

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

I.1.Introduction

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

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

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

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

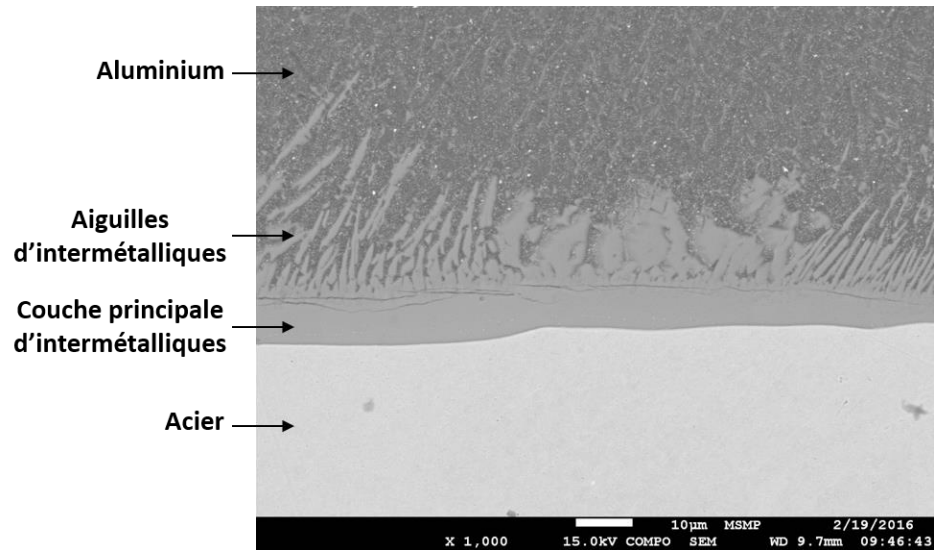


Figure I.1 – Cliché de la couche de composés intermétalliques d’un assemblage acier/aluminium soudo-brasé au laser obtenue par microscopie électronique à balayage (tension=15kV).

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

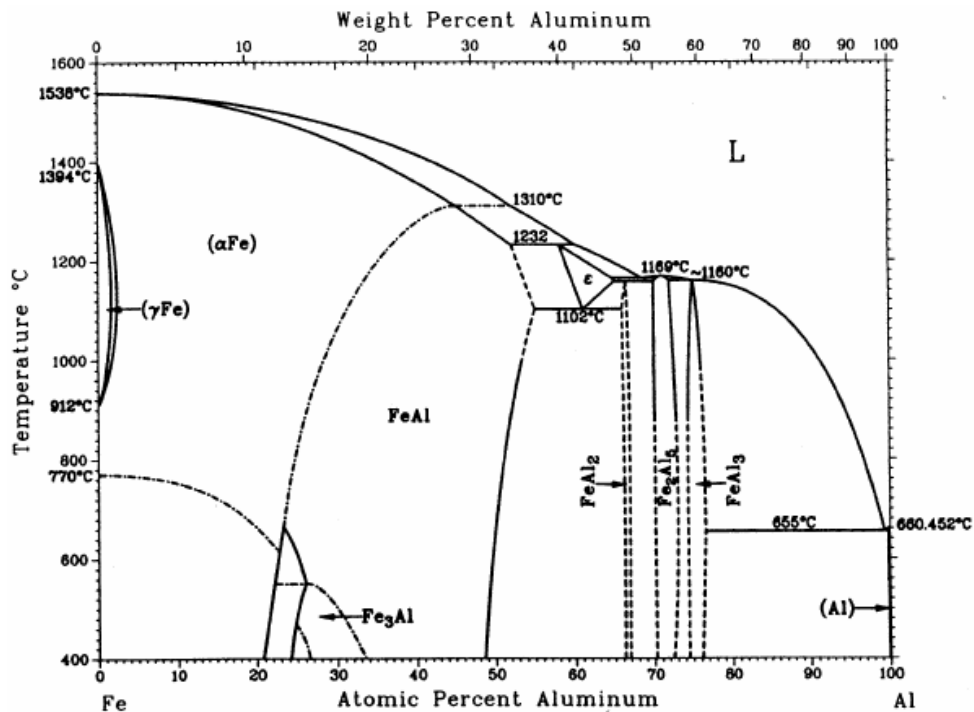


Figure I.2 - Diagramme de phase Fe-Al [14, 19 et 30].

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

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

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

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

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

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

(Equation I.1)

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

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

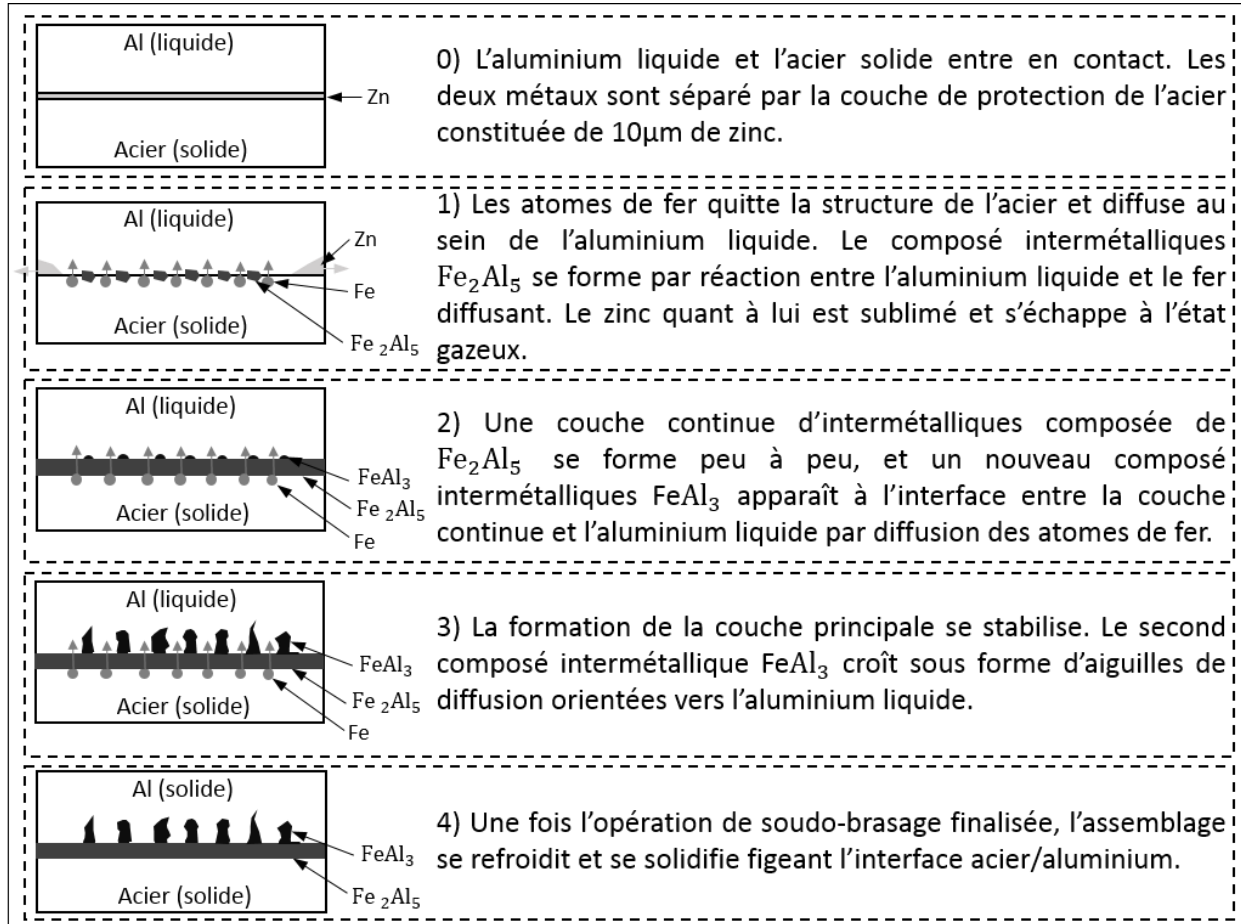


Figure I.3 – Processus de formation des composés intermétalliques en quatre étapes, présenté par Jia et al. [35].

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

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

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

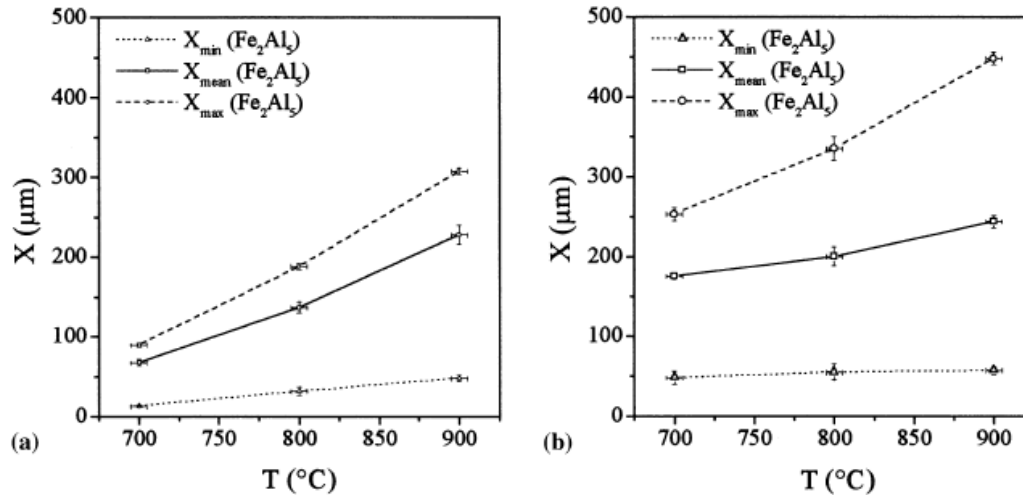


Figure I.4 – Epaisseur de la couche d'intermétalliques pour trois températures 700, 800 et 900 $^{\circ}\text{C}$ ainsi que deux temps d'interactions $t=30\text{s}$ (a) et $t=15\text{min}$ (b) [37].

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

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

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

Avec:

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

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

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

Avec:

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

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

I.3.1. Soudo-brasage

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

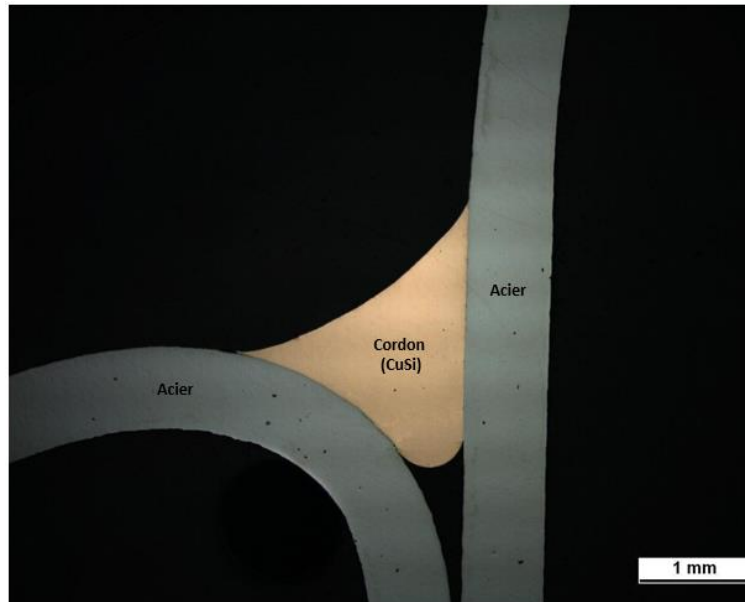


Figure I.5 – Brasage acier/acier avec fil d'apport (CuSi).

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

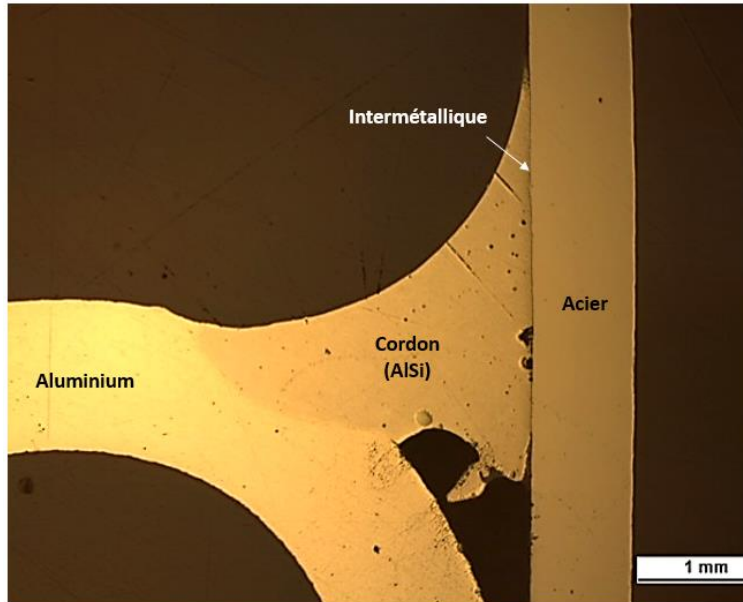


Figure I.6 – Soudo-brasage acier/aluminium avec métal d’apport (AlSi). Le cordon est soudé à la tôle d’aluminium et brasé à la tôle d’acier.

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

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

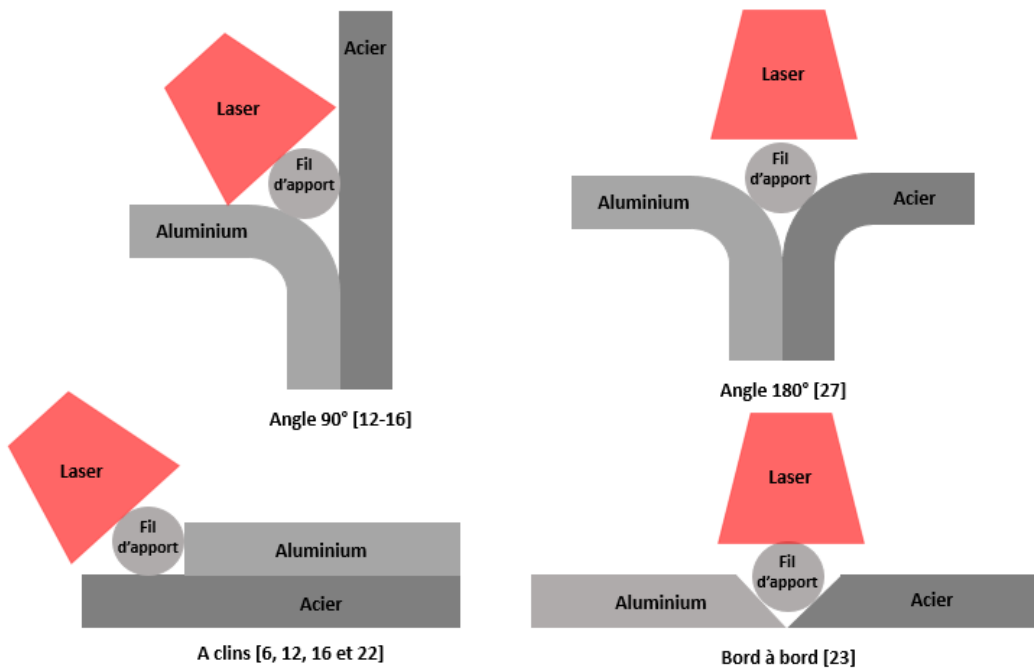


Figure I.7 – Configurations étudiées dans la littérature [8, 14, 18, 23-24 et 28].

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

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

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

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

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

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

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

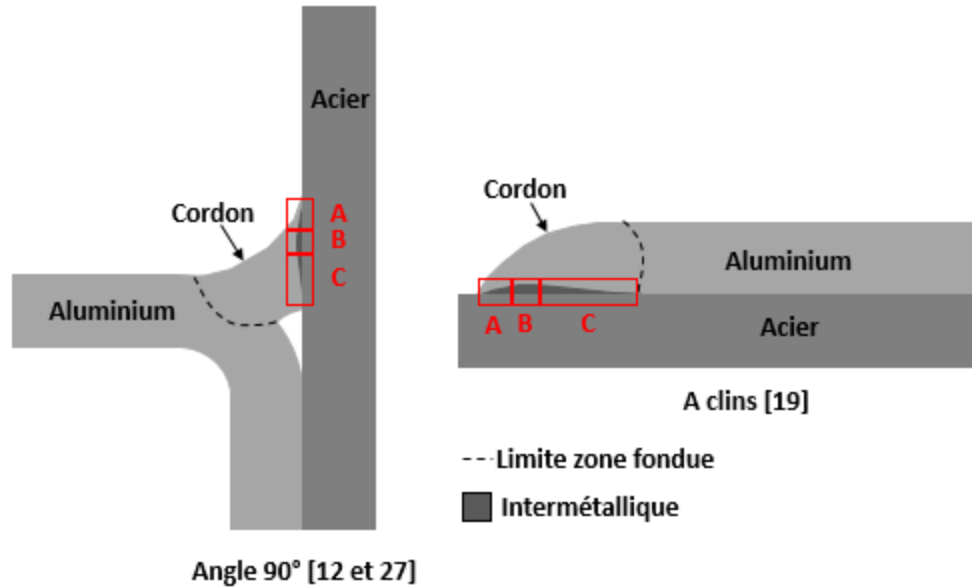


Figure I.8 – Evolution de la géométrie de la couche de composés intermétalliques le long de l'interface acier/aluminium pour deux configurations d'étude [14 et 28].

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

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

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

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

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

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

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

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

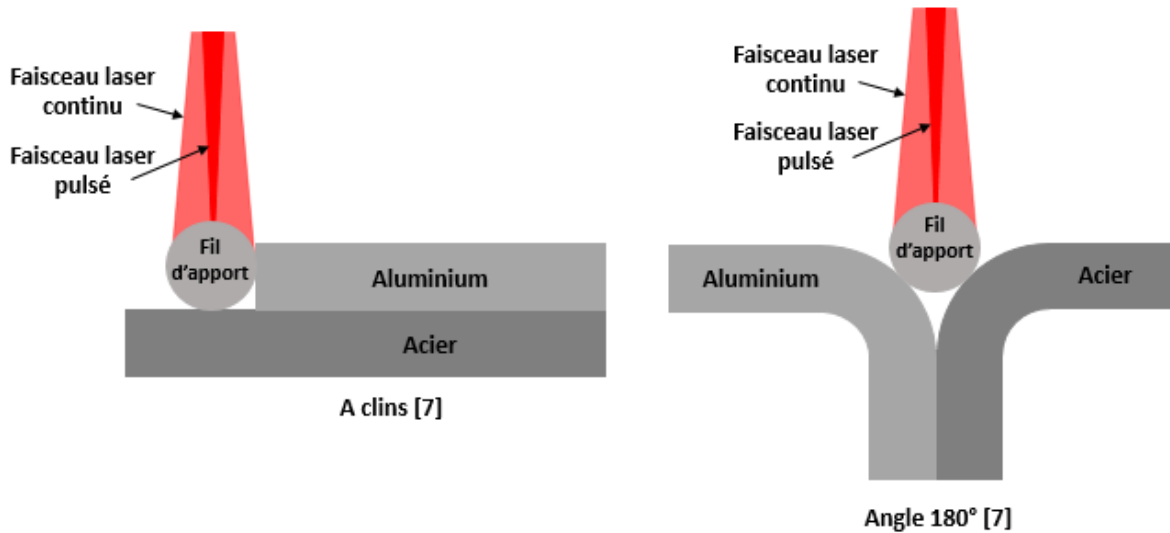


Figure I.9 – Configurations étudiées par Frank [9] avec le process de soudo-brasage hybride laser et laser pulsé.

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

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

I.3.1.3.1. CMT

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

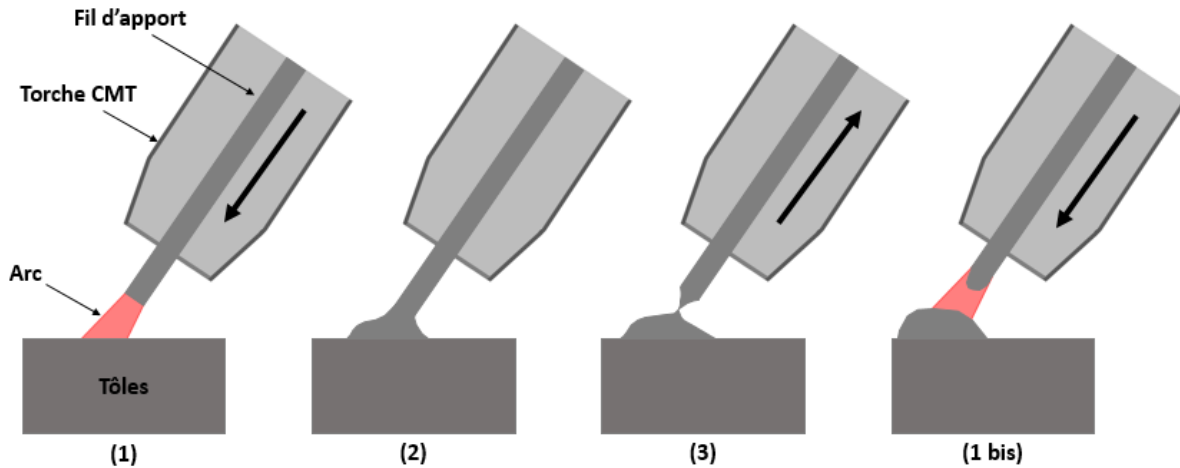


Figure I.10 – Cycle du process CMT : (1) descente du fil et allumage de l’arc électrique pour amorcer la fusion du fil d’apport, (2) extinction de l’arc, arrêt du fil et dépôt du métal fondu (3) remontée du fil pour le détacher du métal fondu et (1 bis) démarrage d’un nouveau cycle [7, 13 et 31].

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

I.3.1.3.2. CMT par point

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

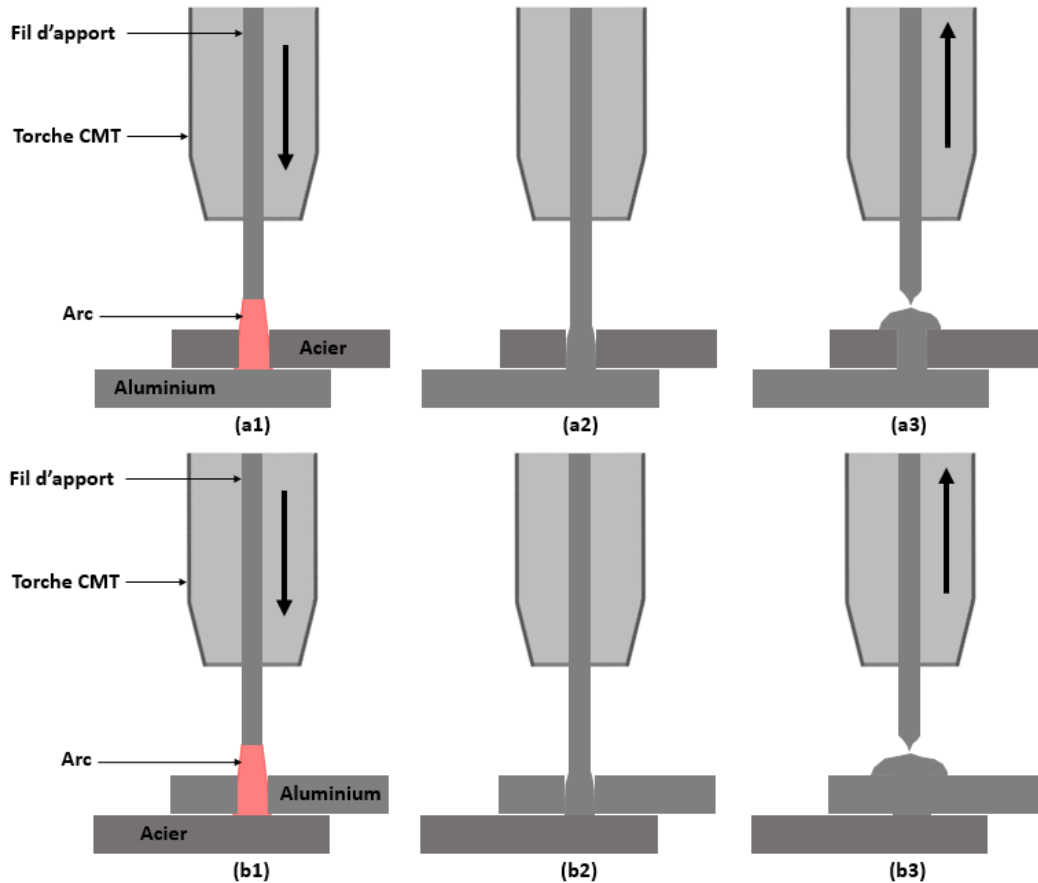


Figure I.11 – Les deux cycles du soudo-brasage acier/aluminium CMT par point. Comme pour le fonctionnement classique du CMT, chaque cycle possède trois étapes majeures : (1) descente du fil et allumage de l’arc électrique pour amorcer la fusion du fil d’apport, (2) extinction de l’arc, arrêt du fil et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

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

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

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

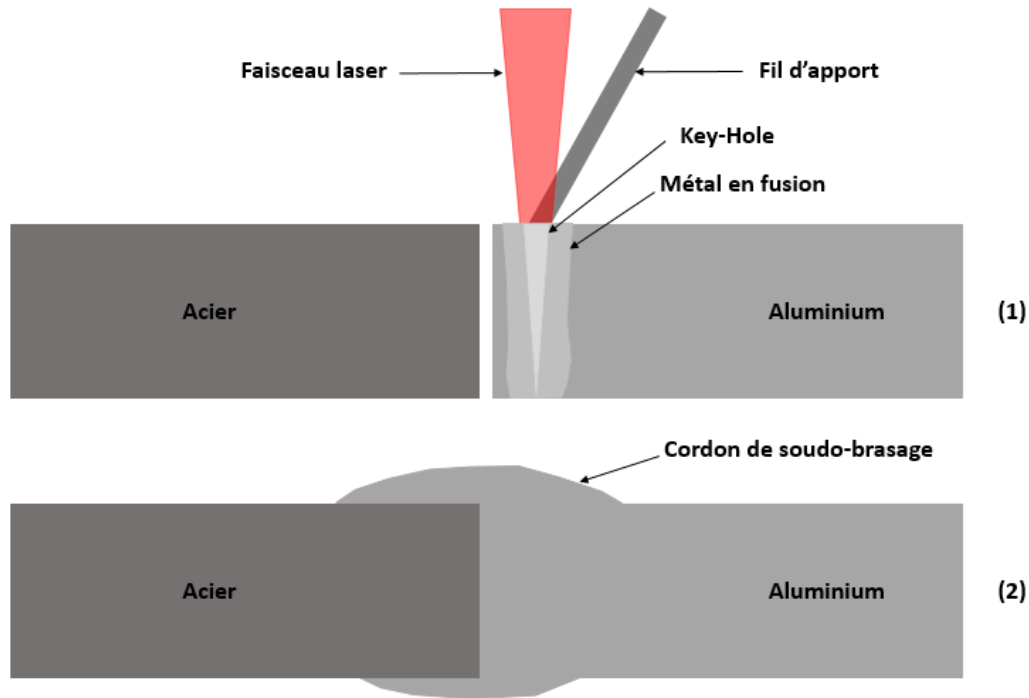


Figure I.12 – soudo-brasage laser en régime Key-Hole avec fil d'apport $AlSi_5$ [32].

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

I.3.1.5. Soudo-brasage MIG

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

I.3.1.6. Soudo-brasage hybride laser + MIG

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

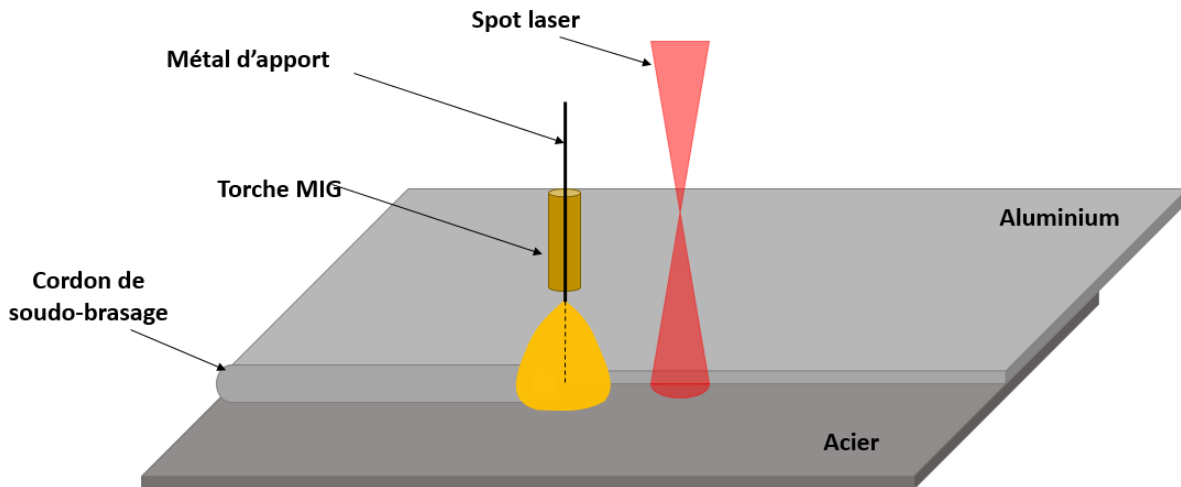


Figure I.13 – Soudo-brasage hybride laser et MIG acier/aluminium à clins [20-21].

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

I.3.2. Soudage par résistance

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

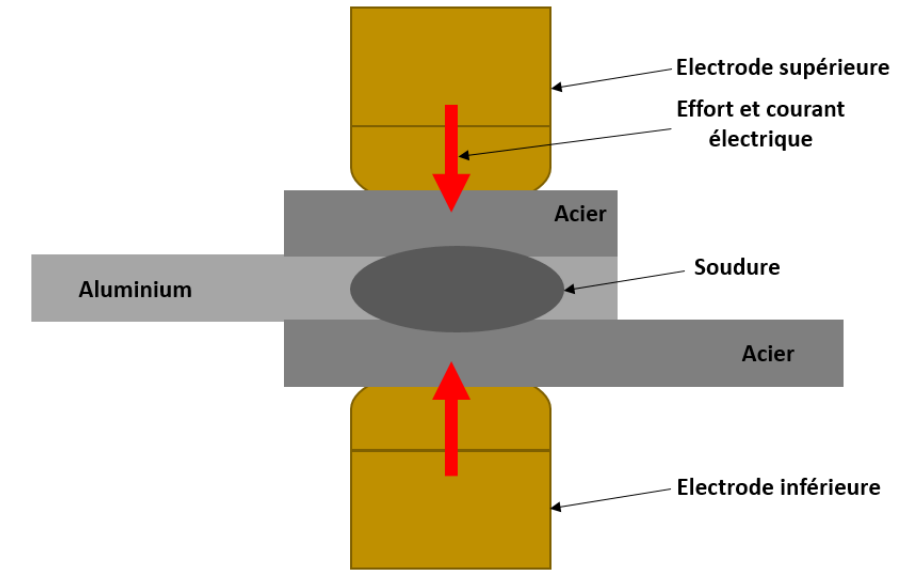


Figure I.14 – Principe du soudage par résistance acier/aluminium avec ajout d’une plaque d’acier [42].

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

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

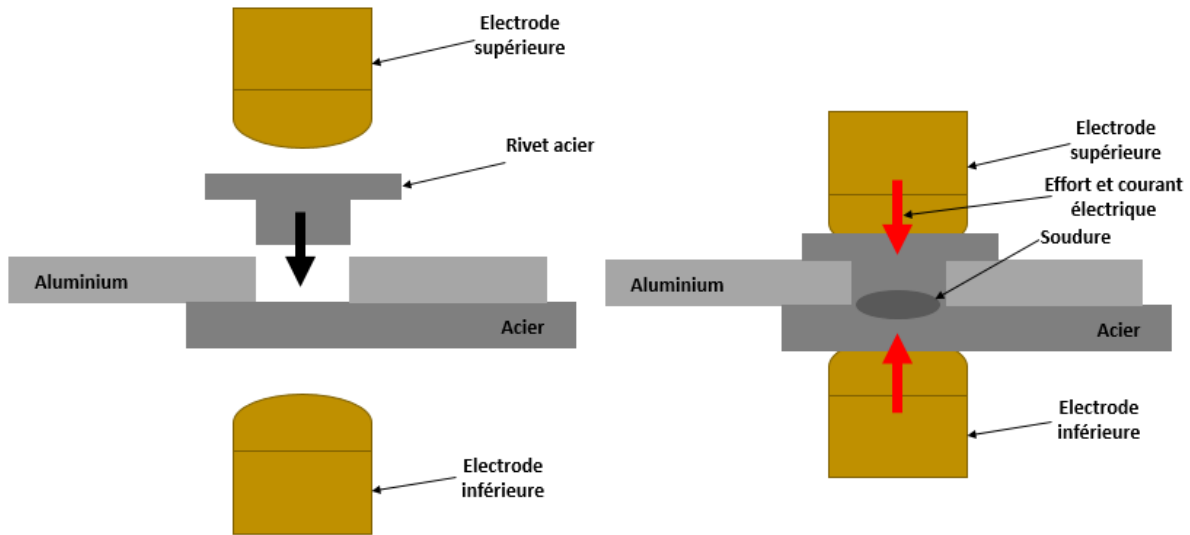


Figure I.15 – Resistance Element Welding, process basé sur deux étapes majeures, placement du rivet et soudage par résistance [14].

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

I.3.3. Soudage par friction-malaxage

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

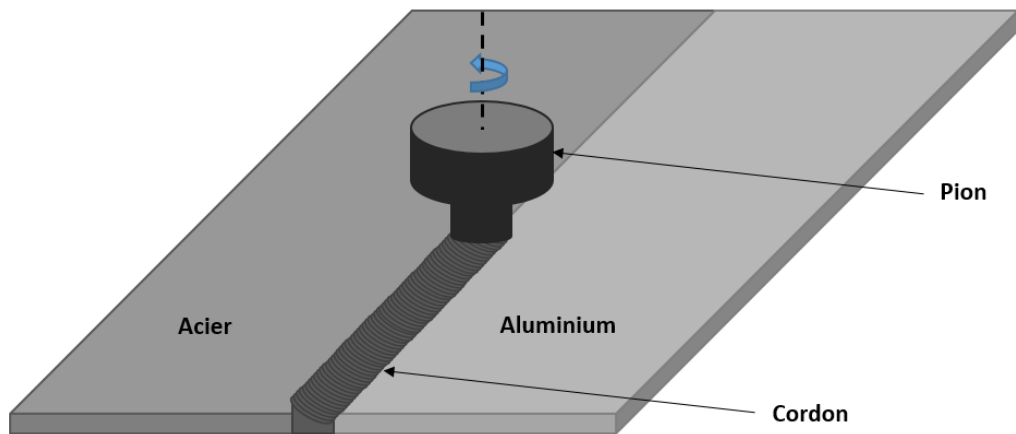


Figure I.16 – Soudage par friction-malaxage, le cordon est créé par la rotation et l’avance du pion dans la matière [44].

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

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

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

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

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

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

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

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

I.6.L'effet Marangoni

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

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

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

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

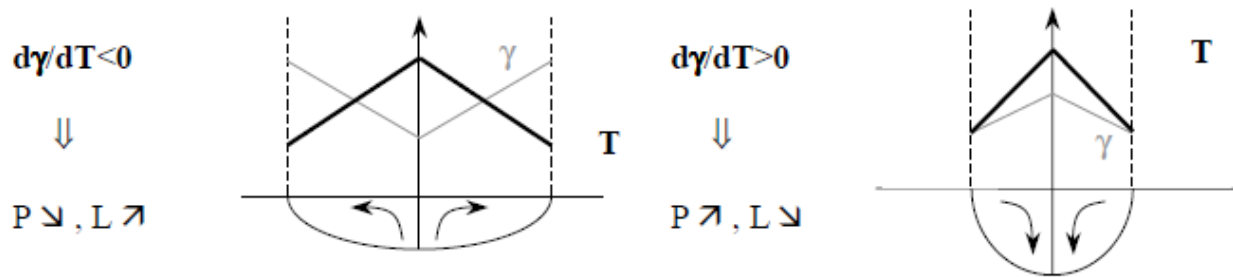


Figure I.17 – Mouvement de convection du à la variation de la tension superficielle en fonction de la température. La pénétration P et la largeur du cordon L s'en retrouve modifiée selon le signe du gradient thermique $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ [46].

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

I.7.Conformité des assemblages soudo-brasé laser

I.7.1. Critères macroscopiques :

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

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



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

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

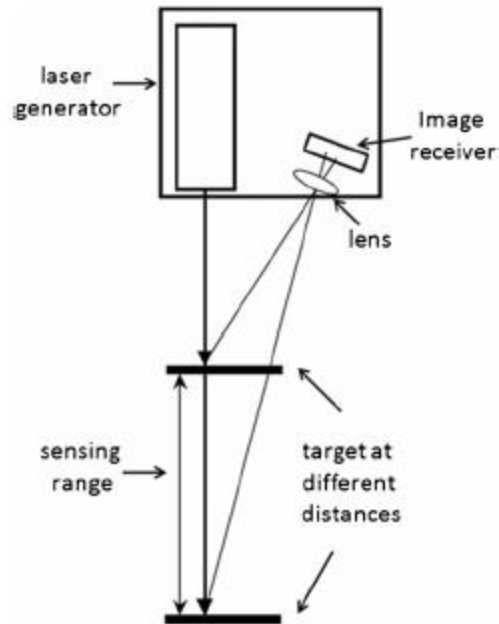


Figure I.19 – Principe de la triangulation laser [47].

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

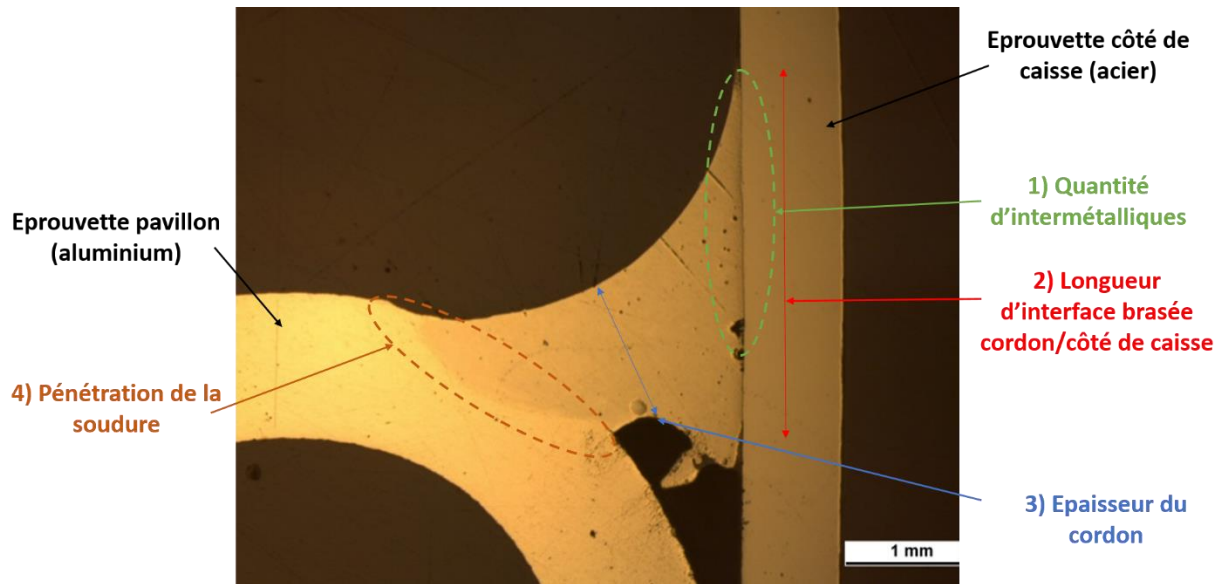


Figure I.20 – Représentation de 4 caractéristiques de la liaison impactant les propriétés mécaniques des assemblages acier/aluminium soudo-brasé. La jonction entre le cordon et l'acier caractérisée par : la quantité de composés intermétalliques ainsi que par la longueur de la surface d'interaction entre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

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

I.7.2. Critères microscopiques :

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

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

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

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

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

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

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

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

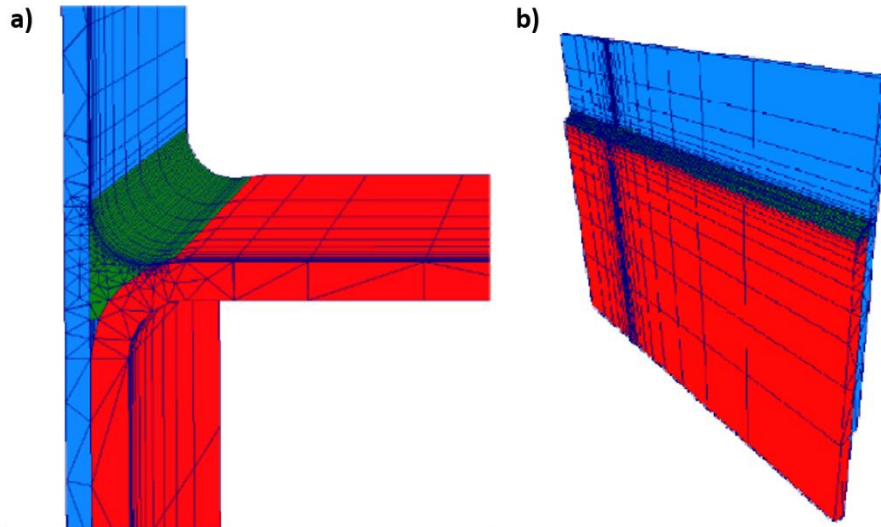


Figure I.21 – Maillages des éprouvettes en angle a) et à clins b), les pièces en acier sont représentées en bleu, celles en aluminium en rouge et les cordons en vert [14].

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

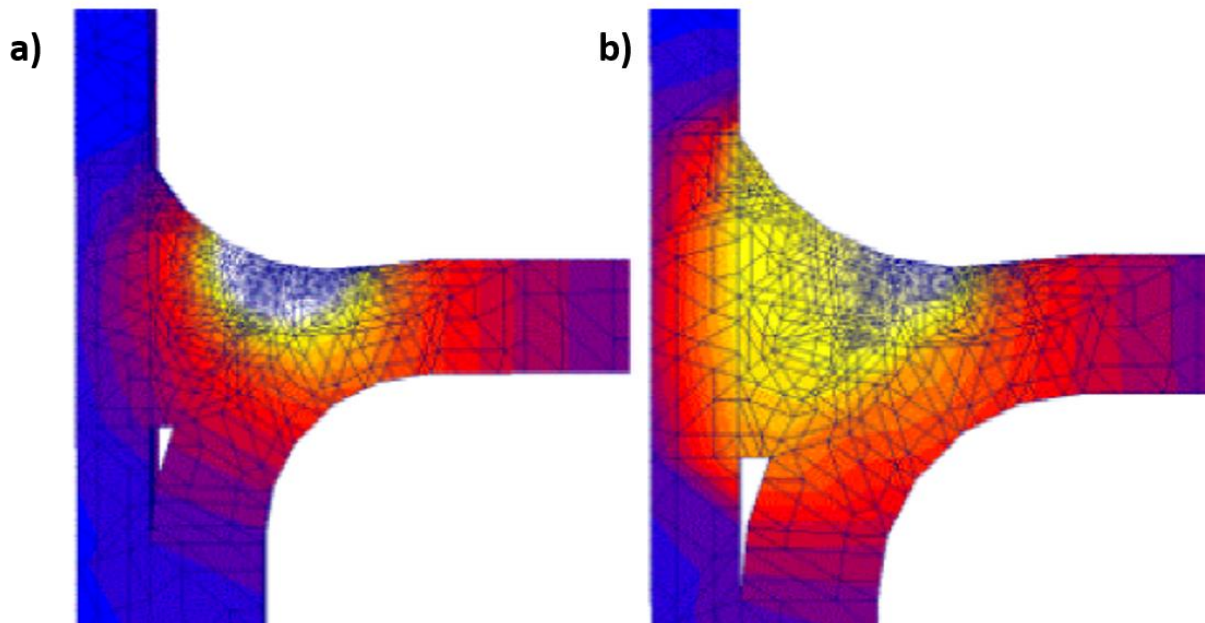


Figure I.22 – Champs thermiques simulés, par le modèle avec vaporisation a) et conductif sans vaporisation b) [14].

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

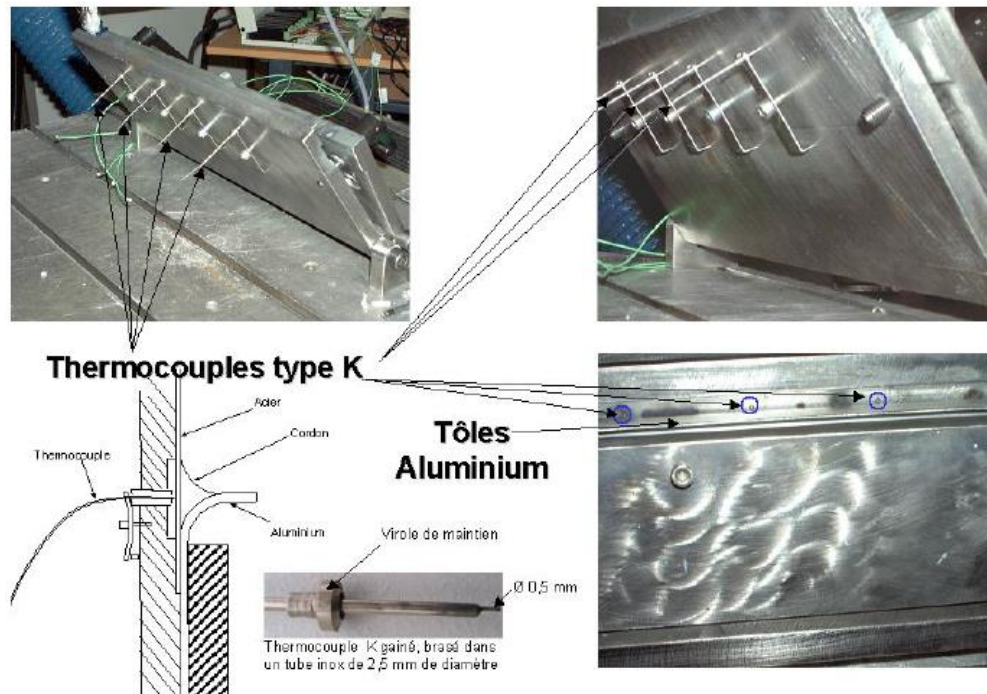


Figure I.23 – Positionnement des thermocouples pour l'acquisition de cycles thermiques [14].

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

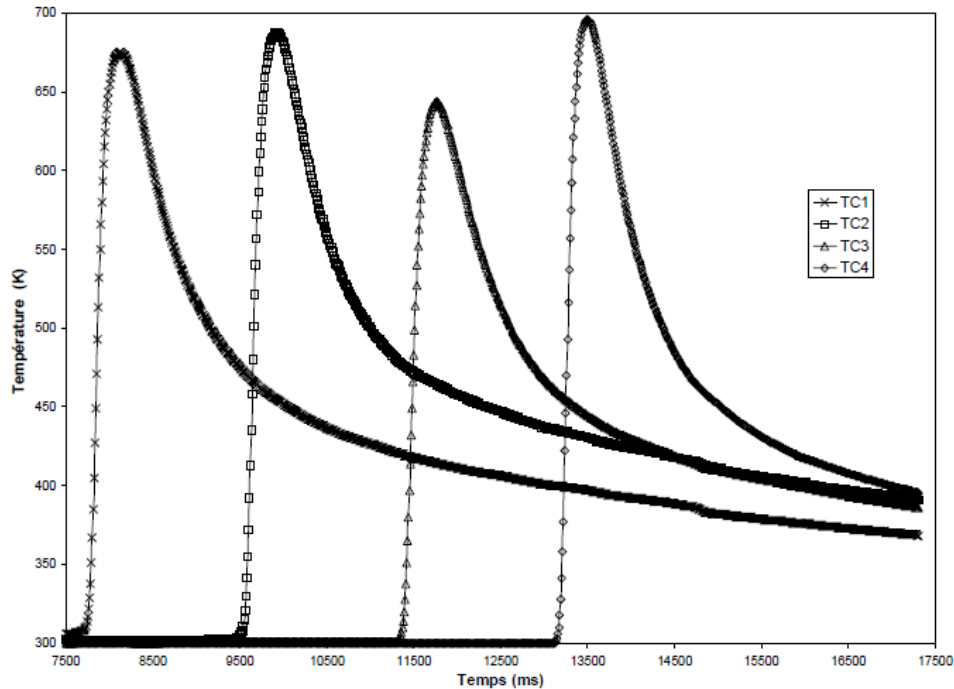


Figure I.24 – Cycles thermiques obtenus pour chacune des 4 positions [14].

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

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

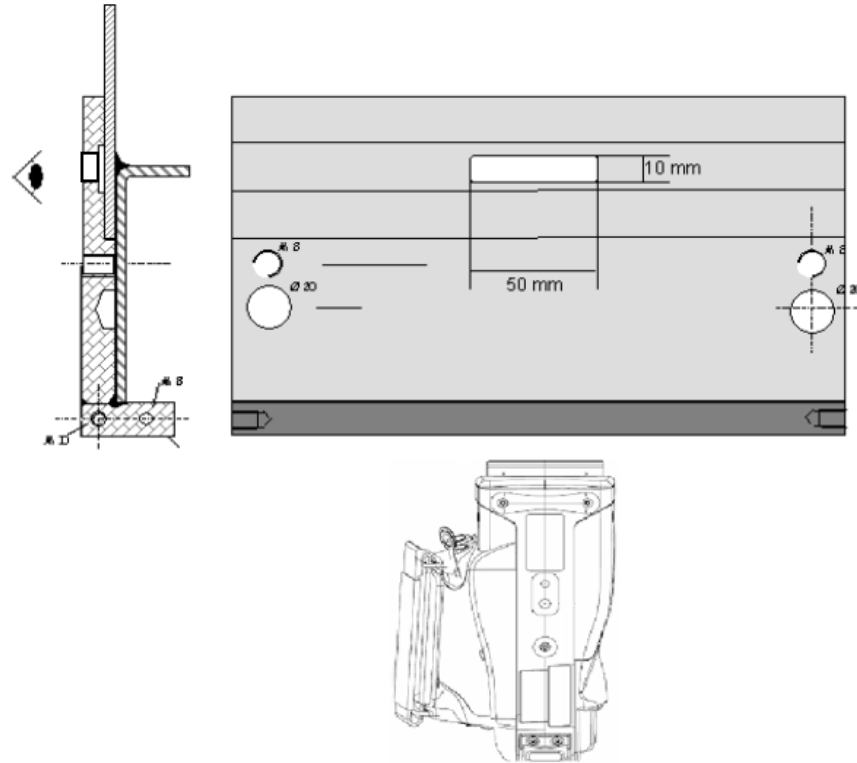


Figure I.25 – Montage et position de mesure par thermographie [14].

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

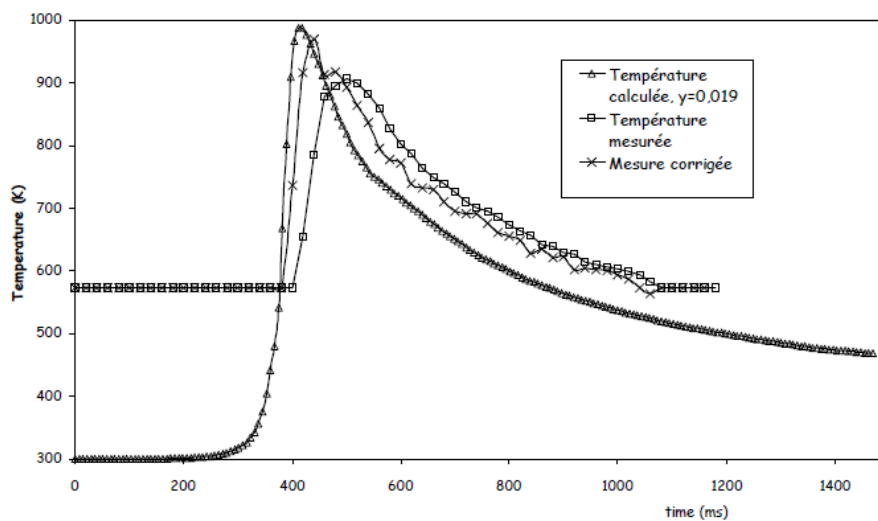


Figure I.26 – Cycles thermiques mesurés, corrigés et calculés [14].

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

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

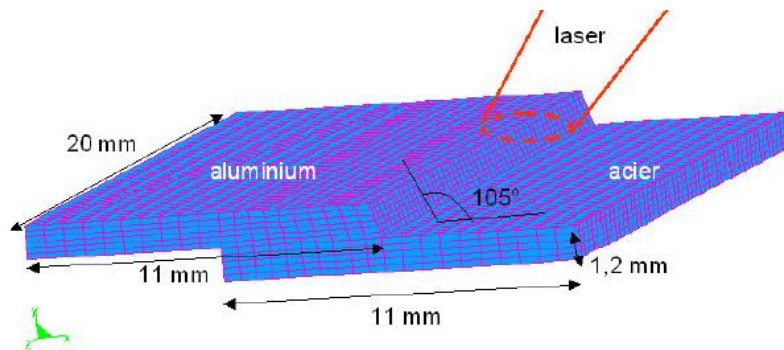


Figure I.27 – Représentation de la géométrie maillée choisie par Sierra pour acquérir sous SYSWELD les cycles thermiques à l'interface acier/aluminium [23].

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

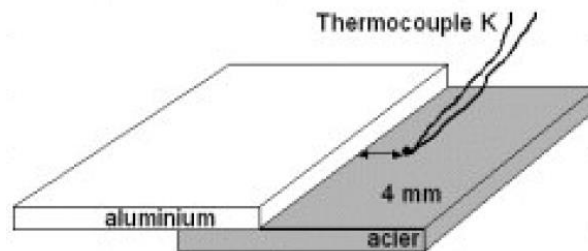
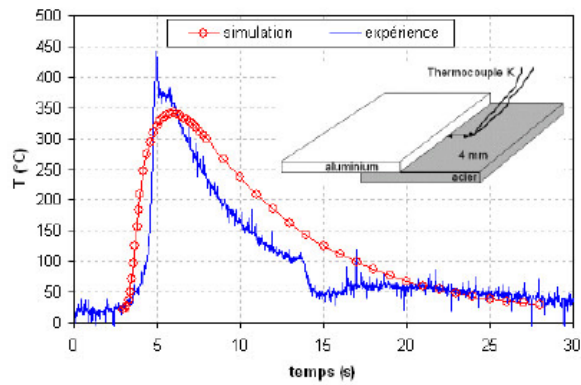
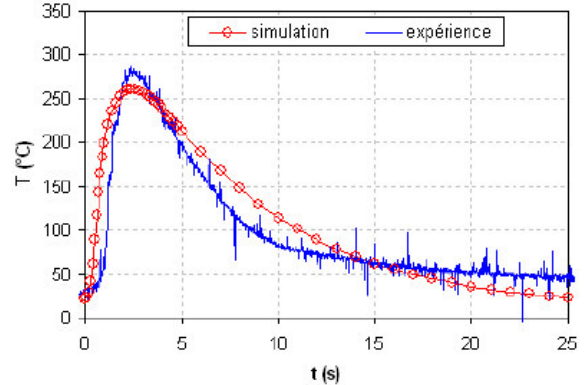


Figure I.28 – Mesure des cycles thermiques par l'intermédiaire de thermocouples placés à l'interface acier/aluminium [23].

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



(a)



(b)

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

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

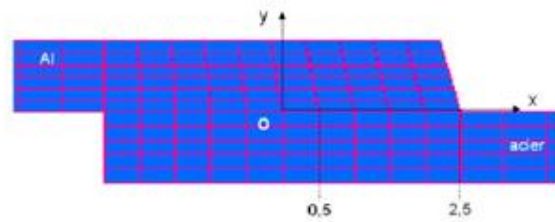
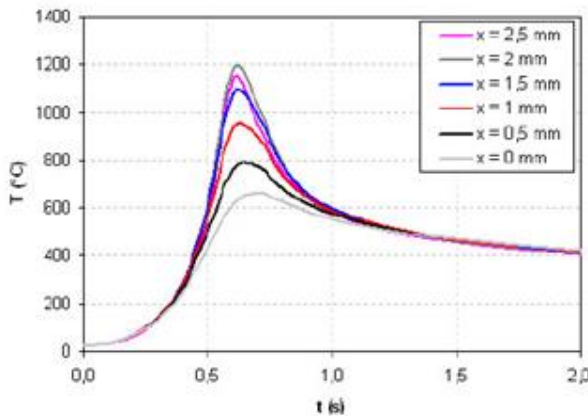


Figure I.30 – Evolution du cycle thermique en fonction de la position de mesure pour une vitesse d'assemblage de 0,8 m/min et une puissance de 3000 W [23].

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

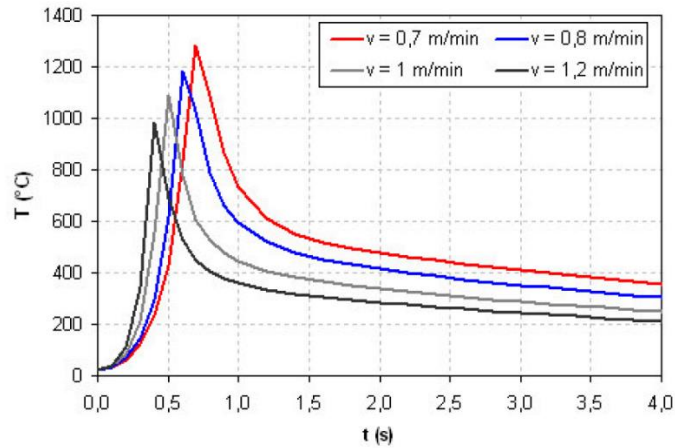


Figure I.31 – Evolution du cycle thermique en fonction de la vitesse de soudo-brasage (m/min) pour une puissance laser de 3000 W [23].

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

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

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

Avec:

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

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

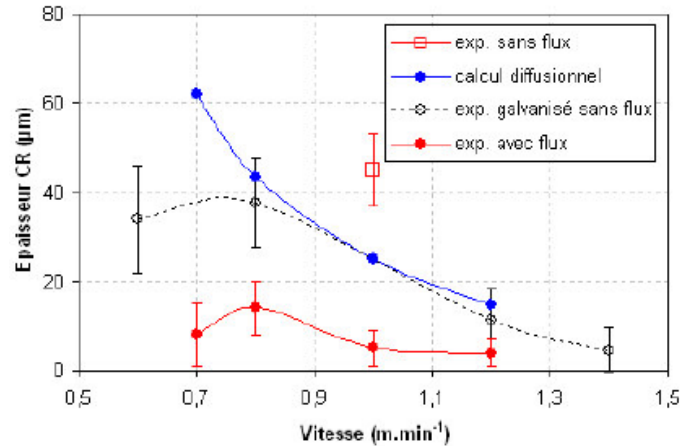


Figure I.32 – Comparaisons des épaisseurs d’intermétalliques mesurées sur éprouvettes et obtenues par calcul diffusionnel [23].

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

I.9.Conclusion

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