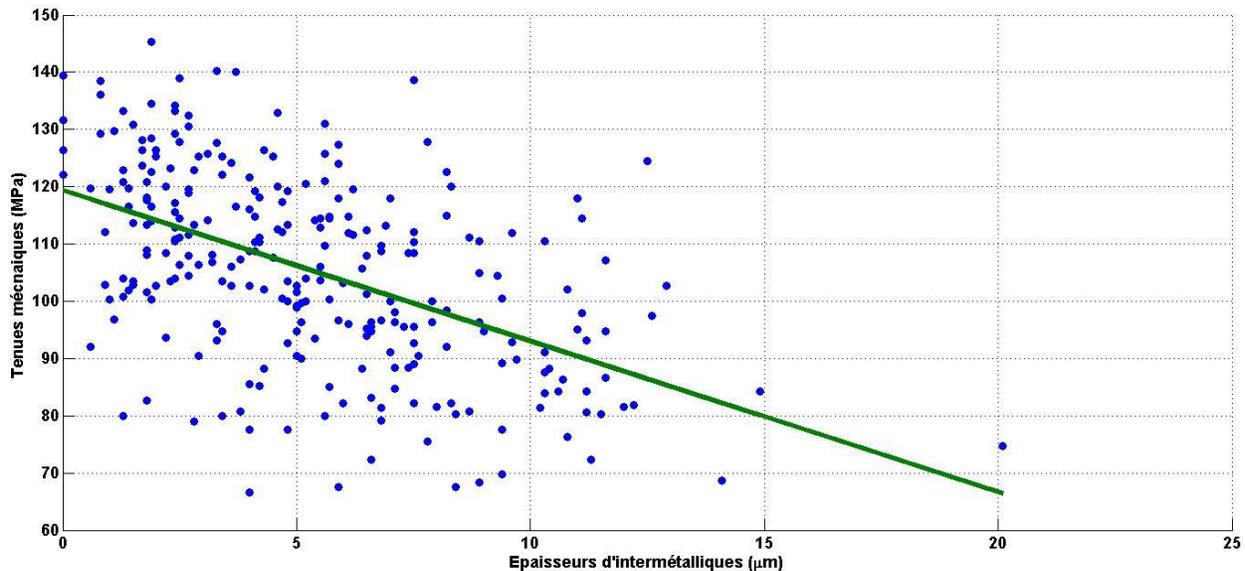


Figure III.39 – Tenue mécanique (MPa) en fonction de l'épaisseur d'intermétalliques (μm) pour tous les essais. La courbe verte représente l'interpolation linéaire de ces mesures, son coefficient de régression linéaire est $R^2=0,27$.

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 préjugeant 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

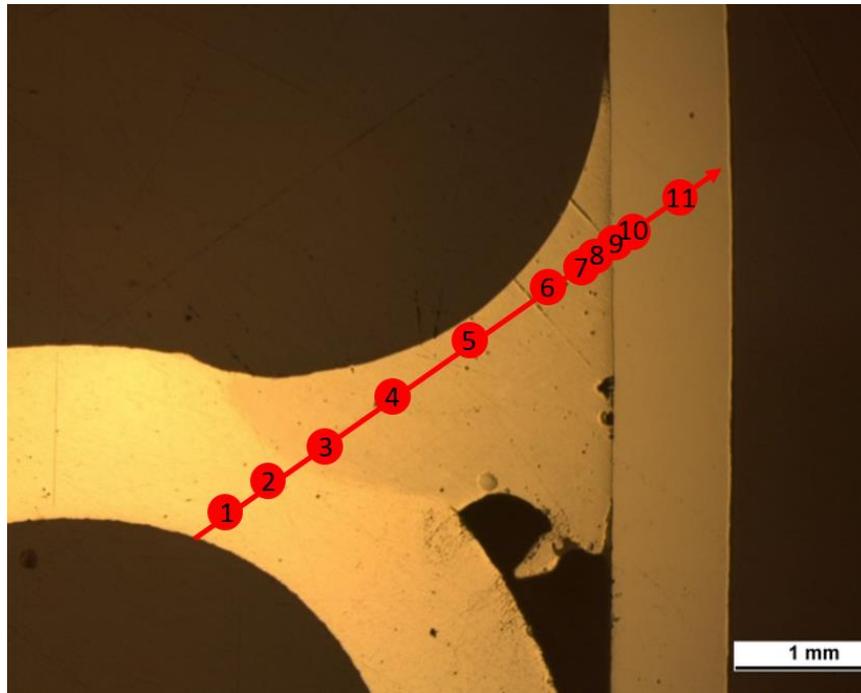


Figure III.40 – Ligne suivie pour établir un profil d'évolution de la dureté dans l'échantillon.

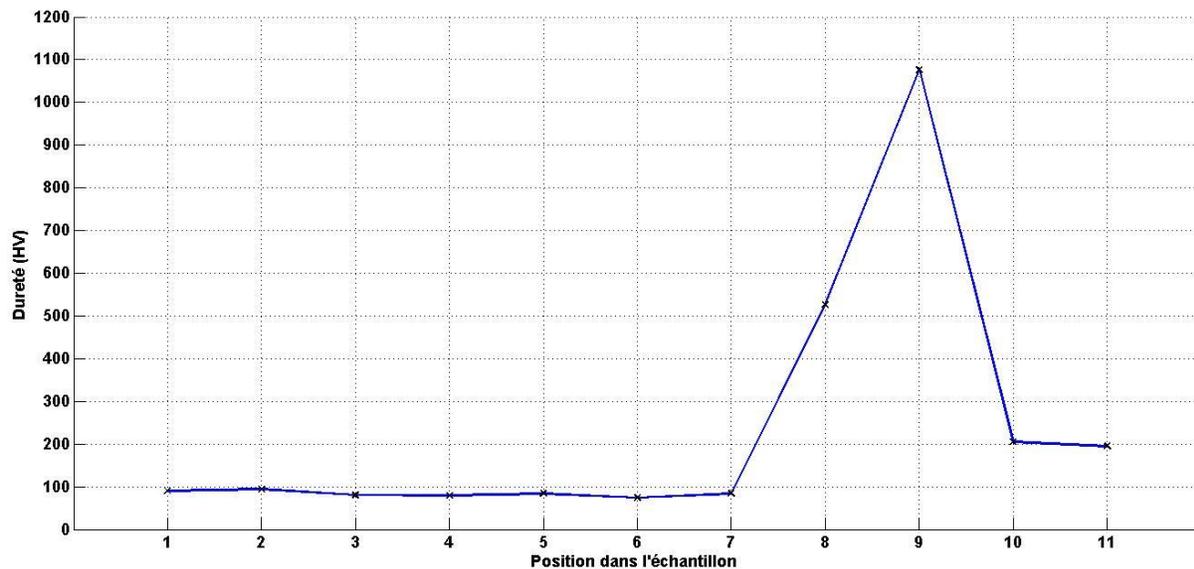


Figure III.41 – Evolution de la dureté en fonction de la position dans le cordon.

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.

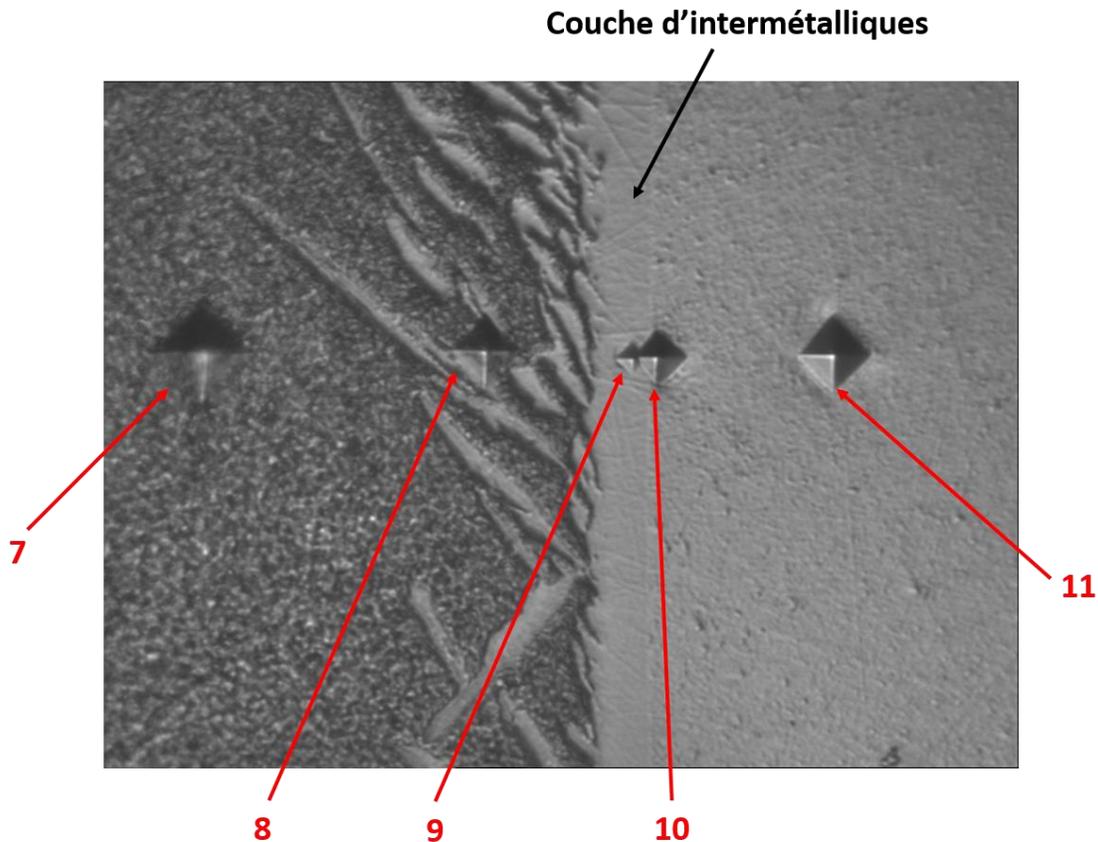


Figure III.42 – Cliché des mesures de dureté avoisinant la couche de composés intermétalliques, les numéros des positions sont indiqués.

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 son, 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.

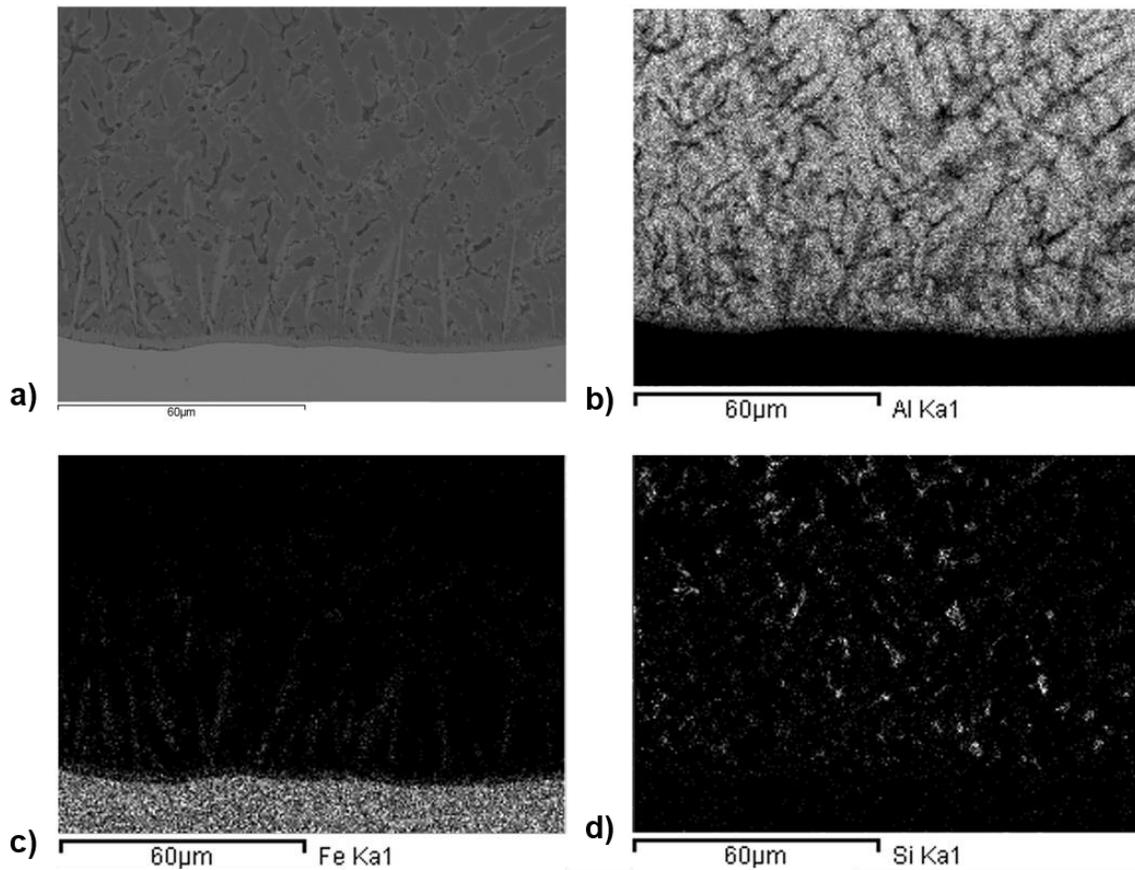


Figure III.43 – Cartographie des éléments chimiques aux alentours de la couche d’intermétalliques, vue de la zone d’étude a), mesure pour l’aluminium b), pour le fer c) et pour le silicium d).

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				
	Épaisseur 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 Fe_2Al_5 et FeAl_3 . 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.

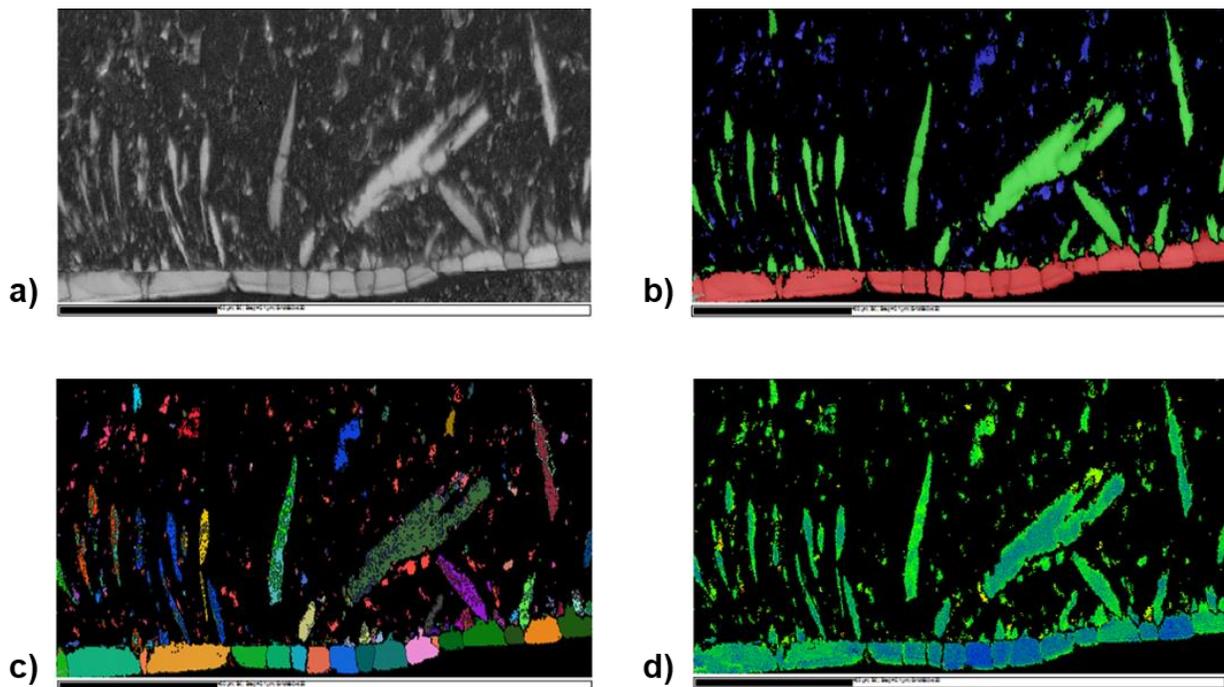


Figure III.44 – Résultat de l'analyse EBSD pour l'échantillon 1, a) cliché de la zone d'étude, b) distribution des phases orthorhombique en rouge, monoclinique en vert et cubique en bleu (Al_{99}Si), c) angles d'Euler confondus et d) écart angulaire principal.

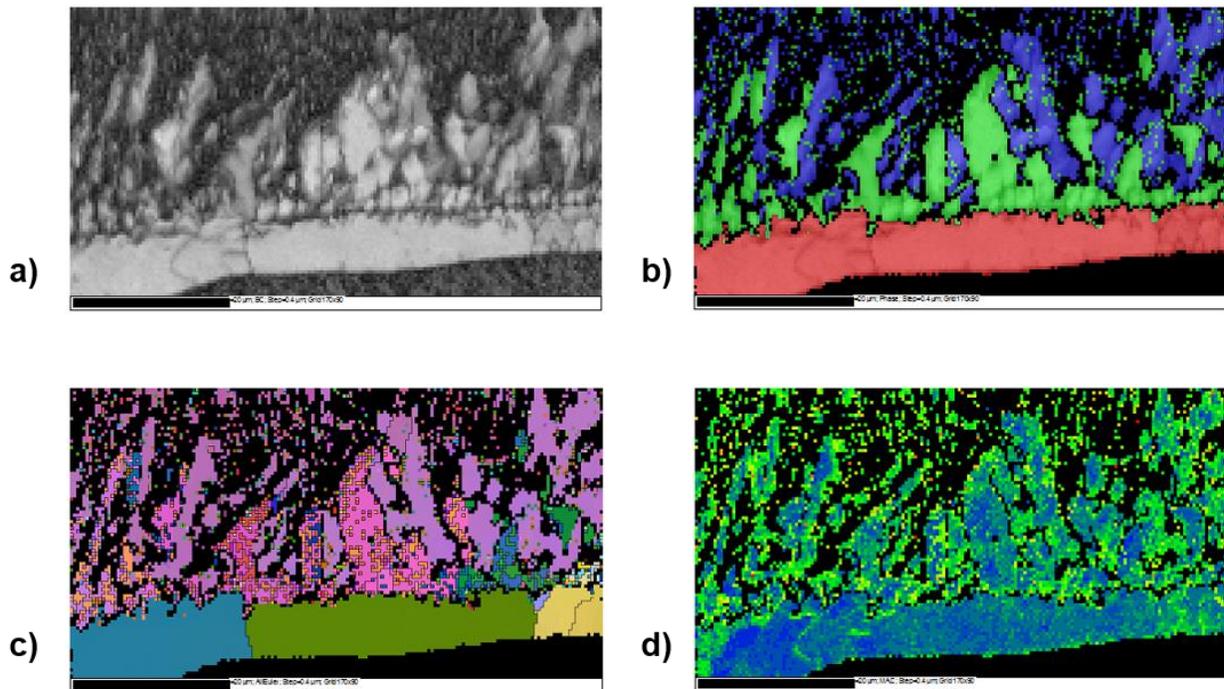


Figure III.45 – Résultat de l’analyse EBSD pour l’échantillon 2, a) cliché de la zone d’étude, b) distribution des phases orthorhombique en rouge, monoclinique en vert et cubique en bleu ($Al_{99}Si$), c) angles d’Euler confondus et d) écart angulaire principal.

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.

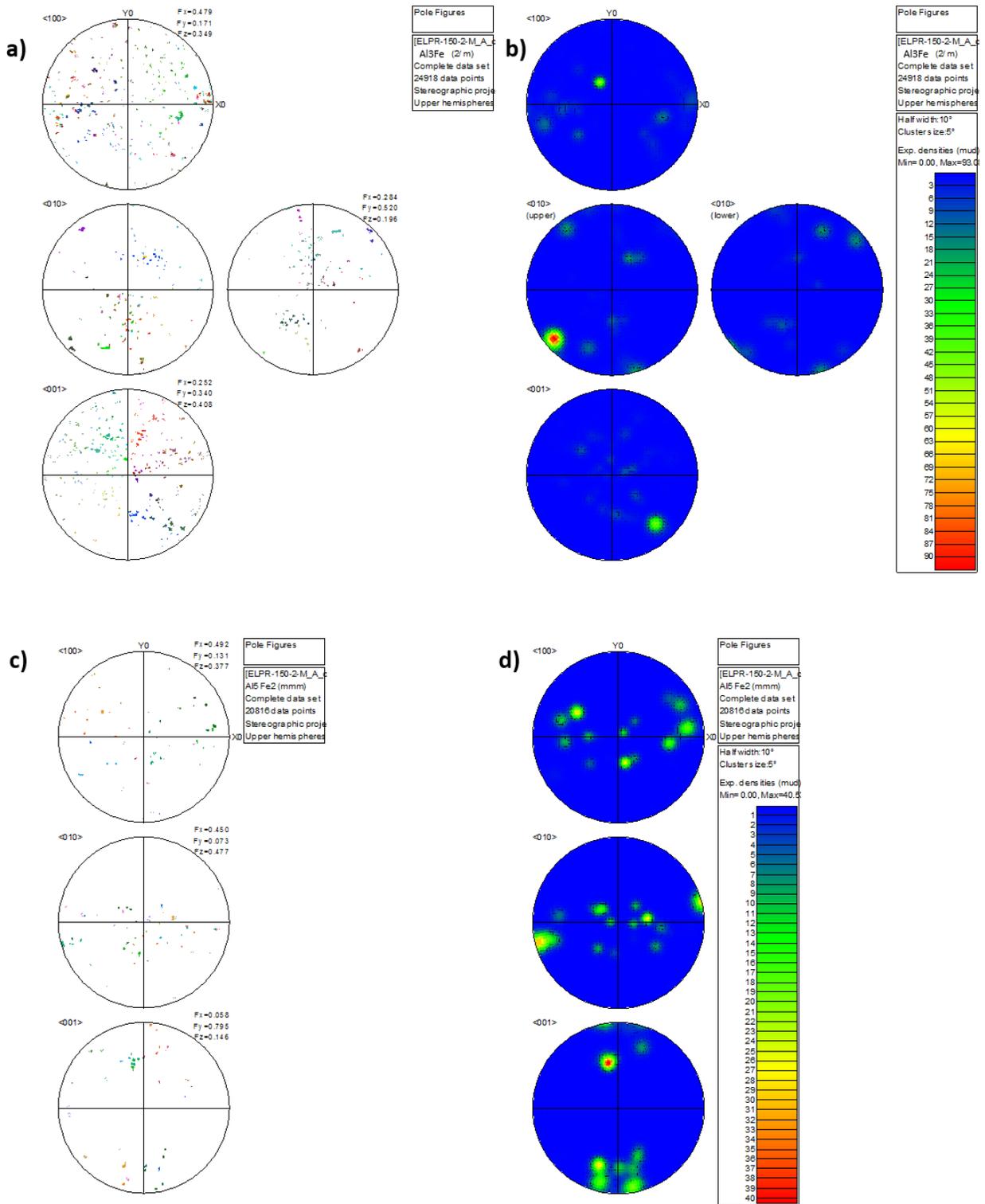


Figure III.46 – Figures de pôles pour la couche d'intermétalliques de faible épaisseur, figure de pôle par grain pour les aiguilles a), par densité pour les aiguilles b), par grain pour la couche principale c) et par densité pour la couche principale d).

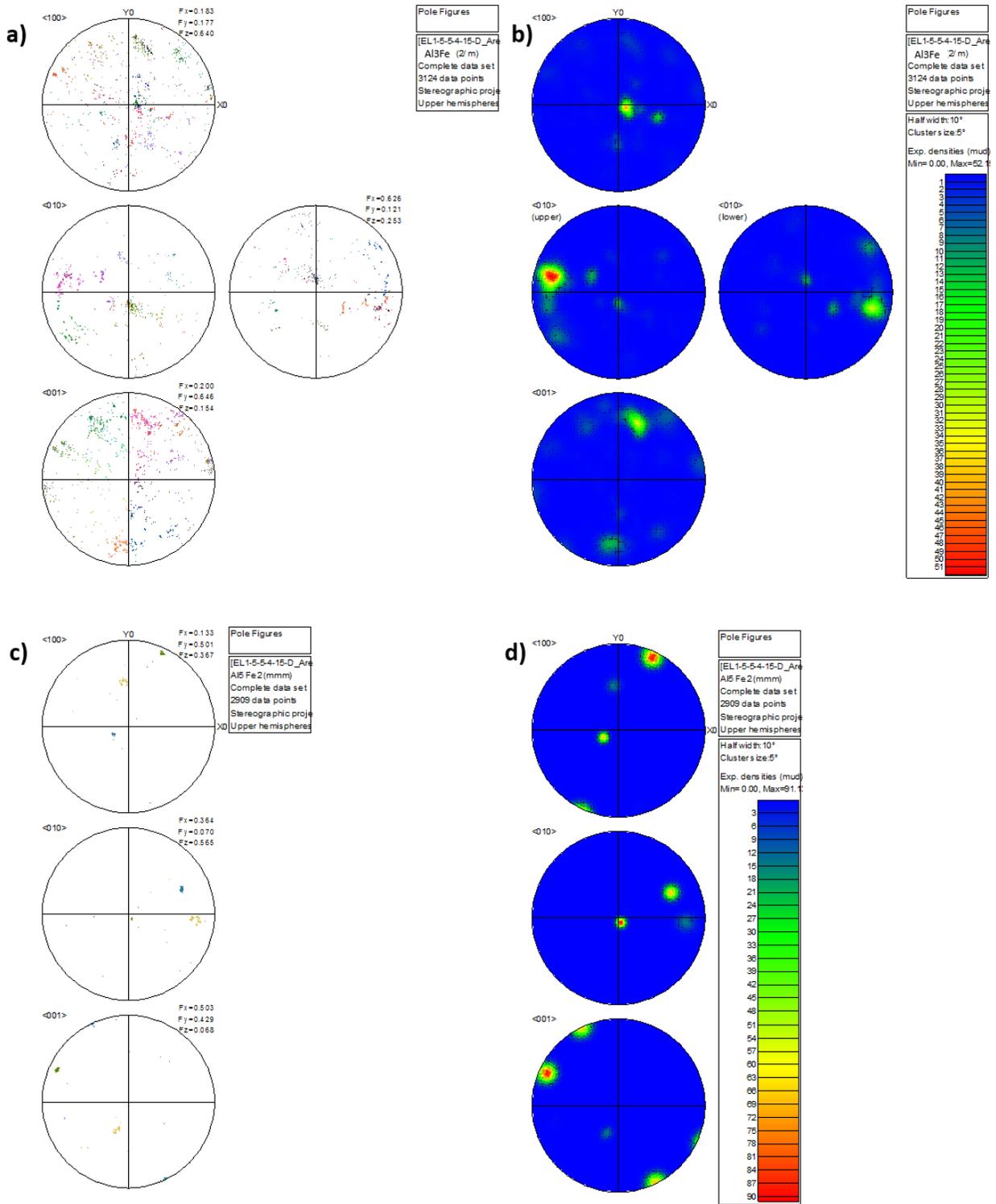


Figure III.47 – Figures de pôles pour la couche d'intermétalliques de forte épaisseur, figure de pôle par grain pour les aiguilles a), par densité pour les aiguilles b), par grain pour la couche principale c) et par densité pour la couche principale d).

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.

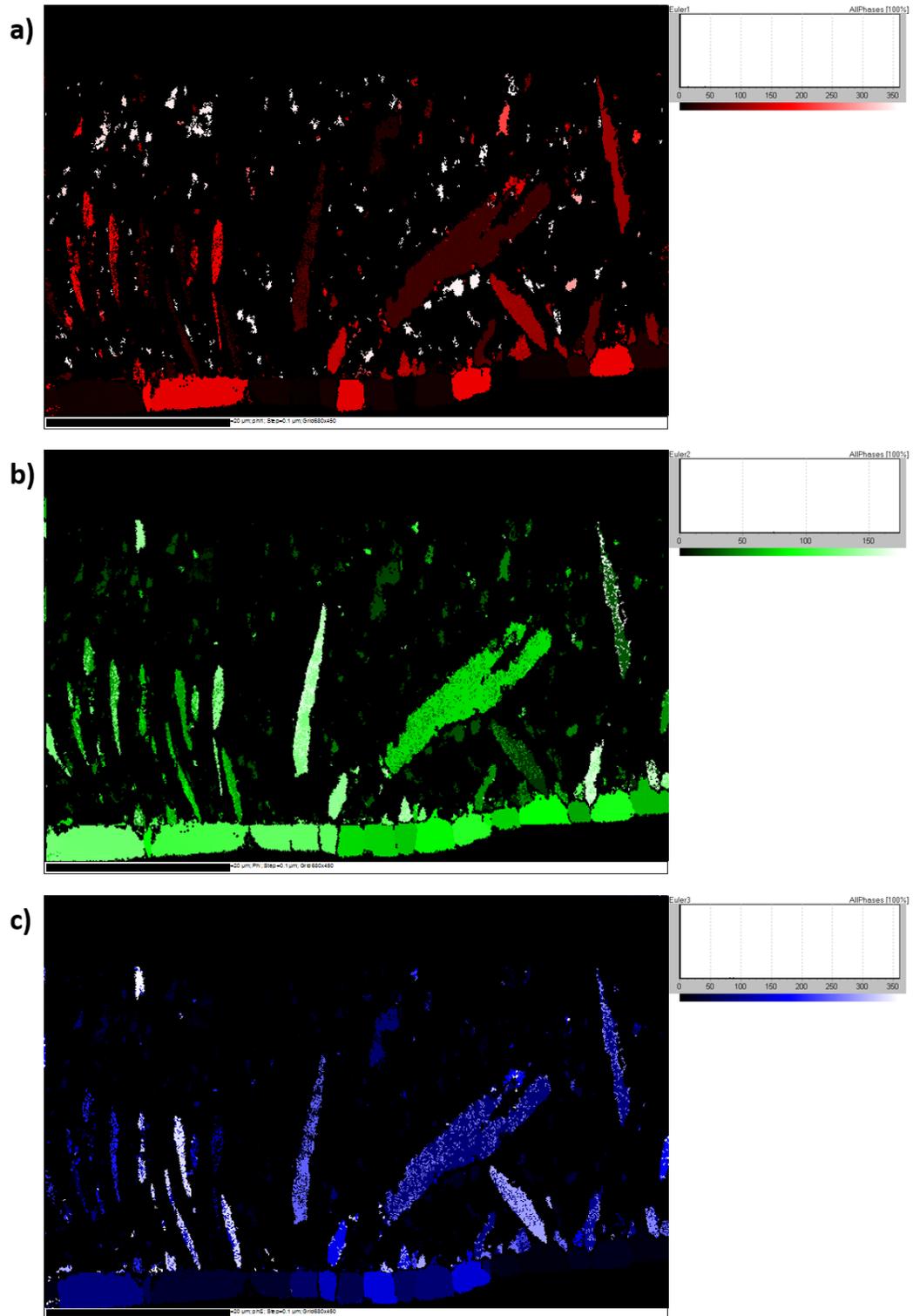


Figure III.48 – Angles d’Euler ϕ_1 a), ϕ b) et ϕ_2 c) pour la couche d’intermétalliques de faible épaisseur.

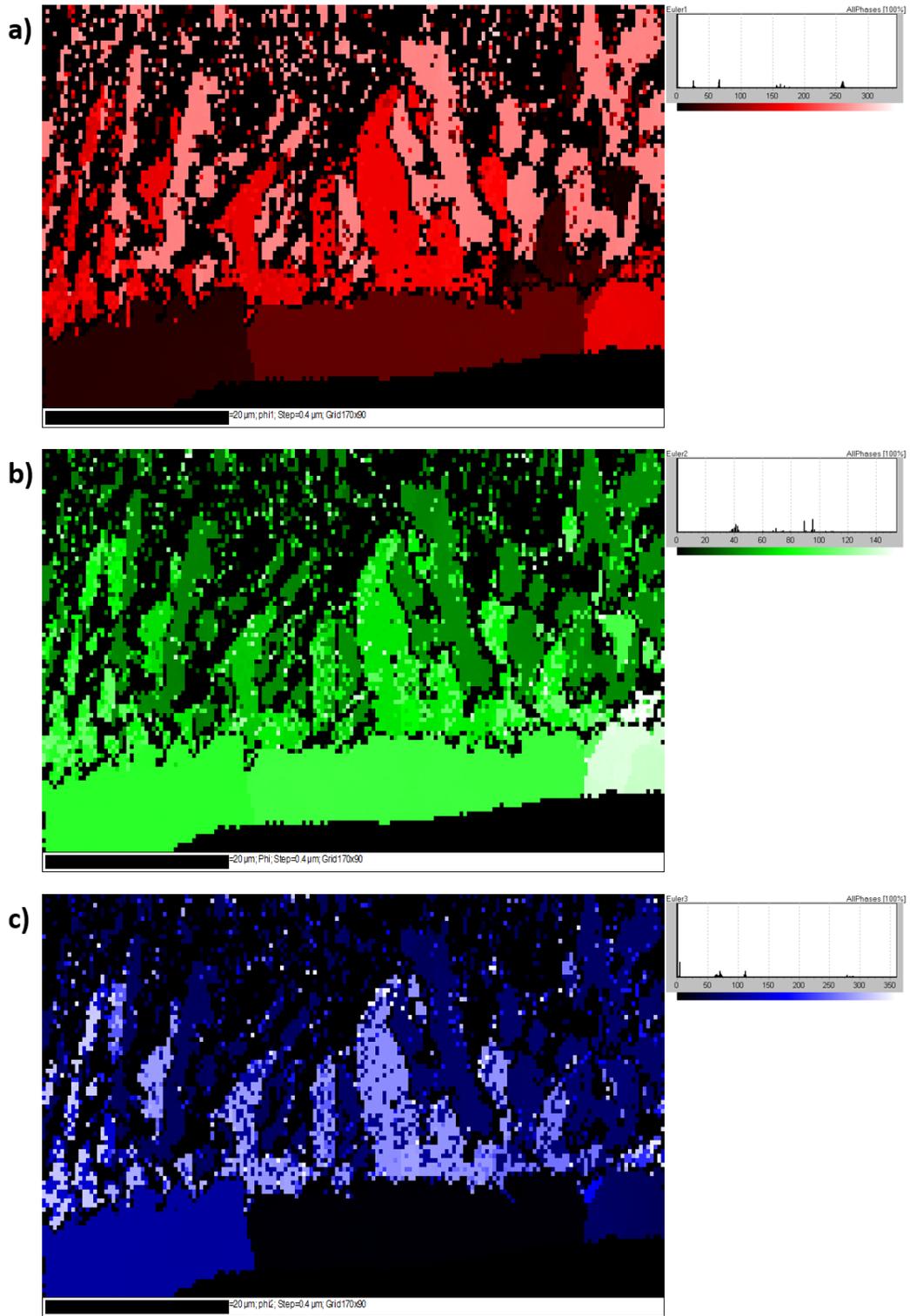


Figure III.49 – Angles d’Euler ϕ_1 a), ϕ_2 b) et ϕ_2 c) pour la couche d’intermétalliques de forte épaisseur.

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.