



**HAL**  
open science

**Étude de l'influence des paramètres de soudage sur la  
microstructure et le comportement mécanique des  
assemblages acier-aluminium obtenu par soudage à l'arc  
MIG-CMT**  
Bachir Mezrag

► **To cite this version:**

Bachir Mezrag. Étude de l'influence des paramètres de soudage sur la microstructure et le comportement mécanique des assemblages acier-aluminium obtenu par soudage à l'arc MIG-CMT. Génie mécanique [physics.class-ph]. Université Montpellier; Université Abou Bekr Belkaid (Tlemcen, Algérie), 2015. Français. NNT : 2015MONT275 . tel-01244380v2

**HAL Id: tel-01244380**

**<https://theses.hal.science/tel-01244380v2>**

Submitted on 20 Jan 2020

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

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



## THESE EN COTUTELLE POUR OBTENIR LE GRADE DE DOCTEUR

**Université de Montpellier**

**Université Abou Bekr  
BelKaid-Tlemcen**

**Décipline :** Génie Mécanique

Génie Mécanique

**Formation doctorale :** Mécanique des matériaux et  
des milieux complexes, des  
structures et des systèmes

Fiabilité et réhabilitation des  
équipement mécanique

**Ecole doctorale :** Information, Structures et  
Systèmes

Ingénierie des Système Mé-  
canique et Matériaux

Présentée et soutenue publiquement par :

**MEZRAG Bachir**

Le : 10 septembre 2015

**Titre :**

---

**Etude de l'influence des paramètres de soudage sur la microstructure et le  
comportement mécanique des assemblages acier-aluminium obtenu par  
soudage à l'arc MIG-CMT.**

---

*JURY :*

A. CHEIKH	Professeur, Université de Tlemcen	Président
M. BENACHOUR	Maitre de conférence, Université de Tlemcen	Directeur de thèse
F. DESCHAUX-BEAUM	Professeur, Université Montpellier	Directeur de thèse
P. PAILLARD	Professeur, Polytec'Nantes	Rapporteur
M. BENGUEDIAB	Professeur, Université Sidi Belabbes	Rapporteur
P. PEYRE	Professeur, Arts et Métiers ParisTech	Examineur
B. BOUCHOUICHA	Maitre de conférence, Université Sidi Belabbes	Examineur
O. COMPANY	Maitre de conférence, Université Montpellier	Examineur

---

---

# REMERCIEMENTS

Cette thèse a été réalisée à temps équivalent entre le Laboratoire de Mécanique et Génie Civil (LMGC) et le Laboratoire d'Ingénierie des Systèmes Mécanique et Matériaux (IS2M). Elle s'inscrit dans le cadre d'une cotutelle entre l'université Abou Bekr Belkaid-Tlemcen (Algérie) et l'université de Montpellier (France). Le financement de la mobilité en France a été pris en charge par le programme Erasmus Mundus " Averroès 4 " sous forme d'une bourse d'excellence. A ce titre je tiens à remercier Mesdames PEZERIL Maggy et GONZALEZ BOUAB Ambar, les coordinatrices du programme, qui m'ont facilité les démarches de la mobilité et veillent à son bon déroulement. Je remercie aussi le comité de sélection du programme de m'avoir fait confiance et me donner l'occasion de vivre cette belle aventure.

Mes sincères remerciements vont évidemment à mes directeurs de thèse, le professeur Frédéric DESCHAUX-BEAUME et le docteur Mustapha BENACHOUR pour leur soutien inestimable, la confiance qu'ils m'ont accordée et qui ont su se rendre disponibles tout au long de ce travail de thèse. Je les remercie pour les conseils précieux et les discussions enrichissantes durant cette période.

Je souhaite exprimer ma gratitude aux membres de jury : Monsieur CHEIKH Abdelmadjid d'avoir accepté de présider mon jury de thèse, Messieurs PAILLARD Pascal et BENGUEDIAB Mohamed qui ont accepté d'être rapporteurs de cette thèse et Messieurs PEYRE Patrice, COMPANYY Olivier et BOUCHOUICHA Benattou, les examinateurs de ma thèse. Merci à tous pour le temps pris pour la lecture ce document.



---

Je remercie vivement les directeurs successifs du laboratoire LMGC, Messieurs ALART Pierre, EL-YOUSSOUFI Moulay Said et PAGANO Stéphane de m'avoir accepté au sein de leur unité de recherche. Un grand remerciement à l'ensemble du personnel du laboratoire qui a fourni à chacun les meilleures conditions de travail. J'adresse mes remerciements chaleureux à l'équipe Assemblages Soudés : FRAS Gilles, Cyril BORDREUIL, Fabien SOULIER, Sébastien ROUQUETTE pour leur accueil chaleureux, leurs encouragements et conseils avisés et qui me faisaient partager leur expérience.

Je n'oublierai pas évidemment CERVELIN Denis pour ses conseils techniques, WATRISSE Bertrand pour la réalisation des essais de traction et de fatigue, FERNANDEZ Frédéric pour les analyses MEB, BOYER Bernard pour les analyses microsonde et PEYRE Patrice pour la réalisation des essais de LASAT. Je remercie infiniment le personnel du département GMP de l'IUT de Nîmes avec qui j'ai partagé mon quotidien avec de la bonne humeur pendant mon séjour à l'établissement. Je tiens à remercier vivement l'équipe de formation GMP de l'université de Tlemcen et particulièrement Monsieur SEBAE Fethi qui m'a proposé de m'orienter vers l'axe de recherche de soudage.

Comment ne pas citer ceux qui m'ont accepté pour finir ma thèse parmi eux, mes vifs remerciements à mes amis doctorants CHIOCCA Alexis, MONIER Romain et UNNIKRISHNAKURUP Sreedhar de l'équipe Assemblages Soudés et GUENANOU Ahmed et BENSAID Ismail du laboratoire IS2M. Mes remerciements vont également à mes collègues rencontrés au laboratoire LMGC.

Ma reconnaissance s'adresse exceptionnellement à ma famille pour son soutien irremplaçable et sans faille durant tout mon cursus d'étude.

A la fin, je tiens à remercier toutes personnes ayant contribué au bon déroulement de ce travail et que j'ai oublié injustement de citer.

---

# TABLE DES MATIÈRES

<b>Introduction</b>	<b>9</b>
<b>I Recherche bibliographique</b>	<b>13</b>
I.1 Généralités sur le soudage . . . . .	13
I.1.1 Bref historique du soudage . . . . .	13
I.1.2 Définitions et classification des procédés de soudage . . . . .	14
I.1.3 Les procédés de soudage à l'arc . . . . .	17
I.1.4 Transformations subies lors du soudage par fusion . . . . .	18
I.2 Le procédé de soudage MIG . . . . .	19
I.2.1 Technologie du procédé . . . . .	19
I.2.2 L'arc électrique . . . . .	20
I.2.3 Les principaux modes de transfert de métal en MIG . . . . .	21
I.2.4 Développement récents du procédé MIG . . . . .	25
I.3 La liaison acier/aluminium . . . . .	28
I.3.1 Les composés intermétalliques formés . . . . .	29
I.3.2 Mécanismes et cinétique de croissance des intermétalliques . . . . .	31
I.3.3 Contrôle de la croissance de la couche de réaction . . . . .	33
I.4 Procédés de soudage acier/aluminium . . . . .	36
I.4.1 Assemblage par procédé laser . . . . .	36
I.4.1.1 Soudage laser par transparence . . . . .	36

I.4.1.2	Soudo-brasage laser . . . . .	39
I.4.2	Soudage et soudo-brasage à l'arc . . . . .	43
I.4.3	Assemblage par procédé MIG-CMT . . . . .	48
I.5	Synthèse . . . . .	50
<b>II</b>	<b>Caractérisation expérimentale du procédé CMT</b>	<b>53</b>
II.1	Dispositif expérimental . . . . .	54
II.1.1	Plateforme de soudage . . . . .	54
II.1.2	Poste de soudage . . . . .	55
II.1.3	Acquisition des paramètres électriques et de la vitesse de dévidage du fil . . . . .	56
II.1.4	Visualisation du transfert de métal . . . . .	57
II.2	Matériaux utilisés et géométrie des éprouvettes . . . . .	59
II.2.1	L'acier galvanisé . . . . .	59
II.2.2	Le métal d'apport . . . . .	60
II.2.3	Les éprouvettes . . . . .	60
II.3	Analyse du transfert de métal en CMT . . . . .	61
II.3.1	Analyse des formes d'onde du cycle électrique . . . . .	62
II.3.2	Etude du transfert de métal . . . . .	64
II.4	Influence des paramètres de la forme d'onde sur le transfert . . . . .	68
II.4.1	Description des paramètres caractérisant la forme d'onde . . . . .	68
II.4.2	Evolution des paramètres de la forme d'onde et de la puissance pour les différents essais . . . . .	70
II.4.3	Evolution du transfert de métal pour les différents essais . . . . .	77
II.4.4	Mouillage du métal déposé et épaisseur d'intermétallique formé . . . . .	79
II.4.5	Discussion . . . . .	83
II.5	Conclusion . . . . .	87
<b>III</b>	<b>Caractérisation métallurgique des assemblages acier/aluminium</b>	<b>89</b>
III.1	Elaboration des assemblages . . . . .	90
III.1.1	Les matériaux . . . . .	90
III.1.2	Configuration de l'assemblage acier/aluminium . . . . .	91

III.1.3	Choix des paramètres opératoires . . . . .	92
III.1.4	Préparation des échantillons pour l'étude métallurgique . . . . .	94
III.2	Observation des cordons . . . . .	95
III.2.1	Aspect visuel des cordons . . . . .	95
III.2.2	Macrographies des coupes transverses des cordons . . . . .	97
III.2.3	Caractérisation métallurgique des assemblages . . . . .	104
III.3	Composition chimique des cordons et des couches de réaction . . . . .	109
III.4	Conclusion . . . . .	114
<b>IV</b>	<b>Caractérisation mécanique des assemblages acier/aluminium</b>	<b>115</b>
IV.1	Description des essais de traction monotone et de fatigue . . . . .	116
IV.1.1	Les éprouvettes d'essais . . . . .	116
IV.1.2	Conditions d'essais . . . . .	116
IV.2	Comportement en traction monotone quasi-statique des assemblages . . . . .	119
IV.2.1	Comportement en traction monotone quasi-statique des assemblages	119
IV.2.2	Caractérisation des assemblages acier/aluminium 1050 . . . . .	120
IV.2.3	Caractérisation des assemblages acier/aluminium 6016-T4 . . . . .	121
IV.3	Comportement en fatigue des assemblages . . . . .	129
IV.3.1	Choix des conditions d'essai . . . . .	129
IV.3.2	Analyse des courbes de fatigue . . . . .	130
IV.3.3	Analyse de la rupture . . . . .	138
IV.4	Caractérisation de la résistance des interfaces acier/ aluminium . . . . .	140
IV.4.1	Principe de l'essai d'adhérence par choc laser . . . . .	141
IV.4.2	Conditions opératoires et caractéristiques de la modélisation . . . . .	142
IV.4.3	Validation du modèle numérique . . . . .	144
IV.4.4	Résultats des essais de choc laser sur assemblages . . . . .	146
IV.5	Conclusion . . . . .	150
<b>V</b>	<b>Etude du transfert de chaleur en CMT</b>	<b>151</b>
V.1	Mesure des températures . . . . .	152
V.1.1	Description des essais . . . . .	152
V.1.2	Résultats . . . . .	153

V.2	Modèle analytique de l'évolution des températures . . . . .	155
V.2.1	Modèle de Rosenthal . . . . .	155
V.2.2	Comparaison des résultats issus du modèle analytique . . . . .	157
V.3	Modélisation numérique du soudage . . . . .	161
V.3.1	Modèle numérique . . . . .	161
V.3.1.1	Résolution numérique de l'équation de la chaleur . . . . .	161
V.3.1.2	Maillage . . . . .	162
V.3.1.3	Modélisation de la source de chaleur . . . . .	163
V.3.1.4	Conditions aux limites . . . . .	165
V.3.1.5	Modélisation des propriétés thermiques de l'acier . . . . .	166
V.3.2	Modélisation de la croissance de la couche de réaction . . . . .	167
V.3.3	Résultats . . . . .	168
V.4	Conclusion . . . . .	176
<b>Conclusion et perspectives</b>		<b>181</b>
<b>Annexe</b>		<b>183</b>
<b>Bibliographie</b>		<b>190</b>
<b>Liste des figures</b>		<b>199</b>
<b>Liste des tableaux</b>		<b>202</b>

---

# INTRODUCTION

Les évolutions réglementaires qui ont vu le jour au cours de la dernière décennie pour lutter contre le réchauffement climatique et la pollution ont conduit les industries manufacturières à développer des procédés de production et des produits plus économes en énergie. Dans le domaine de la construction automobile en particulier, de nouvelles normes environnementales entrées en vigueur dans l'union européenne imposent aux constructeurs de limiter les émissions de CO<sub>2</sub> des véhicules produits. Pour remplir ces exigences, l'une des solutions adoptées consiste à réduire le poids des véhicules. Cet objectif est notamment atteint en remplaçant pour certains éléments l'acier par des métaux légers tels que l'aluminium, et en utilisant pour les parties les plus sollicitées des aciers à plus hautes caractéristiques mécaniques, ce qui permet de réduire leurs épaisseurs. De tels changements nécessitent alors de développer des solutions d'assemblage entre ces différents matériaux. Si les assemblages de matériaux de natures différentes par procédé mécanique, comme le rivetage ou le "clinchage" ne présentent pas de grosses difficultés, les techniques d'assemblage par soudage en revanche, très utilisées dans la construction automobile, posent encore de nombreux problèmes lorsque l'on veut assembler de l'acier avec de l'aluminium.

De manière générale, ce sont les procédés de soudage par fusion, dont ceux rencontrés dans l'industrie automobile, tels que le soudage par résistance, le soudage laser ou le soudage à l'arc MIG/MAG, qui posent le plus de problèmes dans le cas de matériaux différents. Pour l'assemblage de l'acier avec l'aluminium, ces problèmes sont liés aux

propriétés physiques très différentes des matériaux (conductivité thermique, température de fusion, coefficient de dilatation thermique...), et surtout à la grande réactivité de ces matériaux, qui conduit lorsqu'ils sont mis en contact à haute température à la formation de composés intermétalliques très durs et fragiles. Les liaisons ainsi formées présentent alors généralement de très faibles caractéristiques mécaniques.

De nombreux travaux ont été menés pour tenter d'améliorer les caractéristiques mécaniques des assemblages acier/aluminium obtenus par soudage par fusion, en jouant d'abord sur la limitation des temps et des températures d'interaction des deux matériaux, pour tenter de limiter les épaisseurs de composés intermétalliques formés. La technique de soudo-brasage laser "à clin", consistant à placer une tôle d'aluminium sur une tôle d'acier en créant une zone de recouvrement, et à faire fondre à l'aide d'un laser la tranche de la tôle d'aluminium ainsi qu'un métal d'apport à faible point de fusion (généralement un alliage d'aluminium) pour les faire s'écouler sur la surface de l'acier resté solide, permet ainsi de générer des liaisons acier/aluminium avec une couche de composés intermétalliques de faible épaisseur. Plus récemment, des procédés de soudage à l'arc MIG (Metal Inert Gas) améliorés, comme le nouveau procédé Cold Metal Transfert (CMT) développé par la société Fronius, ont été testés dans la même configuration et permettent d'obtenir des couches de réaction encore plus minces. Le procédé CMT est un procédé de soudage à l'arc avec fil électrode fusible, qui consiste à contrôler de manière très précise l'énergie de l'arc électrique en utilisant une forme d'onde de courant particulière, de manière à limiter le volume et la température de la goutte de métal fondu formée à l'extrémité du fil d'apport (en aluminium dans le cas de l'assemblage acier-aluminium), et à le dévider sur les pièces à assembler de manière alternative pour effectuer un dépôt goutte par goutte. Il est alors possible de limiter la température, et donc la croissance des intermétalliques fragiles dans le cas du soudage acier/aluminium. L'influence des nombreux paramètres de ce procédé définissant la forme d'onde du courant et le cycle de dévidage du fil d'apport, sur les phénomènes de transfert de matière et de chaleur dans le métal de base est cependant encore très mal connue.

Le travail présenté dans ce mémoire a été réalisé dans le cadre d'une thèse en cotutelle entre l'université de Tlemcen (Algérie) et l'université Montpellier 2 (France). Il porte sur la compréhension du procédé CMT et son utilisation pour la réalisation d'assemblages de

---

tôles d'aluminium avec des tôles d'acier galvanisé. Le premier chapitre de ce mémoire est consacré à l'étude de la littérature concernant les procédés de soudage et les principes de réglage et de contrôle des énergies en soudage à l'arc, notamment avec les dernières évolutions de ces procédés, ainsi que la problématique de la liaison acier-aluminium, et les techniques de soudage employées pour réaliser de tels assemblages.

Le second chapitre porte sur la caractérisation du procédé de soudage retenu, le procédé CMT, qui compte de très nombreux paramètres réglables permettant d'ajuster la forme d'onde de courant de soudage, et donc de modifier les mécanismes de transfert de matière et d'énergie lors de l'assemblage, dans le but d'identifier les paramètres les plus influents.

Le troisième chapitre présente les assemblages de tôles d'aluminium sur tôle d'acier galvanisé réalisés avec différents jeux de paramètres de soudage, et leur caractérisation métallurgique.

Le quatrième chapitre est consacré à la caractérisation mécanique des assemblages, à travers des essais de traction monotone et de fatigue, et à la caractérisation des interfaces acier/aluminium à travers des essais d'adhérence par choc laser.

Enfin, le cinquième et dernier chapitre s'intéresse aux phénomènes de transfert thermique, qui sont assez complexes dans le cas du procédé CMT en raison de la forme d'onde et du dévidage alterné du fil d'apport, dans le but de relier les paramètres procédé à la quantité de chaleur transmise aux pièces au cours du soudage.





---

---

# CHAPITRE I

---

## RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE

### **I.1 Généralités sur le soudage**

Il existe aujourd'hui de nombreux procédés de soudage répondant à la très grande variété d'assemblages à réaliser et aux caractéristiques des métaux utilisés. A l'heure actuelle, le soudage compte parmi les modes d'assemblage les plus répandus dans l'industrie du fait de son efficacité et de sa fiabilité pour réaliser des assemblages indémontables, notamment dans l'univers de la construction mécanique, pour fabriquer des bateaux, trains, avions, fusées, automobiles, ponts, tuyauteries, réservoirs et tant d'autres choses qui ne sauraient être construites sans le recours au soudage.

#### **I.1.1 Bref historique du soudage**

Avant la naissance du soudage au 19<sup>me</sup> siècle et son passage rapide aux mains des techniciens, l'assemblage des matériaux était réalisé principalement par forgeage. Les premières techniques de soudage utilisaient l'électricité comme source d'énergie, tel que le soudage à l'arc avec électrode enrobée, dont l'invention date de 1904, ou le soudage par résistance. Vers la même période, l'arrivée du soudage oxyacétylénique (soudage aux gaz), utilisant l'acétylène et l'oxygène pour produire une flamme dont la température atteint 3100°C, permet de constituer un joint entre les parties à assembler par mélange du

métal à l'état liquide puis solidification.

En 1930, l'introduction de fils-électrodes fusibles facilite l'automatisation de l'apport de métal, et conduit au développement du procédé de soudage à l'arc submergé. Dès 1940, des scientifiques américains ont essayé de maintenir l'arc électrique, amorcé à l'aide d'une électrode non fusible en tungstène, au sein d'un gaz inerte afin de protéger le métal chauffé de l'oxydation, ce qui conduit au développement du procédé TIG (Tungsten Inert Gas). Le procédé MIG (Metal Inert Gas) apparaît quelques années plus tard, vers 1950. Il utilise comme électrode un fil de métal d'apport fusible à dévidage continu et de l'argon ou de l'hélium comme gaz de protection. Le remplacement de ces gaz par du CO<sub>2</sub> donne ensuite naissance du procédé MAG (Metal Active Gas). L'invention du soudage par faisceau d'électrons, en 1958, permet de souder en une seule passe de fortes épaisseurs, grâce à la vaporisation localisée du métal qui permet de réaliser des joints étroits et profonds. Avec l'introduction du procédé laser dans les années 1980, les opérations de soudage deviennent encore plus rapides [1, 2].

### **I.1.2 Définitions et classification des procédés de soudage**

Dans sa définition la plus générale, le soudage consiste à réunir de façon permanente deux ou plusieurs éléments, en assurant la continuité de la matière des parties assemblées soit par chauffage, soit par pression, soit par combinaison de l'un et l'autre, avec ou sans emploi d'un matériau d'apport. L'utilisation d'un métal d'apport répond à deux besoins : il permet d'une part de combler le jeu entre les pièces assemblées, et d'autre part de changer la composition chimique et la structure cristalline de la zone fondue afin d'obtenir les performances recherchées. De manière générale, le terme « soudage » désigne l'ensemble des techniques mises en œuvre pour la réalisation d'un assemblage, et celui de « soudure » désigne le joint formé [3, 4].

Le champ d'application du soudage ne se limite pas aux matériaux métalliques puisque l'on soude du verre, des céramiques ou des matières plastiques. Dans le cas le plus courant des matériaux métalliques, on peut distinguer le soudage autogène (assemblage de deux matériaux de base de même composition sans métal d'apport), le soudage homogène (les deux matériaux de base et le métal d'apport sont de même nature), et le soudage hétérogène (l'un au moins des trois matériaux, d'apport ou de base, est différent des autres)

[1]. On associe aussi souvent au soudage deux autres techniques d'assemblage voisines, faisant appel à des mécanismes physiques de liaison de natures différentes [2] :

- **le brasage** consiste à lier les surfaces de deux pièces métalliques dans un joint à recouvrement avec jeu contrôlé (inférieur à 0,5 mm) par capillarité d'un métal d'apport fondu. Le métal d'apport utilisé doit avoir un point de fusion inférieur à celui des métaux de base, qui ne fondent pas pendant l'opération ;
- **le soudo-brasage** se rapproche du soudage par son mode opératoire (le joint est réalisé en position bout à bout ou en angle), et du brasage par l'utilisation d'un métal d'apport dont la température de fusion est plus basse que celle de l'un au moins des métaux de base.

Il existe de nombreux procédés de soudage dont les principes et la mise en œuvre sont très différents. La classification de ces différents procédés (Figure I.1) peut s'effectuer selon le mode d'apport de l'énergie nécessaire pour réaliser la jonction. Pour certains, l'assemblage est obtenu par fusion locale des éléments à assembler, sans action mécanique volontaire, en utilisant une source de chaleur telle qu'une flamme ou un arc électrique. Pour d'autres, la continuité métallique est obtenue par une action mécanique (frottement, pression), éventuellement associée à une fusion ou un échauffement localisé.

**Soudage par pression :** Cette catégorie regroupe tous les procédés de soudage dans lesquels on obtient une soudure, en général sans métal d'apport, par l'application d'une pression ou d'une friction suivie d'une pression, suffisante pour provoquer une déformation plastique à froid ou à chaud, assurant la continuité atomique entre les bords de la soudure.

**Soudage par pression et fusion :** On retrouve dans cette catégorie le procédé de soudage par étincelage, qui consiste à fondre les surfaces à assembler à l'aide d'une décharge électrique avant d'appliquer une pression de contact, et surtout les procédés de soudage par résistance, pour lesquels le contact électrique entre les pièces est assuré par l'application d'une pression à l'aide d'électrodes de géométries variables, qui permettent ensuite de faire passer un courant de forte intensité à l'endroit du contact entre les pièces, entraînant par effet joule leur fusion.

**Soudage par fusion sans pression :** La technique de soudage par fusion, la plus courante, consiste à fondre les bords des pièces à assembler, sans application de pres-

sion volontaire, à l'aide d'une source d'énergie produite par une flamme, un arc électrique ou un faisceau de particules. Le métal des deux pièces se mélange alors à l'état liquide, et constitue après solidification la soudure. Cette famille comprend un grand nombre de procédés, parmi lesquels les procédés de soudage à l'arc, qui sont les plus utilisés.

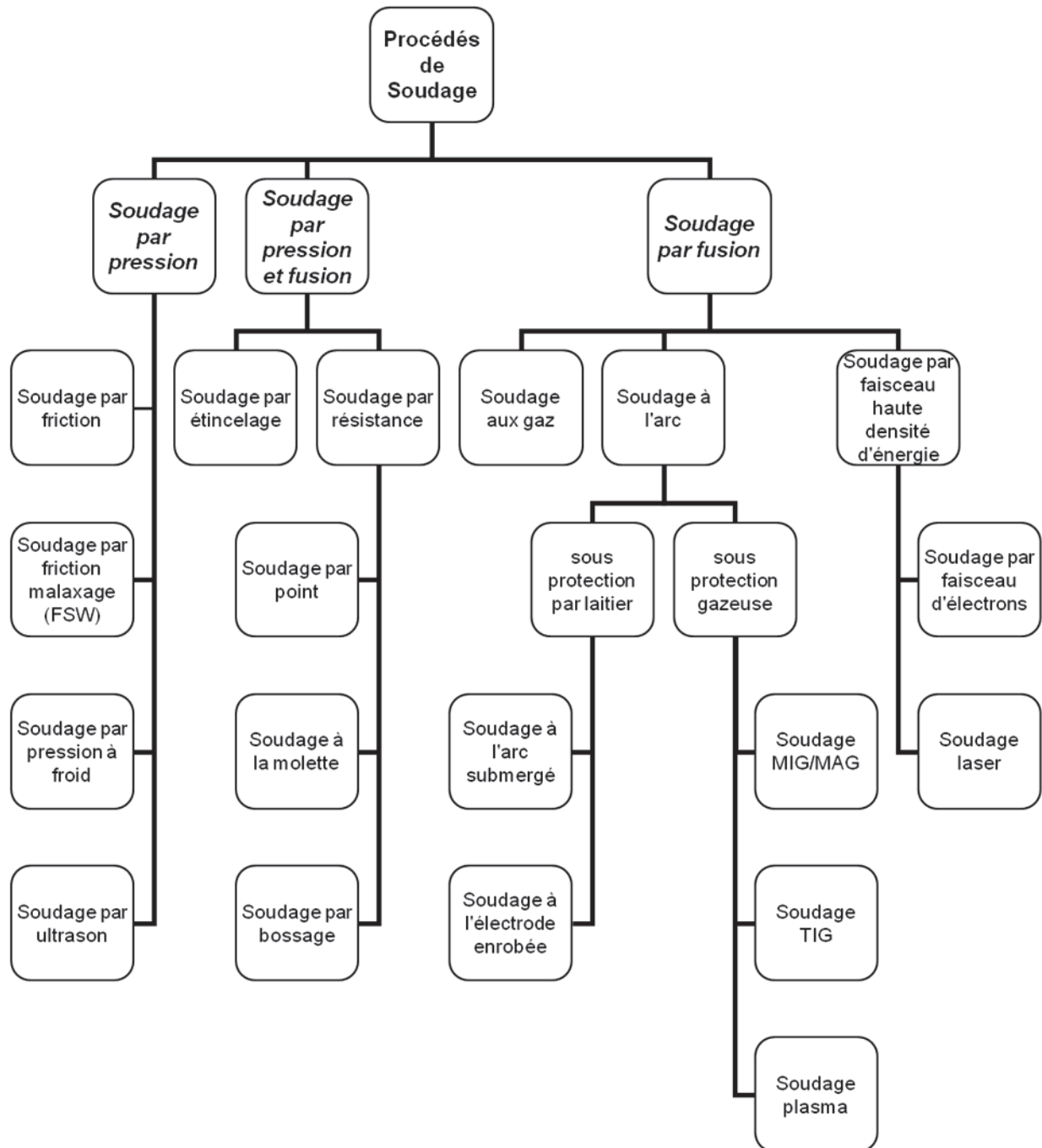


FIGURE I.1: Classification des procédés de soudage.

### I.1.3 Les procédés de soudage à l'arc

Le soudage à l'arc est un terme générique qui caractérise l'ensemble des procédés de soudage utilisant un arc électrique comme source de chaleur pour fondre et lier les matériaux métalliques. On retrouve dans cette famille quatre principaux procédés, qui se distinguent par des natures différentes d'électrodes (baguette ou fil fusible, électrode réfractaire) et par la nature du milieu protecteur vis-à-vis de l'atmosphère ambiante (laitier ou gaz).

**Soudage à l'électrode enrobée :** L'électrode enrobée est formée d'une âme métallique constituant le métal d'apport, de composition généralement proche de celle des matériaux constituant les pièces à souder, entourée d'un enrobage, de nature différente selon la qualité de soudure recherchée (oxydant, acide, basique, cellulosique ou rutile). L'enrobage a pour but de faciliter l'amorçage de l'arc, d'empêcher le métal de la soudure de s'oxyder au contact de l'air ambiant en formant un laitier protecteur, et de stabiliser et guider l'arc grâce à un retard à la fusion par rapport à l'âme de l'électrode.

**Soudage à l'arc submergé ou sous flux en poudre :** Ce procédé utilise comme électrode un fil métallique fusible se déroulant de façon continue. Un flux en poudre est amené au niveau de l'extrémité du fil électrode, et recouvre totalement l'arc électrique. Sous la chaleur de l'arc, le flux fond en partie et forme un laitier qui recouvre le cordon et le protège de l'oxydation.

**Soudage à électrode de tungstène non fusible (Tungsten Inert Gas, TIG) :** Dans ce procédé souvent utilisé dans la construction aéronautique, l'électrode, non fusible, est constituée d'un matériau réfractaire, généralement du tungstène pur ou thorié (allié à 1 ou 2 % de thorium), qui permet de maintenir un arc très stable. L'électrode est fixée au centre d'une torche de soudage dotée d'une arrivée annulaire de gaz inerte (argon ou hélium) protégeant la soudure de l'oxydation à haute température. Un métal d'apport peut être utilisé, sous la forme d'une tige métallique amenée manuellement ou automatiquement dans le bain fondu.

**Soudage sous flux gazeux avec électrode fusible (MIG/MAG) :** L'arc est entretenu entre le métal à souder et un fil-électrode fusible entraîné automatiquement depuis

un dévidoir, qui fournit le métal d'apport nécessaire à la réalisation de la soudure. La zone chauffée est protégée par un gaz inerte canalisé par la buse de soudage (on parle alors de soudage MIG, Metal Inert Gas). Dans le cas des aciers, on peut aussi utiliser un gaz actif (on parle alors de soudage MAG, Metal Active Gas), généralement du  $\text{CO}_2$  ou un mélange argon- $\text{CO}_2$ , qui améliore la pénétration de la soudure. C'est une variante du procédé MIG que nous retiendrons pour réaliser les assemblages de cette étude.

### I.1.4 Transformations subies lors du soudage par fusion

L'apport de chaleur étant très localisé avec la plupart des procédés de soudage par fusion, des gradients de température importants sont observés, et la température maximale atteinte diminue lorsque l'on s'éloigne de la zone centrale de la soudure. Quelque soit le procédé de soudage par fusion, la structure typique d'une soudure est composée de quatre zones principales (Figure I.2).

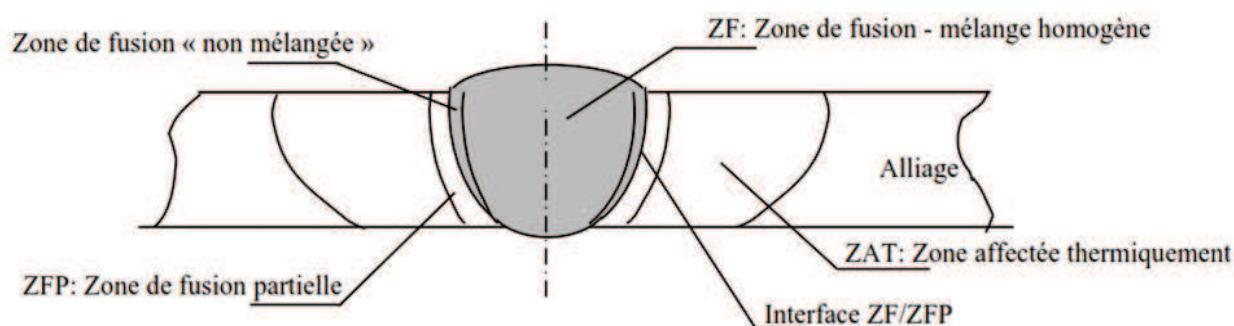


FIGURE I.2: Les différentes zones caractéristiques d'une soudure par fusion [4].

**La zone fondue (ZF)** La région centrale de l'assemblage, qui a été portée au-dessus de la température de liquidus du matériau, passe à l'état liquide puis se solidifie en refroidissant. Sa composition chimique après solidification dépend principalement des compositions des métaux de base et d'apport et du cycle thermique subi, qui favorise plus ou moins la fusion des matériaux de base. Du fait de cinétiques de solidification et de refroidissement généralement très rapides, la composition n'est pas homogène dans cette zone, à cause notamment des phénomènes de ségrégation à la solidification. On peut parfois observer une zone "non mélangée" au bord de la

zone fondue, dans laquelle les mouvements de convection plus lents dans le métal liquide ont limité la dilution entre le métal déposé et le métal de base.

**La zone de liaison ou zone de fusion partielle (ZFP)** Cette zone directement adjacente la zone fondue a été chauffée jusqu'à une température comprise entre le liquidus et le solidus du matériau, et est donc partiellement fondue. En raison des forts gradients thermiques, elle est généralement très étroite.

**La zone affectée thermiquement (ZAT)** Cette zone, de largeur très variable selon les matériaux et les conditions de soudage, a été portée à une température inférieure au solidus du matériau, mais suffisante pour produire un changement de structure ou de taille de grain.

**Le métal de base** En dessous d'une certaine température, le matériau de base ne subit aucune modification microstructurale, et n'est donc pas affecté par l'opération de soudage.

## I.2 Le procédé de soudage MIG

### I.2.1 Technologie du procédé

Les principaux éléments constituant une installation de soudage MIG sont représentés sur la figure I.3. La bobine de fil-électrode (3), qui constitue aussi le métal d'apport, est placée dans un dévidoir motorisé (4) entraînant le fil vers la sortie de la buse à gaz (11) de la torche à travers la gaine guide-fil jusqu'au tube contact (9), relié à l'une des bornes du générateur de soudage. Une alimentation en gaz de protection est branchée sur le poste par l'intermédiaire d'une bouteille et d'un détendeur. En configuration manuelle (on parle alors de soudage semi-automatique car le dévidage de fil d'apport est automatique), le soudeur actionne la gâchette électrique de la torche, et le dévidage du fil-électrode commence jusqu'à ce qu'il entre en contact avec la pièce à souder, reliée à la seconde borne du générateur de soudage. Sous l'effet de la différence de potentiel imposée entre les bornes du générateur, un courant électrique traverse le fil électrode lorsqu'il entre en contact avec la pièce. Du fait de l'échauffement par effet joule, l'extrémité du fil fond puis se vaporise, produisant un plasma de vapeurs métalliques, remplacé par un plasma de gaz de soudage.



Une fois amorcé, l'arc électrique, constitué d'une colonne de gaz ionisé, doit être entre-tenu en maintenant un courant suffisant. On parle de polarité directe ou négative lorsque la torche est reliée à la borne négative (cathode) du générateur, et de polarité inverse ou positive lorsque l'électrode est l'anode. C'est cette dernière polarité qui est le plus souvent utilisée en soudage MIG. La longueur de la partie terminale du fil (2) située entre le tube contact et l'extrémité de l'arc électrique, couramment désignée par le terme anglais "stick-out", doit être suffisante pour éviter un échauffement excessif du tube contact par l'arc électrique. Le soudage MIG présente l'avantage d'être facilement automatisable et utilisable en robotique.

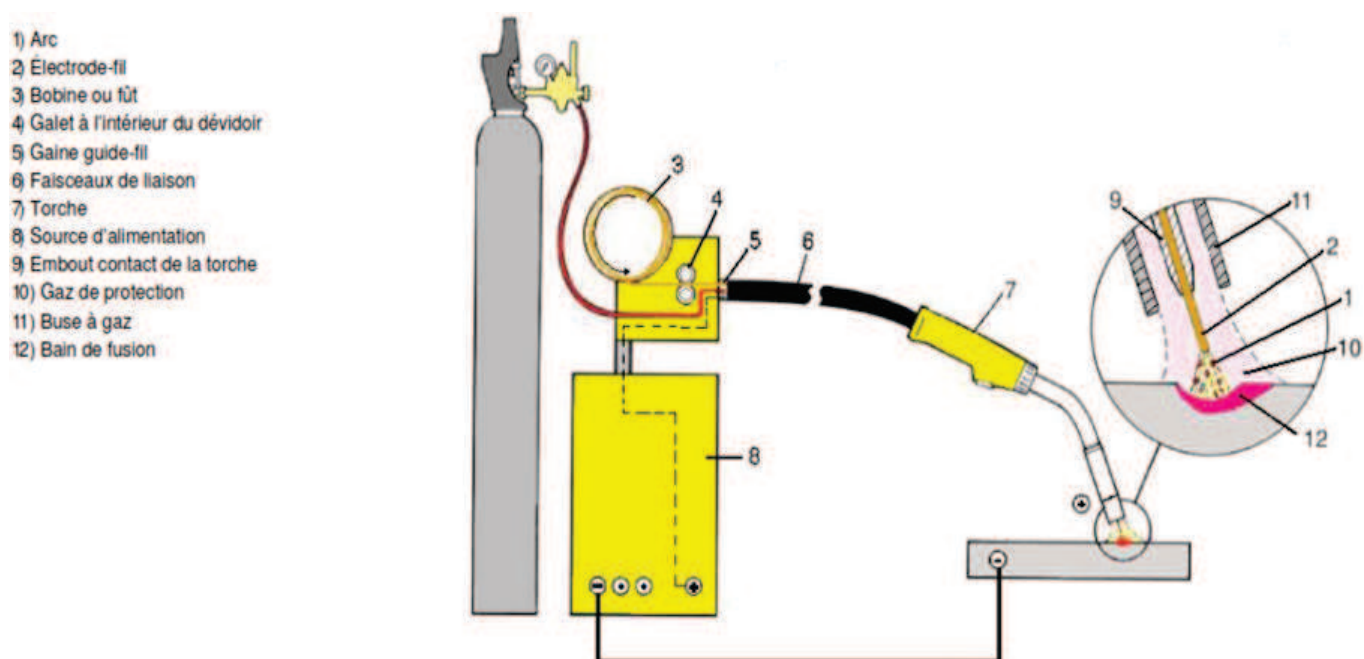


FIGURE I.3: Installation de soudage MIG [5].

## I.2.2 L'arc électrique

L'arc électrique est constitué d'une colonne de gaz ionisé qui est le siège de mouvements de particules chargées entre deux électrodes, portées à des potentiels différents adaptés [6]. L'arc électrique est composé de trois zones distinctes (Figure I.4).

La cathode est le siège d'une émission électronique d'autant plus importante que l'intensité du courant est élevée. Les électrons émis ionisent les atomes du gaz, formant des ions positifs ou négatifs, selon la nature des atomes. La zone cathodique, appelée " zone

de transition cathodique ", est le siège d'une chute de potentiel importante, associée à l'énergie d'extraction des électrons, qui dépend peu de l'intensité ou de la différence de potentielle totale entre les électrodes.

La partie centrale de l'arc électrique, la colonne d'arc, se comporte comme un conducteur gazeux. Le potentiel varie linéairement dans cette zone. Pour une hauteur d'arc fixée, la différence de potentiel dans la colonne d'arc est liée au potentiel d'ionisation du gaz.

Enfin, la zone de transition anodique, proche de l'anode, est également le siège d'une chute de potentiel, indépendante de la longueur de l'arc électrique. L'anode (généralement le fil d'apport en soudage MIG) est soumise au bombardement électronique et s'échauffe sous l'effet de la chaleur de condensation des électrons.

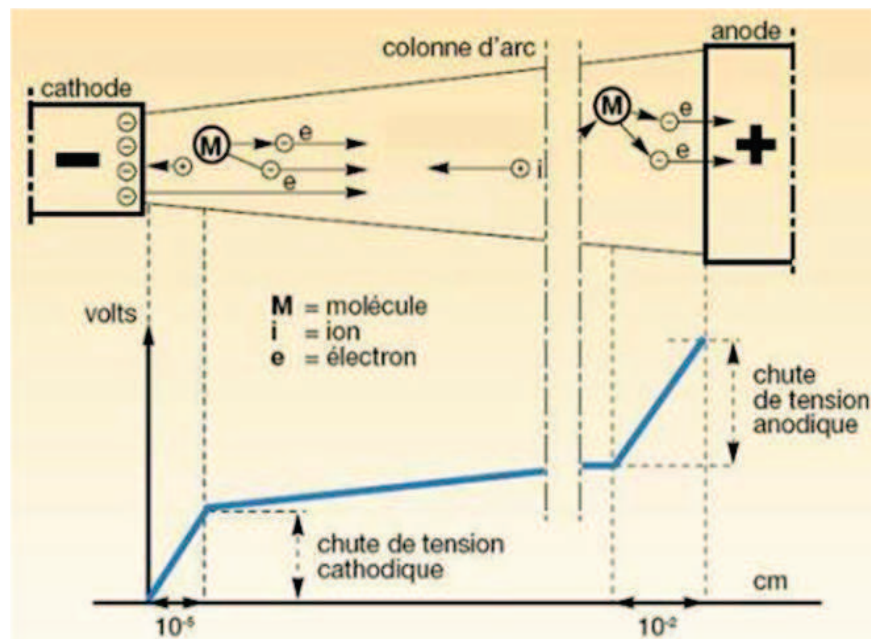


FIGURE I.4: Représentation schématique de l'arc électrique et de la variation de tension [7].

### I.2.3 Les principaux modes de transfert de métal en MIG

En soudage MIG, le métal d'apport fond à l'extrémité du fil et est ensuite "transféré" dans le bain fondu de la soudure. Selon le niveau d'énergie (tension et intensité), les mécanismes de transfert du métal d'apport fondu diffèrent. On retrouve généralement trois principaux modes de transfert en courant lisse.

**Transfert par court-circuit (short arc)** Pour de faibles intensités (50-200 A) et tensions (15-20 V) de soudage, l'arc formé est très court et le transfert de métal du fil électrode vers la pièce se fait de manière discontinue, par une succession très rapide de courts-circuits (50 à 200 par seconde) entre le fil et le bain de fusion (Figure I.5). La goutte formée sous l'effet du bombardement électronique de l'extrémité du fil et de l'échauffement par effet Joule de la partie terminale du fil grossit jusqu'à venir en contact avec le bain de fusion, produisant un court-circuit et l'extinction de l'arc. La tension chute alors, tandis que l'intensité augmente, produisant sous l'effet des forces de Lorentz un pincement de la partie liquide du fil métallique, dont la section diminue jusqu'au détachement de la goutte liquide. La tension augmente alors brusquement et l'intensité diminue à nouveau, et l'arc se rétablit jusqu'au court-circuit suivant. L'énergie apportée à la pièce étant assez limitée avec ce mode de transfert, il convient donc bien pour souder les tôles minces et réduire les déformations dues à l'échauffement.

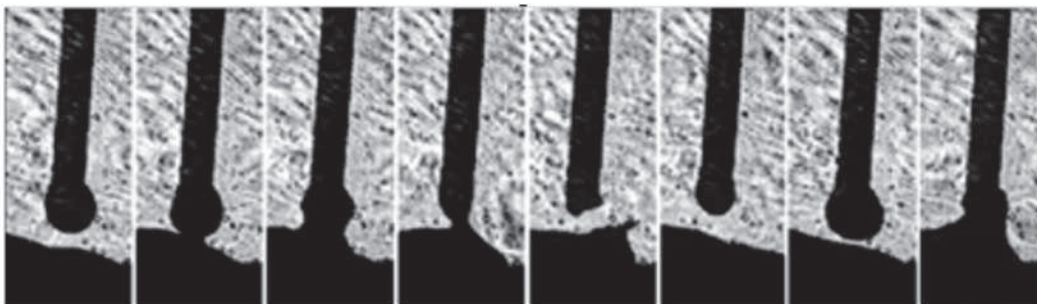
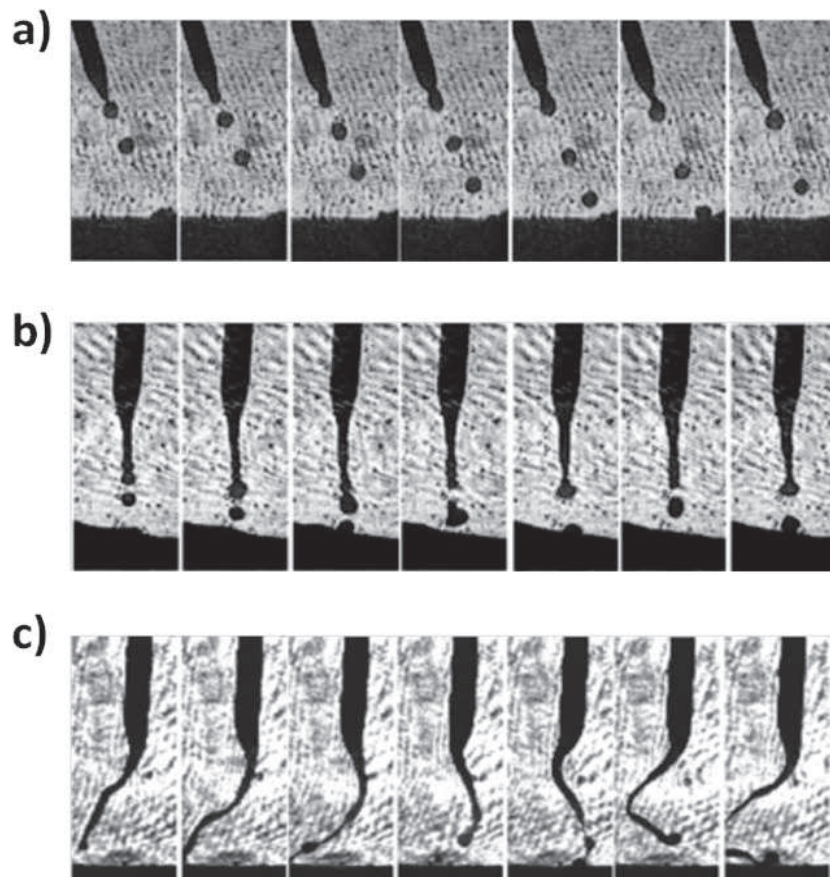


FIGURE I.5: Transfert par court-circuit [8].

**Transfert par pulvérisation (spray arc)** Pour des énergies de soudage plus élevées (intensité supérieure à 200 A et tension comprise entre 20 et 40 V), l'arc devient plus long et stable, et l'extrémité du fil fondu prend une forme conique allongée (Figure I.6). Sous l'effet de l'augmentation des forces électromagnétiques, le métal fondu subit un fort pincement qui conduit au détachement de fines gouttelettes, de diamètre inférieur ou égal à celui du fil, qui sont projetées à grande vitesse dans le bain de fusion en suivant l'axe du fil. On parle alors de transfert par pulvérisation axiale (Figure I.6a). Le cordon résultant est généralement plus large et plus pénétrant qu'en régime de transfert par court-circuit.

Si l'intensité du courant augmente encore, l'extrémité du fil-électrode peut prendre la forme d'une veine liquide droite (streaming spray) orientée vers le bain de fusion, au bout de laquelle de fines gouttelettes se forment et se détachent à une fréquence supérieure à celle rencontrée en régime de transfert par pulvérisation axiale (Figure I.6b).

Pour de très fortes intensités, la veine liquide devient de plus en plus fine et les forces électromagnétiques, très importantes, induisent un mouvement de rotation de la veine liquide, produisant beaucoup de projections (Figure I.6c). On appelle ce régime le transfert par veine liquide rotative (rotating spray).



**FIGURE I.6:** Transferts de métal par pulvérisation [8] : (a) Transfert par pulvérisation axiale, (b) Transfert par veine liquide droite, (c) Transfert par veine liquide rotative.

**Transfert globulaire (globular transfer)** Ce régime est obtenu avec une intensité inférieure à celle produisant le transfert par pulvérisation, et une tension supérieur à celle du transfert par court circuit. Il se caractérise par le transfert de larges gouttes de métal, de diamètre égal à 1,5 à 3 fois le diamètre du fil d'apport, à faible fré-

quence (1 à 10 gouttes par seconde). Les gouttes formées à l'extrémité du fil d'apport grossissent lentement jusqu'à leur détachement lorsque les effets de la gravité et des forces de Lorentz deviennent supérieurs aux forces de tension superficielle qui maintiennent la goutte au bout de fil (Figure I.7). La goutte suit alors une trajectoire irrégulière qui n'est pas toujours dans l'axe de l'arc. Ce mode instable génère de nombreuses projections et une faible profondeur de pénétration.

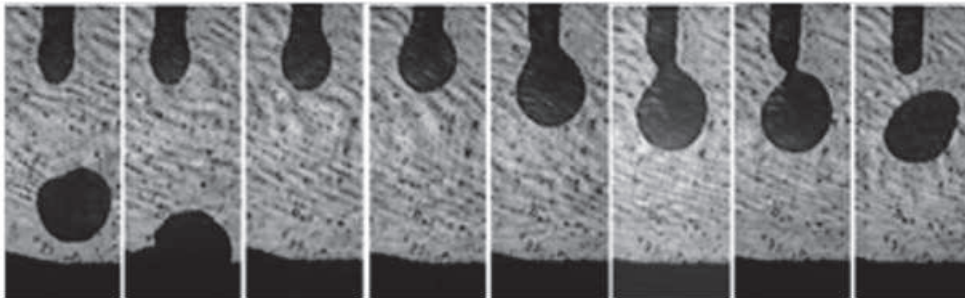


FIGURE I.7: Transfert globulaire [8].

La figure I.8 montre une cartographie des différents modes de transfert cités en fonction des intensités et tensions de soudage.

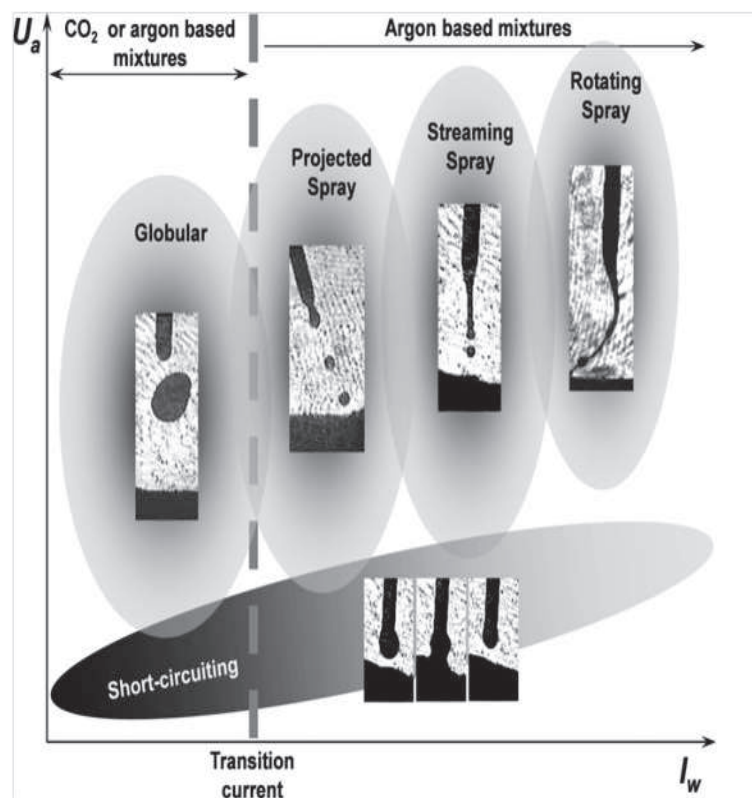


FIGURE I.8: Carte des modes de transfert de métal en soudage MIG [8].



Il faut ajouter à ces différents modes de transfert en courant lisse le transfert en régime de courant pulsé. Dans ce régime, une courte pulsation à haute intensité produit la fusion et le détachement par pincement électromagnétique d'une gouttelette de métal d'apport, qui transite ensuite dans l'arc sous un niveau d'intensité plus faible. Ce régime permet d'avoir un transfert aussi régulier qu'en régime de pulvérisation axiale (Figure I.6a), mais avec des niveaux d'énergie moyens plus faibles, ce qui permet de souder des pièces de faible épaisseur ou de minimiser les distorsions.

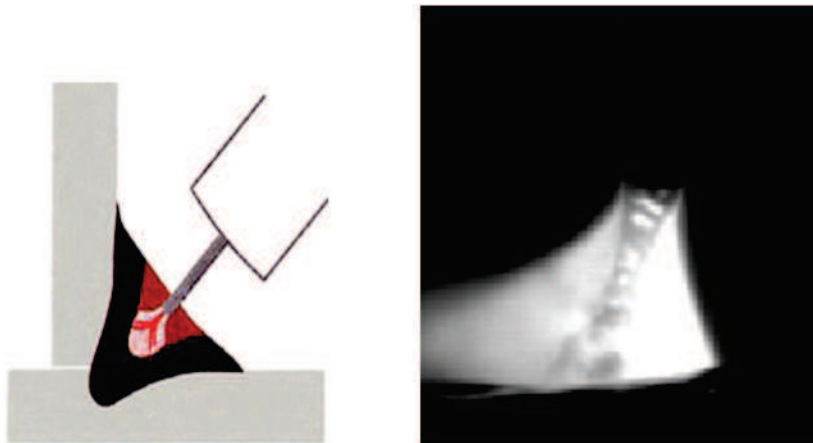
#### I.2.4 Développement récents du procédé MIG

Les développements récents du procédé MIG/MAG portent essentiellement sur l'amélioration du contrôle de la forme d'onde du générateur de soudage, pour augmenter la productivité du procédé et/ou élargir ses possibilités d'utilisation.

Le procédé T.I.M.E. (Transferred Ionised Molten Energy) est une variante à haute puissance du procédé MIG/MAG développée par la société Fronius. Il permet d'atteindre des taux de dépôt supérieurs de près de 30 % au MAG classique, ce qui autorise des vitesses de soudage plus élevées, en utilisant le transfert de métal par veine rotative grâce à une longueur de stick-out plus élevée (15 à 25 mm) et un mélange de gaz particulier à base d'argon et de gaz actif (argon/CO<sub>2</sub> ou argon/CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>/hélium) [9]. Le taux de dépôt de métal dépasse alors 8 kg/h, ce qui correspond à des vitesses de dévidage de fil au moins égales à 15 m/min pour un fil d'acier de diamètre 1,2 mm.

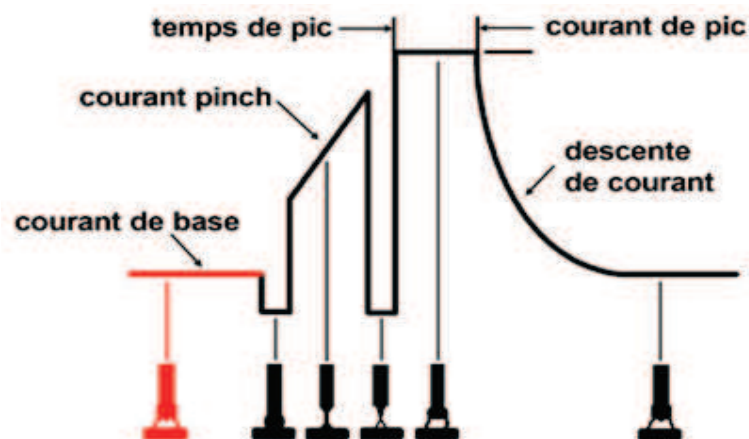
Le principe de la variante ForceArc est basé sur la forte limitation de la longueur de l'arc, de sorte que la pression exercée par le plasma sur le bain de fusion favorise la pénétration, tout en maintenant un faible apport calorifique pour minimiser les déformations (Figure I.9). Le transfert de métal se fait par pulvérisation axiale de gouttelettes de tailles fines à moyennes qui se succèdent à grande fréquence, entrecoupé de phases de court-circuit au cours desquelles la montée en intensité est régulée pour éviter l'augmentation excessive de la hauteur d'arc au moment du réamorçage [10, 11].

Plusieurs variantes du procédé MIG/MAG en régime de transfert par court-circuit contrôlé, permettant de limiter les projections au moment du réamorçage de l'arc et l'augmentation d'énergie associée, ont aussi été développées au cours des dernières années.



**FIGURE I.9:** Principe du procédé ForceArc et visualisation du transfert de métal [11].

Le procédé STT (Surface Tension Transfer), développé par la société Lincoln, est basé sur un contrôle précis de la forme d'onde du courant de soudage pour favoriser le mouillage puis la séparation de la goutte de métal lors du court-circuit, avec un faible apport calorifique. L'intensité chute au moment où le court-circuit s'établit (Figure I.10), pour permettre le mouillage de la goutte formée à l'extrémité du fil sur la pièce, sans interaction avec les forces électromagnétiques. Le courant augmente ensuite progressivement pour créer des forces électromagnétiques de pincement qui vont détacher le fil. Enfin, lorsque l'arc se rétablit, l'intensité diminue à nouveau pour stabiliser le bain, avant de passer par un pic de courant pour fondre l'extrémité du fil, et de redescendre à la valeur de base du courant, jusqu'au court-circuit suivant [12].



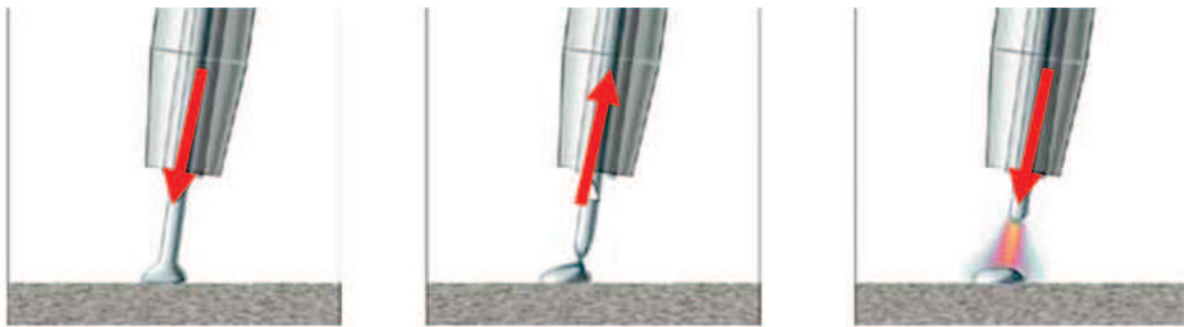
**FIGURE I.10:** Forme d'onde du courant de soudage associée au régime de transfert STT [12].

D'autres procédés, comme le Cold Arc développé par la société EWM [13], sont

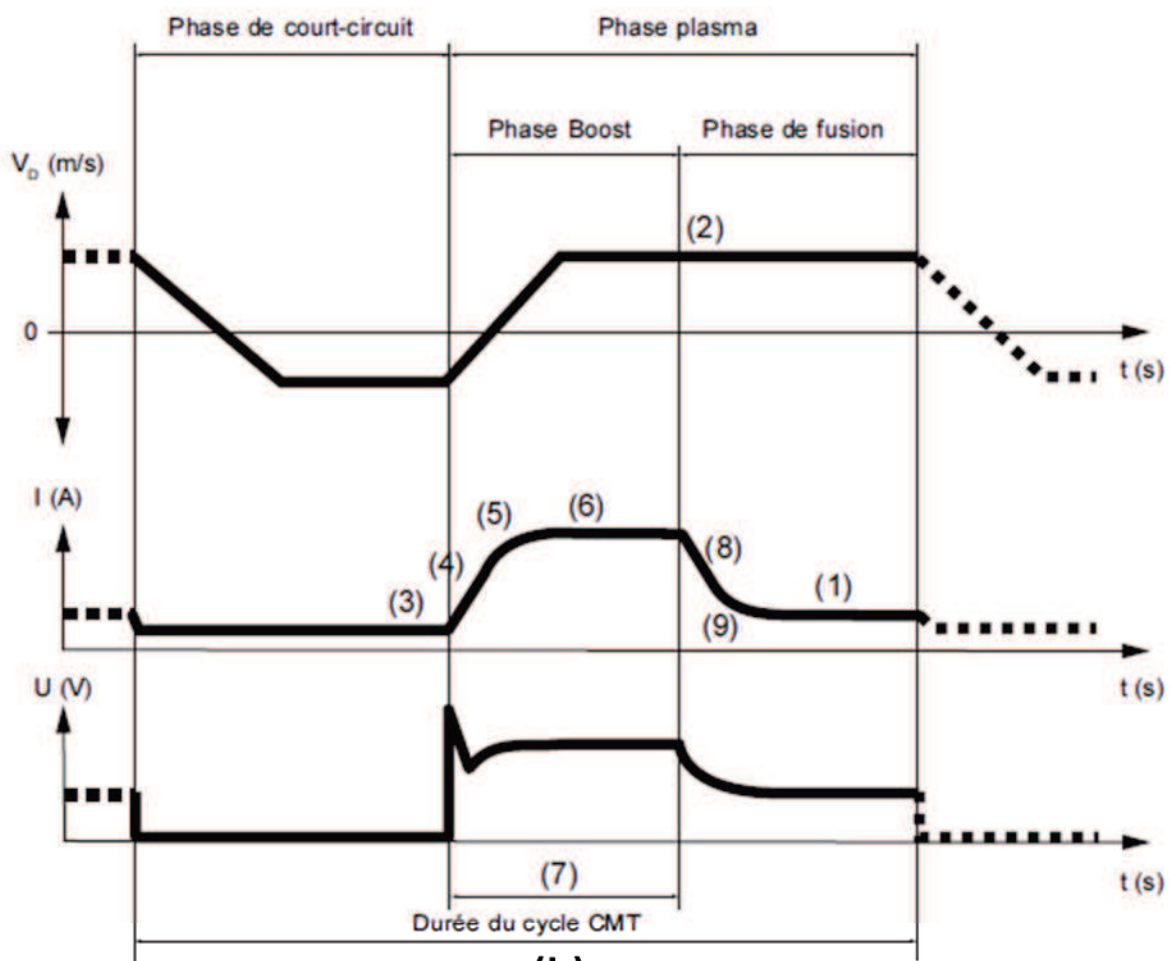
basés sur le même principe de contrôle de la forme d'onde du courant au moment du court-circuit, pour favoriser le détachement d'une goutte de métal sans projection et sous faible énergie. Ces variantes à faible énergie sont adaptées au soudage sans déformation de pièces de faible épaisseur, ainsi qu'aux passes de pénétration de pièces de plus forte épaisseur.

Le procédé qui semble cependant le plus prometteur pour contrôler l'apport d'énergie en soudage MIG/MAG est probablement le CMT (Cold Metal Transfer) développé par la société Fronius. Ce procédé associe un contrôle précis de la forme d'onde du courant de soudage et un dévidage alterné du fil d'apport (Figure I.11a), qui facilite le détachement des gouttes en court-circuit sans faire appel à des forces électromagnétiques de pincement, et donc à des intensités élevées. Au moment du court-circuit, l'intensité du courant est stabilisée à une valeur assez basse (Figure I.11b), et le mouvement du fil s'inverse, produisant le détachement d'une goutte de métal d'apport. L'intensité augmente alors jusqu'à une valeur de consigne, et le fil se stabilise, avant qu'il ne descende à nouveau sous une plus faible intensité, jusqu'au court-circuit suivant [14, 15].





(a)



(b)

FIGURE I.11: Formes d'ondes du courant  $I$  et de la tension  $U$ , et vitesse de dévidage du fil  $V_D$  lors d'un cycle de transfert de goutte avec le procédé CMT [16].

### I.3 La liaison acier/aluminium

Lorsque les deux matériaux sont mis en contact à haute température, la liaison entre acier et aluminium est toujours assurée par une couche de réaction, constituée de phases

intermétalliques de natures variables selon la composition des matériaux et les conditions de mise en contact. Nous décrivons ici les caractéristiques de l'interface formée lors de l'interaction entre l'acier solide et l'aluminium à l'état liquide.

### I.3.1 Les composés intermétalliques formés

La solubilité quasi nulle (0.05 %) du fer dans l'aluminium, apparente dans le diagramme de phase représenté sur la figure I.12 [17], entraîne après mise en contact des deux matériaux à haute température la formation de phases intermétalliques ( $\text{FeAl}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{FeAl}_2$ ,  $\text{FeAl}_3$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ) au niveau de l'interface de contact.

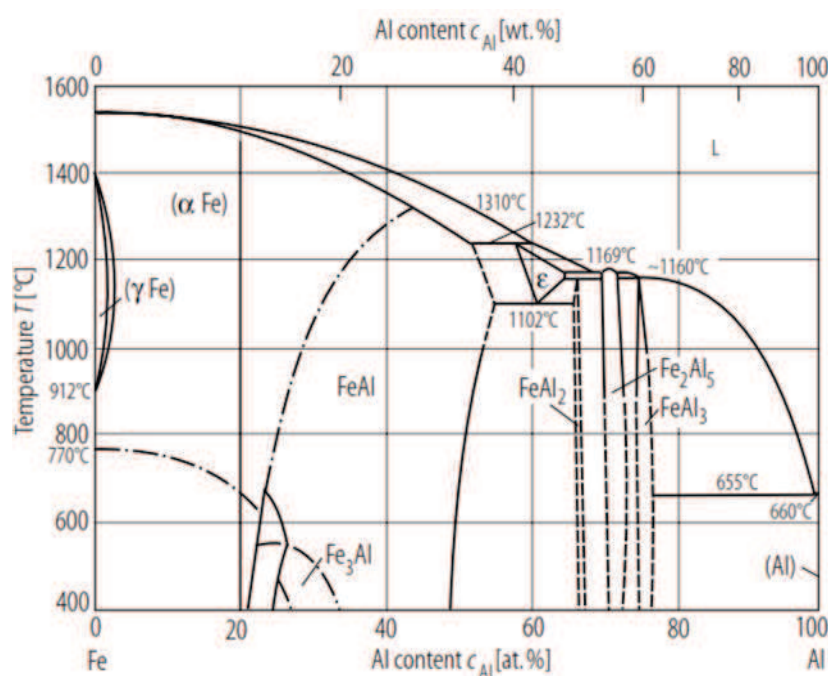


FIGURE I.12: Diagramme de phase Fe-Al [17].

La structure cristallographique des phases formées et leurs propriétés mécaniques sont très diverses, comme le montre le tableau I.1. Si tous les intermétalliques formés ont une dureté élevée et un comportement de type fragile ou semi-fragile, les plus riches en fer sont plus résistants et un peu moins fragiles (Figure I.13).

TABLE I.1 – Caractéristiques des différentes phases Fe-Al [18]

Phase	Symbole	Structure cristallographique	Domaine de stabilité (% Al)	Densité (kg/mm <sup>3</sup> )	Dureté (HV)
Fe solide	-	CC	0-45	7.8	-
$\gamma$ Fe	-	CFC	0.13	7.8	-
FeAl	$\beta_2$	CC	23-55	5.58	400-520
Fe <sub>3</sub> Al	$\beta_1$	Do <sub>3</sub>	23-34	6.72	250-350
FeAl <sub>2</sub>	$\zeta$	Triclinique	66-66.9	-	1000-1050
Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub>	$\eta$	Orthorhombique	70-73	4.11	1000-1100
FeAl <sub>3</sub>	$\theta$	Monoclinique	74.5-76.5	3.9	820-980
Al solide solution	-	CFC	99.998-100	2.96	-

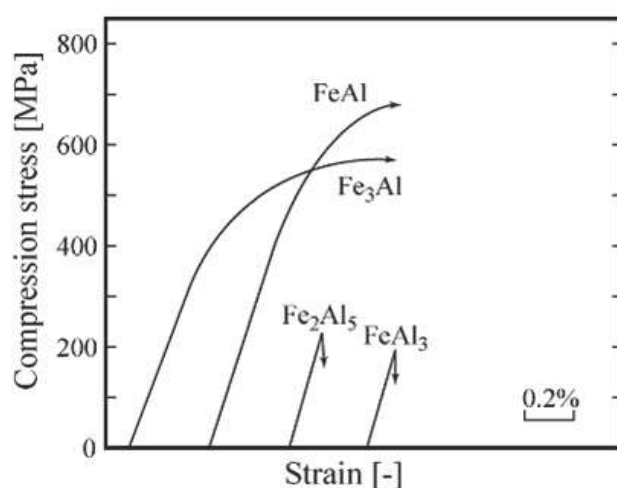


FIGURE I.13: Comportement en compression des intermétalliques Fe-Al [19].

La nature des phases intermétalliques issues de la réaction entre l'aluminium et le fer dépend non seulement de la stabilité thermodynamique des phases, qui dépend-elle même de la composition et de la température, mais aussi des cinétiques de nucléation et de croissance de ces phases [20]. Du fait de cinétiques différentes, les phases prévues par le diagramme de phase ne sont pas nécessairement toutes formées.

La littérature abondante sur l'aluminisation par immersion à chaud [21, 22, 18, 20, 23, 24, 25, 26, 27, 28, 29, 30] montre que lors du contact entre le fer pur ou l'acier à l'état solide et l'aluminium ou ses alliages à l'état liquide en conditions isothermes, la couche de réaction formée à l'interface acier/aluminium, indépendamment de la durée d'interaction (entre 10 et 3600 s) et de la température du bain d'aluminium liquide (entre 600 et 1000°C), se compose généralement d'une épaisse couche de phase Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> au contact de

l'acier, avec parfois la présence d'une mince couche de phase  $\text{FeAl}_3$  du côté aluminium. Pour des températures supérieures à  $1000^\circ\text{C}$ , les phases  $\text{FeAl}$  et  $\text{Fe}_3\text{Al}$  sont aussi parfois détectées [29]. Les autres phases prévues d'après le diagramme de phase n'ont pas été détectées, sans doute en raison de cinétiques de germination et de croissance plus lentes [18].

Les études réalisées sur l'assemblage acier/aluminium par différents procédés de soudage laser [31, 32, 33, 34, 35, 36, 37], MIG [38, 39] ou TIG [40, 41] ont mis en évidence la formation des mêmes phases  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  et  $\text{FeAl}_3$ , malgré le caractère fortement anisotherme des cycles thermiques associés et des temps d'interaction très courts.

### I.3.2 Mécanismes et cinétique de croissance des intermétalliques

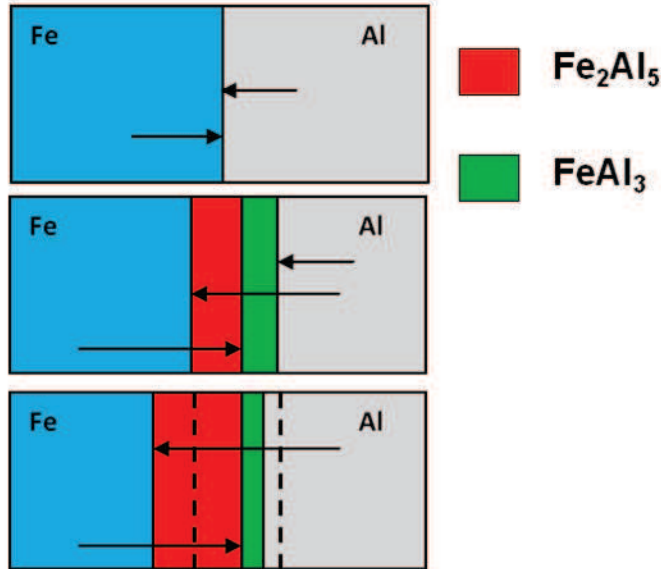
La formation et la croissance de la couche de réaction entre l'acier solide et l'aluminium liquide comprend plusieurs étapes [24, 25, 27]. La première étape, très courte (1-3 s), correspond à la réaction chimique au moment du contact entre le fer et l'aluminium, conduisant à la formation d'une couche limite très fine de phase  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ . Une fois qu'une couche continue de  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  s'est formée entre les deux matériaux, la croissance se poursuit par diffusion du fer et de l'aluminium à travers cette couche de réaction. Si l'on néglige la première phase, extrêmement courte, la cinétique de croissance de la couche  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  peut être modélisée, en conditions isothermes, par une loi parabolique, caractéristique d'une croissance contrôlée par la diffusion [20, 23, 27] :

$$x = \sqrt{2.k.t} \quad (\text{I.1})$$

Avec  $x$  l'épaisseur de couche de réaction (m),  $k$  la constante cinétique de croissance ( $\text{m}^2.\text{s}^{-1}$ ) et  $t$  le temps de réaction.

En revanche, la phase  $\text{FeAl}_3$ , qu'on observe parfois du côté aluminium de l'interface, ne suit pas toujours une croissance parabolique. La faible épaisseur de cette couche comparée à celle de  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  est généralement attribuée à sa dissolution dans l'aluminium liquide et/ou à sa transformation en  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  à l'interface  $\text{FeAl}_3/\text{Fe}_2\text{Al}_5$  (Figure I.14) [25, 18, 21]. En effet, les espèces (Fe et Al) diffusant plus lentement à travers  $\text{FeAl}_3$  qu'à travers  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , le fer s'accumule à l'interface  $\text{FeAl}_3/\text{Fe}_2\text{Al}_5$  et transforme la phase  $\text{FeAl}_3$

en  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ . Du côté de l'interface  $\text{FeAl}_3/\text{Al}$ , la dissolution de l'intermétallique dans l'aluminium devient rapide au dessus de  $900^\circ\text{C}$ , et peut conduire à sa disparition totale [25].



**FIGURE I.14:** Mécanisme de formation et de croissance de la couche de réaction.

Yeremenko et al [24] ont proposé un modèle analytique de croissance isotherme de la couche de réaction intégrant ces mécanismes (équation I.2). Il néglige la première phase de réaction, très rapide et conduisant à la formation d'une couche limite d'épaisseur négligeable. Le premier terme décrit la croissance parabolique de la couche de réaction, gouvernée par la diffusion à travers l'intermétallique. Le second terme, appelé "fonction de compensation", tient compte de la transformation d'une partie de  $\text{FeAl}_3$  en  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ . Enfin, le troisième terme, négatif, tient compte de la dissolution de la couche de réaction dans l'aluminium liquide, qui augmente en fonction du temps.

$$x = \sqrt{2.k_1.t} + f(t) - (b/a)[1 - \exp -at] \quad \text{avec : } a = \frac{kS}{v}, b = \frac{c_s k}{\rho_{int} \phi} \quad (\text{I.2})$$

$x$  : épaisseur de couche de réaction (m),  $k_1$  : constante cinétique de croissance ( $\text{m}^2.\text{s}^{-1}$ ),  $t$  : temps d'interaction (s),  $c_s$  : concentration de saturation de fer dans l'aluminium (%),  $k$  : constante de taux de dissolution de fer dans l'Al ( $\text{m}.\text{s}^{-1}$ ),  $S$  : surface de contact de métal solide avec le liquide ( $\text{m}^2$ ),  $v$  : volume de métal fondu ( $\text{m}^3$ ),  $\rho_{int}$  : densité de composé intermétallique ( $\text{kg}.\text{m}^{-3}$ ),  $\phi$  : masse de contenue de fer dans la couche (%).

Si l'interface côté aluminium est relativement plane, l'interface côté acier présente généralement une morphologie en languettes (Figure I.15). Cette morphologie particulière est généralement attribuée à la diffusion préférentielle de l'aluminium le long de l'axe  $c$  de la structure orthorhombique de la phase  $Fe_2Al_5$ , qui contient une grande quantité de lacunes, conduisant à une croissance préférentielle de l'intermétallique suivant cette direction [20, 26, 27, 30].

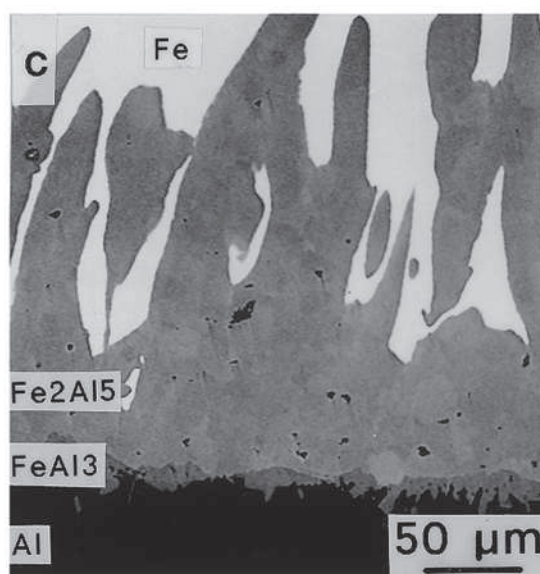
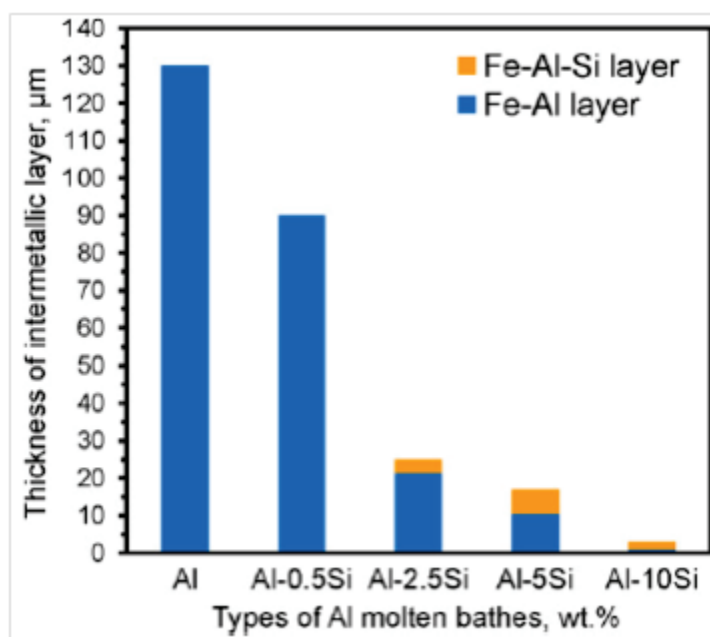


FIGURE I.15: Morphologie de la couche de réaction Fe-Al [21].

### I.3.3 Contrôle de la croissance de la couche de réaction

En raison de la dureté élevée des intermétalliques, notamment les plus riches en Al (Tableau I.1), la couche de réaction présente un caractère fragile marqué. Le contrôle de la croissance de cette couche est donc important pour tenter d'améliorer la résistance interfaciale lors de l'assemblage de l'acier avec l'aluminium par soudage. Deux facteurs principaux peuvent permettre de limiter la couche de composés intermétalliques fragiles formés à l'interface acier/aluminium : l'ajout d'éléments d'addition ralentissant la croissance de cette couche, comme le silicium, et la limitation de la température interfaciale et du temps d'interaction, par l'ajustement des paramètres de soudage ou l'utilisation de techniques d'évacuation rapide de la chaleur produite par le procédé.

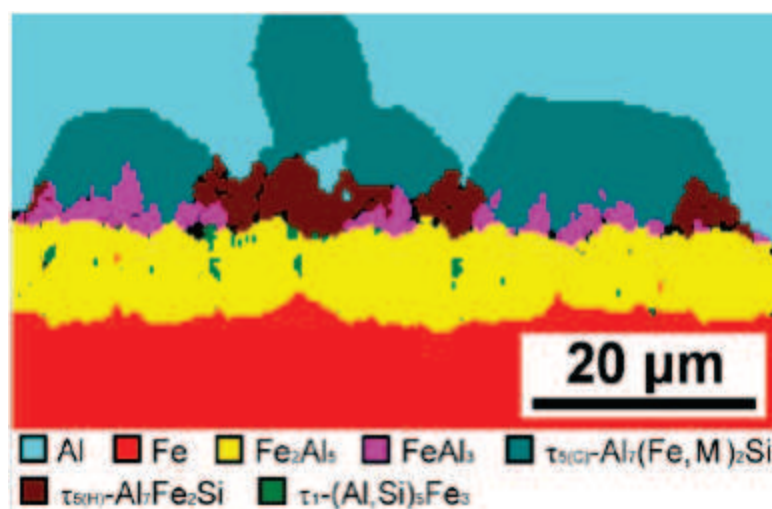
**Effet du silicium sur la croissance de la couche de réaction** Le silicium ajouté à l'aluminium réduit considérablement l'épaisseur de la couche de réaction formée lors de l'interaction acier solide/aluminium liquide. Cheng et Wang [22] ont ainsi observé que l'épaisseur de couche de réaction formée lors de l'immersion d'un acier dans un bain d'aluminium à 700°C pendant 180 s, égale à 130  $\mu\text{m}$  dans l'aluminium pur, diminue progressivement lorsque la teneur en silicium augmente, pour atteindre 3,5  $\mu\text{m}$  dans un alliage contenant 10 % de silicium (Figure I.16).



**FIGURE I.16:** Effet de la teneur de Si dans l'aluminium sur l'épaisseur de couche de réaction formée après 180 s à 700°C [22].

Lorsque la teneur en silicium dépasse 2,5 %, la morphologie en "languettes" de l'interface  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ /acier disparaît et devient plane, et des phases intermétalliques ternaires Fe-Al-Si ( $\tau_5 - \text{Fe}_2\text{Al}_7\text{Si}$ ,  $\tau_6 - \text{FeAl}_4\text{Si}$  et  $\tau_1 - \text{Fe}_3(\text{Al}, \text{Si})_5$ ) se forment du côté aluminium, en plus des phases  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  et  $\text{FeAl}_3$  (Figure I.17) [20, 23, 22].

Le ralentissement de la croissance de la couche d'intermétallique avec l'augmentation de la teneur en silicium s'explique notamment par le ralentissement de la diffusion dans la direction de l'axe c de la phase  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , les atomes de Si occupant les sites vacants, ce qui explique aussi que l'on ne retrouve plus la forme d'interface en languette coté acier [42]. A haute température, la présence de silicium dans l'aluminium liquide favorise aussi la dissolution de la couche d'intermétallique [43, 44].



**FIGURE I.17:** Cartographie des phases formées lors de l'immersion d'un acier à 700°C pendant 180 s dans un bain Al-5Si [22].

**Contrôle de la température de l'interface** L'épaisseur de la couche de réaction augmente généralement avec la température et la durée d'interaction. Les techniques de soudage acier/aluminium développées consistent alors généralement à limiter la température maximale atteinte à l'interface acier/aluminium, en réduisant par exemple la puissance en soudage laser [45], ou en augmentant la vitesse de déplacement de la source de chaleur [46], ce qui a un effet direct sur l'épaisseur d'intermétalliques formés. Une autre méthode qui s'est avérée efficace pour limiter l'épaisseur d'intermétalliques formés consiste à accélérer le refroidissement de l'interface en plaçant les pièces au contact d'un support de conductivité thermique élevée [46].



## I.4 Procédés de soudage acier/aluminium

L'assemblage entre l'acier et l'aluminium par soudage a fait l'objet de nombreux travaux visant la caractérisation mécanique et métallurgique de l'assemblage en fonction des paramètres du procédé. Dans ce qui suit, nous reportons les principaux résultats obtenus sur l'assemblage acier/aluminium avec les procédés de soudage par fusion.

### I.4.1 Assemblage par procédé laser

La plupart des études récentes ont porté sur les technologies d'assemblage par laser, qui permettent des vitesses de soudage élevées et donc des temps d'interaction acier/aluminium à haute température très courts. Deux types de configuration, associées à des modes de soudage différents, ont été testés.

#### I.4.1.1 Soudage laser par transparence

En configuration de soudage par transparence (Figure I.18), les deux tôles d'acier et d'aluminium sont superposées et fondues par un faisceau laser focalisé, en mode "key-hole". L'énergie est alors très concentrée et le bain de fusion créé, qui entoure un étroit capillaire de vapeur métallique vaporisée par le laser, est très étroit et pénétrant.

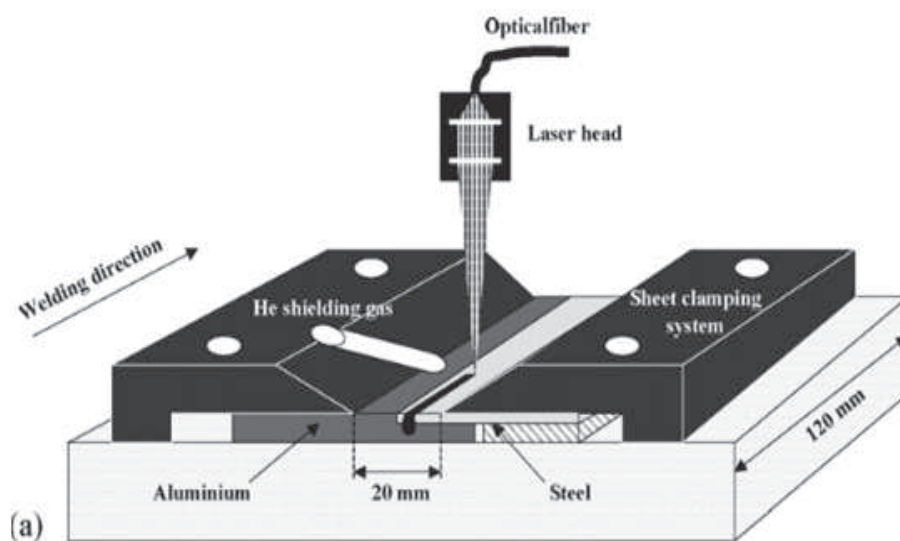
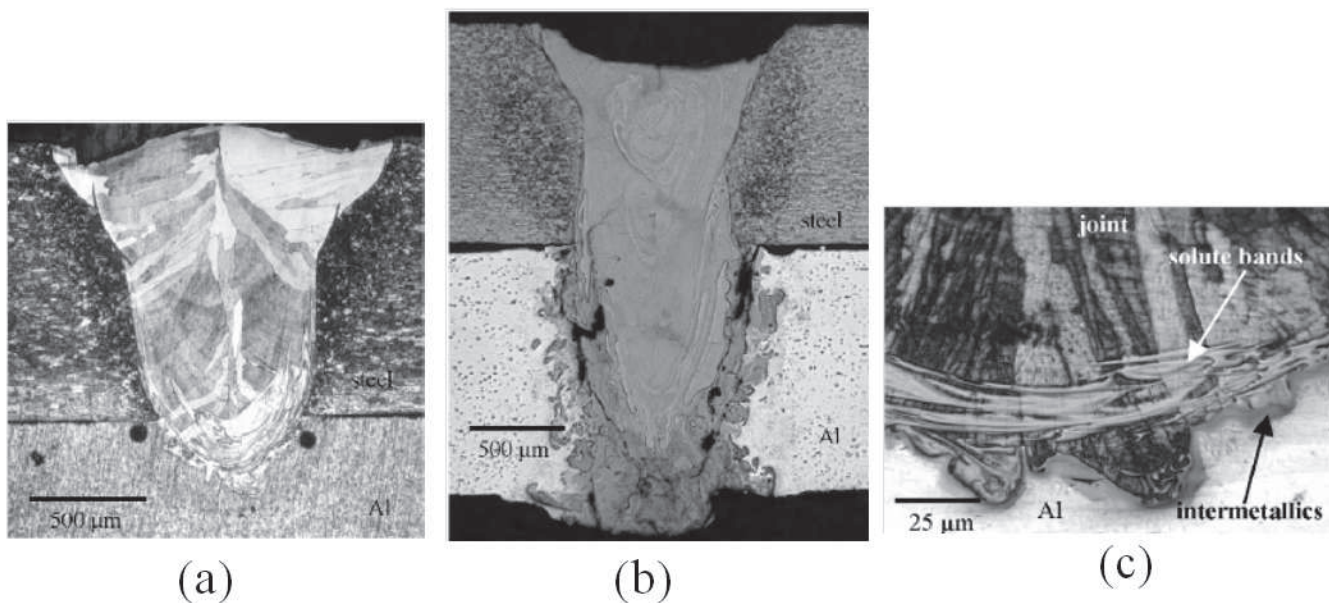


FIGURE I.18: Configuration de soudage en transparence [47].

Sierra et al [47] ont utilisé cette configuration pour assembler des tôles d'épaisseur

1mm d'acier DC04 avec les alliages d'aluminium 6056 et 6016, en plaçant la tôle d'aluminium soit au dessus, soit au dessous de la tôle d'acier. Dans les deux cas, si la puissance laser est suffisante, le bain de fusion traverse la première tôle et atteint la seconde, conduisant à une interaction à l'état liquide des deux matériaux. Lorsque l'aluminium est placé en position supérieure, le cordon ou l'interface cordon/acier est toujours fissuré. En revanche, lorsque l'acier est placé en position supérieure, les interfaces cordon/aluminium sont "saines", à condition que la pénétration du cordon dans l'aluminium reste limitée (Figure I.19a). Le cordon est alors majoritairement constitué d'acier, avec dans sa partie basse des "bandes de soluté" enrichies en aluminium (Figure I.19c), et les interfaces cordon/aluminium sont constituées de couches d'intermétalliques plus ou moins épaisses. Des porosités sont parfois observées dans l'aluminium, qui a fondu autour du cordon sans se mélanger à l'acier. Lorsque la pénétration devient excessive, l'épaisseur d'intermétallique à l'interface cordon/aluminium augmente beaucoup, et l'interface est fissurée (Figure I.19b).



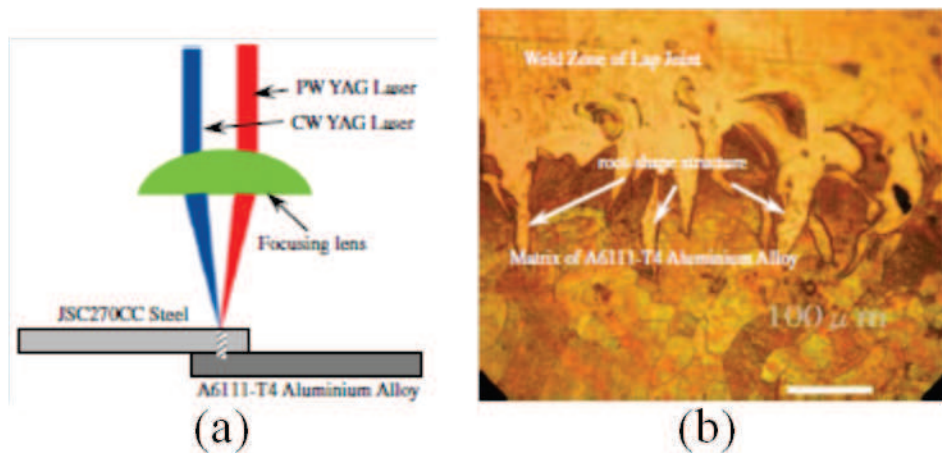
**FIGURE I.19:** Coupes transversales de cordons obtenus en soudage laser par transparence en configuration acier sur aluminium (a) cordon à faible pénétration, (b) cordon à forte pénétration, (c) détail de la zone d'interface cordon/aluminium [47].

Les assemblages de tôles acier sur aluminium sont caractérisés à partir d'essais de traction réalisés dans la direction transversale au cordon. Comme les éprouvettes ne sont pas homogènes ni symétriques par rapport au cordon, l'état de contrainte est très complexe,

et la résistance des assemblages est généralement exprimée en N/mm (N par unité de longueur de cordon). La résistance des assemblages acier sur aluminium est optimale lorsque la pénétration du cordon dans l'aluminium demeure limitée à 200-300  $\mu\text{m}$ , avec une rupture par décohésion de l'interface cordon/aluminium. Lorsque la pénétration augmente, la résistance diminue et la rupture se produit par rupture en traction de la tôle acier ou de la tôle d'aluminium, dans la zone proche de l'interface avec le cordon.

Torkamany et al [48] montrent également que dans des assemblages par transparence de tôles d'acier sur aluminium, les meilleures résistances sont obtenues lorsque la pénétration du cordon dans l'aluminium est faible. En utilisant un laser pulsé, ils montrent qu'on peut optimiser les paramètres de pulsation pour avoir la pénétration et l'épaisseur d'intermétallique donnant une résistance optimale.

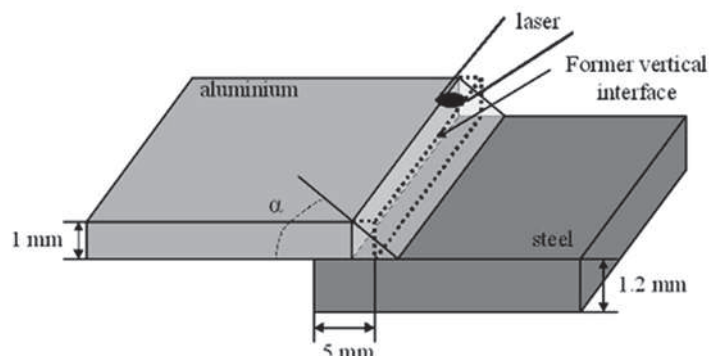
Pour tenter de limiter les porosités souvent observées dans la zone fondue de l'aluminium, Yan et al [49] ont utilisé une source laser YAG à double faisceaux pour assembler une tôle d'acier bas carbone d'épaisseur 0,8 mm avec une tôle d'alliage d'aluminium A6016-T4 d'épaisseur 1,2 mm (Figure I.20a). Le faisceau à onde continue (CW) apporte l'énergie nécessaire à la création du bain de fusion traversant l'acier, placé sur l'aluminium, tandis que le second faisceau à onde pulsée (PW) a pour but d'agiter le bain de fusion pour éliminer les bulles formées. La technique s'est avérée efficace pour réduire les porosités dans la zone fondue, et conduit de plus à une modification de l'interface entre la zone fondue et l'aluminium, qui présente alors une morphologie très particulière en forme de "racines" pénétrant dans l'alliage d'aluminium, avec une épaisseur d'intermétalliques FeAl et FeAl<sub>3</sub> formés relativement faible, de l'ordre de 10 microns (Figure I.20b). La résistance au cisaillement des assemblages réalisés avec cette technique à "double faisceau" est supérieure à celle obtenue avec un seul faisceau CW, qui conduit à la formation de couches de réaction beaucoup plus épaisses, de près de 100 microns.



**FIGURE I.20:** (a) Configuration de l'assemblage "à double faisceau", (b) morphologie "en racine" de l'interface [49].

#### I.4.1.2 Soudo-brasage laser

La majorité des études menées sur l'assemblage acier-aluminium par laser portaient sur une configuration de soudage "à clin" (Figure I.21), en mode "soudo-brasage" [31, 35, 32, 33, 34, 36, 37]. Le laser est alors défocalisé pour éviter de vaporiser le métal, et vient fondre uniquement le bord de la tôle supérieur en aluminium, et le cas échéant un matériau d'apport, généralement en alliage d'aluminium, qui vient "mouiller" la surface solide de l'acier. La technique de soudo-brasage permet, en ne fondant que l'aluminium ou un métal d'apport à bas point de fusion, de limiter les températures et donc l'épaisseur d'intermétalliques formés.

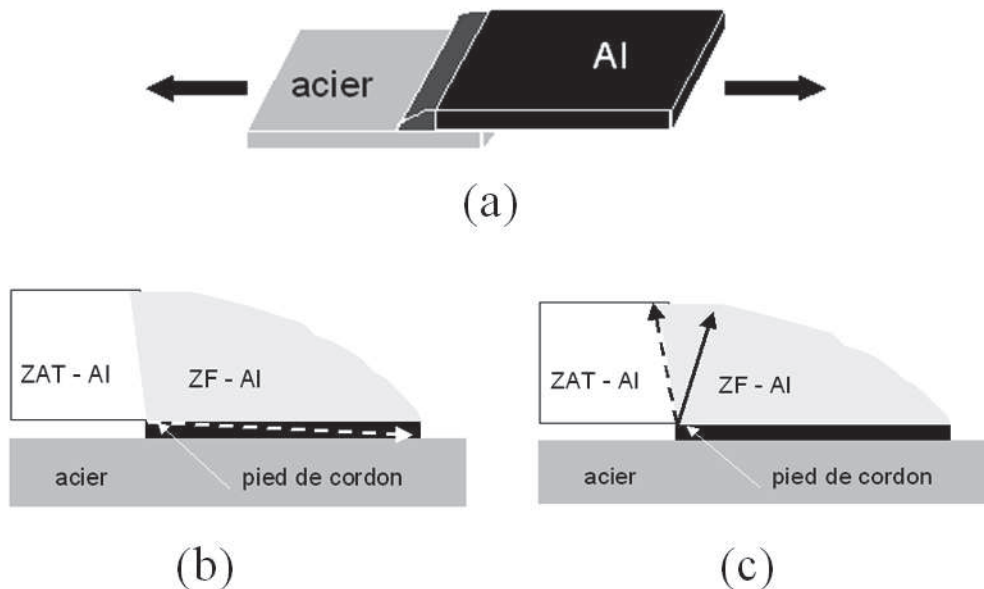


**FIGURE I.21:** Configuration d'assemblage à clin par soudo-brasage laser [31].

Le mouillage de l'aluminium liquide sur l'acier solide prend ici une grande importance, puisqu'il détermine la largeur de la zone de liaison. Pour un même volume de métal fondu,

un mauvais mouillage conduira en effet à une surface de liaison plus faible.

Selon les conditions d'assemblage, trois modes de rupture ont été observés sur de tels assemblages (Figure I.22) [33, 50] : une rupture par cisaillement de la couche de réaction, qui intervient lorsque l'épaisseur de couche de réaction est trop élevée et/ou si le mouillage de l'aluminium sur l'acier est trop limité (Figure I.22b), une rupture dans la zone fondue, généralement initiée au niveau de porosités formées dans cette zone, ou une rupture dans la zone affectée thermiquement de la tôle la "moins résistante" (en général l'aluminium si les deux tôles ont la même épaisseur), ce dernier mode de rupture étant associé à des niveaux de résistance supérieurs aux deux modes précédents (Figure I.22c).



**FIGURE I.22:** Les différents modes de rupture observés lors d'un essai de traction transversale (a), (b) rupture par cisaillement de la couche de réaction, (c) rupture dans la zone fondue ou dans la ZAT de l'aluminium [50].

Sur acier nu, le mouillage n'est possible que si la surface de l'acier est préalablement recouverte d'un flux anticorrosif, qui décompose la couche d'oxyde formée sur l'aluminium [33]. En revanche, le mouillage directe de l'aluminium liquide sur l'acier galvanisé est possible, mais la vaporisation du zinc conduit à la formation de larges porosités dans la zone fondue, qui favorisent la rupture dans cette zone et réduisent la résistance des assemblages. Pour des conditions de soudage identiques, Peyre et al [33] ont observé que le mouillage de l'alliage d'aluminium 6016 était meilleur sur acier galvanisé avec flux que sur acier nu avec flux, et encore meilleur sur acier galvanisé sans flux. Ce dernier résultat

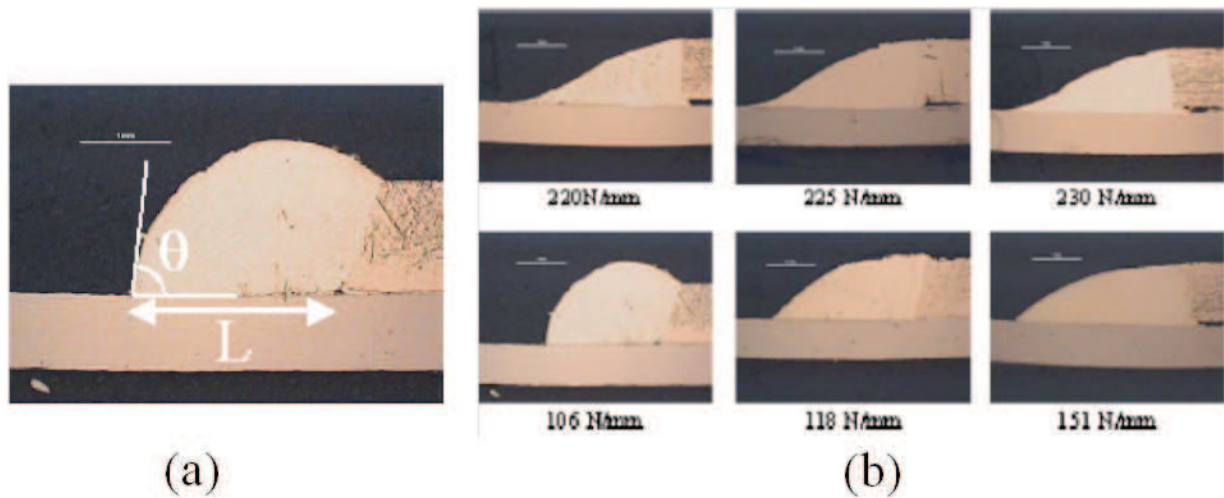
a été expliqué par un effet de barrière thermique du flux, qui réduit la température à la surface de l'acier, et donc le mouillage de l'aluminium, qui augmente avec la température [31]. Le flux déposé sur l'acier galvanisé avant soudage diminue aussi fortement les porosités provenant de la vaporisation du zinc, et l'épaisseur de couche de réaction, par l'effet de barrière thermique déjà cité, mais aussi par un effet de barrière de diffusion, qui limite le contact direct de l'acier avec l'aluminium. La résistance à la rupture des assemblages réalisés sur acier nu (avec flux) est supérieure à celle obtenue sur acier galvanisé sans flux, en raison des nombreuses porosités observées dans ce dernier cas, mais inférieure à celle obtenue sur acier galvanisé avec l'utilisation d'un flux. Dans ce dernier cas, la rupture est localisée à la limite de la zone de fusion et de la ZAT de l'aluminium, et l'assemblage présente une résistance presque équivalente à celle de l'aluminium de base.

Les auteurs ont aussi remarqué que l'augmentation de la vitesse de soudage, à puissance constante, produisait un moins bon mouillage et une diminution de l'épaisseur de la couche de réaction. Ce résultat peut être attribué à la diminution de la température interfaciale et/ou du temps de maintien de l'aluminium à l'état liquide, qui limitent son étalement sur l'acier et la croissance des composés intermétalliques. Lorsque l'épaisseur de la couche de réaction dépasse  $10\ \mu\text{m}$ , des fissures apparaissent sur une large partie de la liaison, favorisant la rupture de la couche de réaction.

L'utilisation de fils d'apport permet de modifier les caractéristiques de la couche d'intermétallique formée. Un fil d'apport Al-12Si a ainsi permis de limiter l'épaisseur de la couche de réaction à moins de 2 microns dans certains cas [31]. L'intermétallique formé contient alors une teneur significative en silicium, qui réduit la diffusion du fer et de l'aluminium à travers la couche de réaction.

Des matériaux d'apport à base de zinc, qui permettent de diminuer la température du métal liquide (le zinc fond à  $420^\circ\text{C}$ ), ont aussi été employés pour assurer la liaison acier/aluminium en soudo-brasage laser. Un fil d'apport Zn-15Al permet d'obtenir une zone fondue qui mouille très bien sur l'acier galvanisé, avec une épaisseur de couche de réaction d'épaisseur inférieure à  $10\ \mu\text{m}$ , composée des phases  $\text{FeAl}_3$  et  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  contenant des teneurs en zinc comprise entre 5 et 15 % [35, 36]. La résistance linéique des assemblages augmente avec le rapport  $L/\theta$  entre la largeur de liaison  $L$  et l'angle de mouillage  $\theta$  (Figure I.23), et peut atteindre des valeurs proches de celle de l'aluminium de base, avec

une rupture qui est alors localisée dans la ZAT de ce matériau.

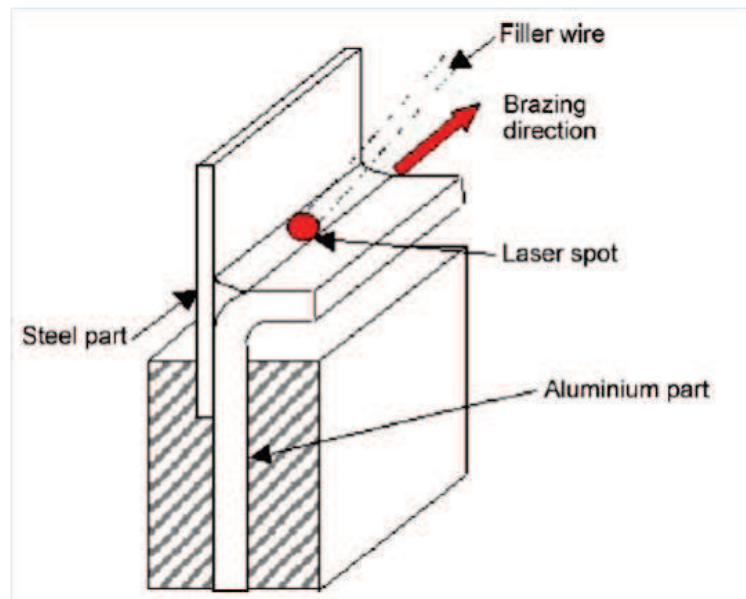


**FIGURE I.23:** Corrélation entre la géométrie de cordon et sa résistance à la traction en soudo-brasage à clin avec métal d'apport Zn-15Al [35].

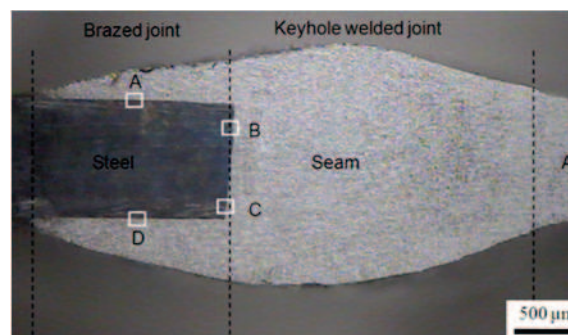
Pour augmenter la résistance des assemblages, d'autres configurations géométriques ont été testées pour tenter d'augmenter la surface de liaison. Mathieu et al [51] ont ainsi utilisé une préparation en angle sur une tôle d'aluminium pliée, avec un fil d'apport Al-12Si, pour augmenter la largeur de l'interface de liaison (Figure I.24). Zhang et al [32] ont réalisé par soudobrasage des assemblages aciers galvanisé/aluminium en configuration bout à bout, en utilisant un fil d'apport Al-5Si qui vient mouiller les surfaces endroit et envers de la tôle d'acier galvanisé, augmentant ainsi la surface de liaison (Figure I.25).

Enfin, des essais ont été réalisés pour accélérer le refroidissement et limiter de cette façon la croissance de la couche d'intermétallique. Liedl et al [37] ont ainsi montré que l'utilisation d'un support envers en cuivre facilite l'évacuation de la chaleur lors de l'assemblage acier/aluminium en configuration à clin ou bout à bout, et permet de limiter l'épaisseur de la couche de réaction formée à moins de 10  $\mu\text{m}$ .





**FIGURE I.24:** Configuration de soudo-brasage en angle pour augmenter la surface de liaison [51].



**FIGURE I.25:** Configuration de soudo-brasage bout-à-bout [32].

## I.4.2 Soudage et soudo-brasage à l'arc

Les procédés de soudage à l'arc ont également été testés pour assembler des tôles d'acier et d'aluminium. Sierra et al [31, 50] ont réalisé des assemblages acier/aluminium dans une configuration de soudage originale par transparence en utilisant le procédé TIG en "position plafond" (Figure I.26). La tôle d'acier placée en position inférieure est directement chauffée par l'arc électrique, puis vient chauffer par conduction la tôle aluminium placée à son contact. Profitant de la grande différence de température de fusion des deux matériaux, la fusion de l'aluminium peut intervenir alors que la surface adjacente de l'acier reste solide. Des liaisons de bonne qualité ont pu être obtenues, avec une couche de réaction intermétallique d'épaisseur maximale de 15 μm. La technique présente ce-



pendant des inconvénients : l'utilisation d'un flux de brasage déposé au préalable sur la surface de l'acier est nécessaire pour permettre la liaison, et les résultats sont très dépendants de la qualité du contact entre les tôles aciers et aluminium, qui varie parfois le long de la liaison.

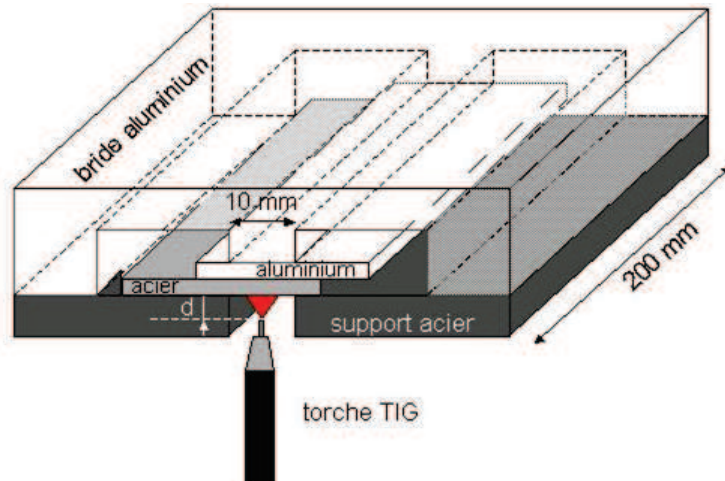


FIGURE I.26: Configuration de soudage TIG par transparence en position "plafond" [50].

La majorité des travaux portant sur l'assemblage acier/aluminium avec procédé de soudage à l'arc utilisent une configuration à clin en soudo-brasage avec métal d'apport (Figure I.27). Comme en soudo-brasage laser, la présence d'un revêtement de zinc à la surface de l'acier est nécessaire pour permettre un bon mouillage du métal d'apport [38, 41], à moins d'utiliser un flux anticorrosif, qui induit des contraintes de préparation supplémentaires [41]. Les procédés utilisés dans cette configuration à clin sont essentiellement les procédés MIG [38, 39] et TIG [40, 41].

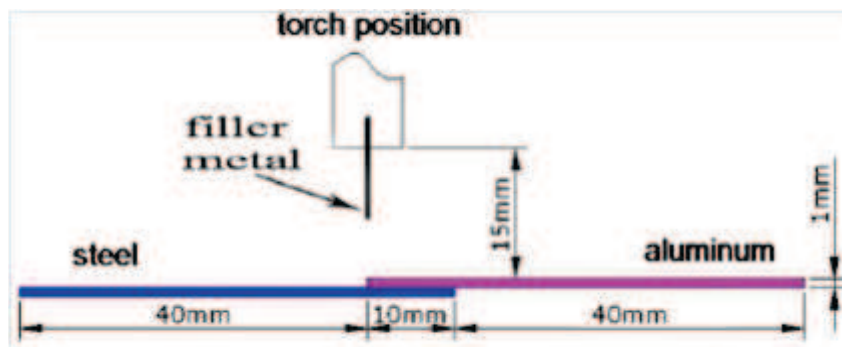


FIGURE I.27: Configuration de soudo-brasage MIG à clin [38].

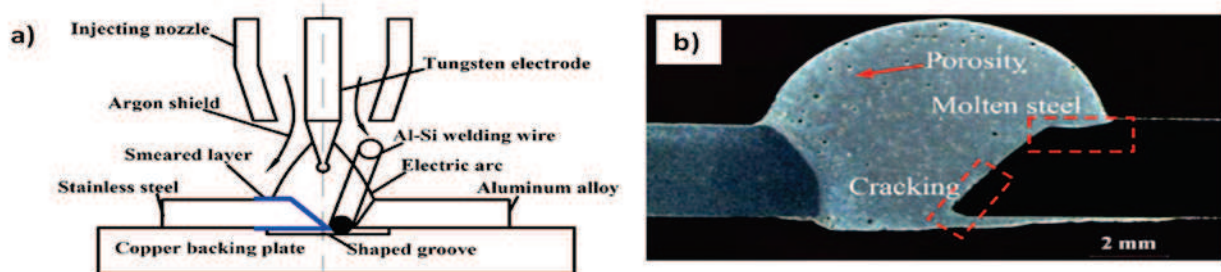
Les matériaux d'apport les plus couramment employés, comme en soudo-brasage laser, sont les alliages Al-Si, ce qui permet de former des couches de réaction au niveau de l'interface cordon/acier constituées d'intermétalliques Fe-Al-Si de faible épaisseur et non fissurés [38, 41]. Si les paramètres de soudage sont bien choisis, et que la teneur en silicium dans le fil d'apport est assez élevée (Al-12Si), la rupture de l'assemblage se produit dans la ZAT de la tôle d'aluminium [38, 39].

D'autres matériaux d'apport sont parfois utilisés, à base de zinc (alliage Zn-15Al) [40, 41]. Dong et al [41] ont utilisé un fil fourré en Zn-15Al renfermant un flux anticorrosif, qui a permis d'avoir un bon mouillage du métal déposé sur des tôles d'acier inoxydable de type 304 non revêtues, et une couche de réaction constituée d'intermétallique Fe-Al d'épaisseur 2  $\mu\text{m}$ . La zone fondue est constituée de dendrites riches en aluminium et de zones interdendritiques riches en Zn, notamment près de l'interface avec l'acier, qui présentent une faible résistance et conduisent à une rupture dans la zone fondue sous de faibles charges. Un traitement thermique permet la dissolution de ces phases riches en Zn et améliore la résistance des assemblages, la rupture se produisant alors dans la ZAT de l'aluminium [40, 52].

Des essais avec fil d'apport Al-Cu ou Al-Si-Cu ont aussi été réalisés en TIG [41], le cuivre présent dans l'aluminium liquide étant aussi souvent présenté comme un élément réduisant la croissance de la couche de réaction formée à la surface de l'acier [53, 44]. Les résultats se sont toutefois avérés moins concluants qu'avec l'utilisation d'un fil Al-12Si, avec une couche de réaction plus épaisse et des résistances d'assemblage plus faibles de 20 % environ à conditions identiques d'assemblage [41]. L'ajout de Mg à l'aluminium dans le métal d'apport n'apporte pas d'amélioration sur la nature ni l'épaisseur d'intermétallique formé [54].

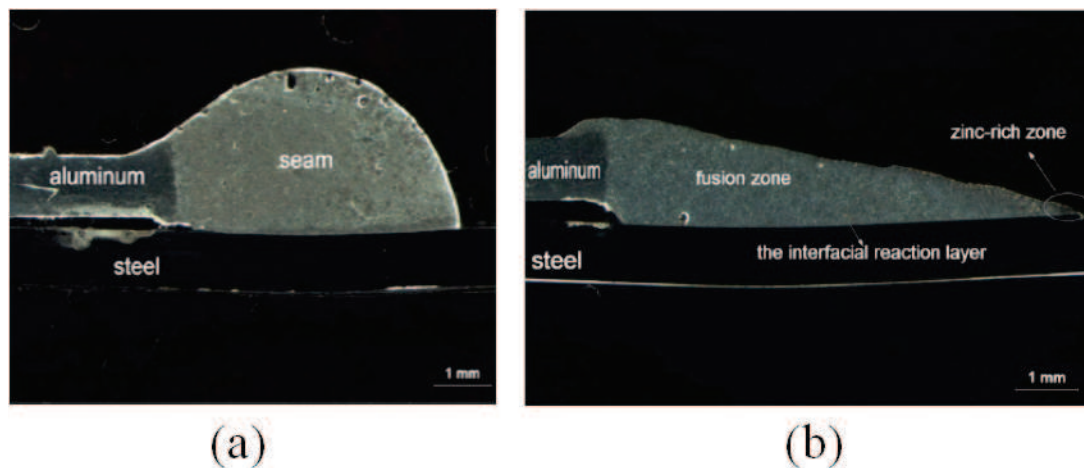
Des essais de soudobrasage en configuration bout-à-bout sur des tôles de plus forte épaisseur (3 mm) avec préparation en chanfrein (Figure I.28) ont aussi été réalisés, en TIG avec métal d'apport Al-12Si [44]. Le mouillage du métal d'apport sur l'acier est facilité par l'utilisation d'un flux anticorrosion qui doit recouvrir les surfaces de l'acier. Même en augmentant la surface de mouillage du métal d'apport liquide sur l'acier, la rupture est cependant toujours observée à l'interface acier/cordon, qui est souvent fissurée après soudage. L'utilisation d'un métal d'apport Al-6Cu [55] a donné dans cette configuration de

meilleurs résultats qu'avec un métal d'apport Al-12Si, avec une couche d'intermétallique plus fine à l'interface et une résistance plus élevée, contrairement à ce qui est généralement observé dans la configuration à clin.



**FIGURE I.28:** Configuration de soudo-brasage TIG en position bout-à-bout, et (b) macrographie de cordon obtenu [44].

Des tentatives d'amélioration ont été proposées pour accroître la résistance des assemblages. Zhang et Liu ont utilisé des tôles d'acier inoxydable ayant subi au préalable un traitement d'aluminisation au trempé dans un bain d'aluminium liquide, la couche d'aluminium de faible épaisseur déposée en surface étant sensée améliorer le mouillage. Le résultat en soudo-brasage MIG à clin avec un fil d'apport Al-12Si n'a cependant pas été à la hauteur des espérances [38], l'aluminium liquide mouillant beaucoup moins bien la surface que dans le cas de surfaces revêtues de zinc (Figure I.29).



**FIGURE I.29:** Comparaison du mouillage de l'aluminium (a) sur acier inoxydable revêtu par aluminisation, et (b) sur acier galvanisé [38].

Dong et al [40] ont étudié l'effet de vibrations ultrasonique sur la microstructure et la résistance d'assemblages acier galvanisé/aluminium réalisés en soudo-brasage TIG à clin

avec un fil d'apport Al-12Si (Figure I.30). Les vibrations ultrasoniques permettent une amélioration de la résistance des assemblages qui peut atteindre 27 %, avec une rupture localisée soit dans l'aluminium de base, soit dans le cordon, ce qui indique une bonne résistance de l'interface acier/cordon. Ce résultat s'explique principalement par une amélioration de la résistance et de la dureté du cordon et de la ZAT de l'aluminium sous l'effet des vibrations ultrasoniques, qui produisent un affinement des grains et une modification de la répartition des éléments dans la zone fondue, et par une couche de réaction moins riche en fer.

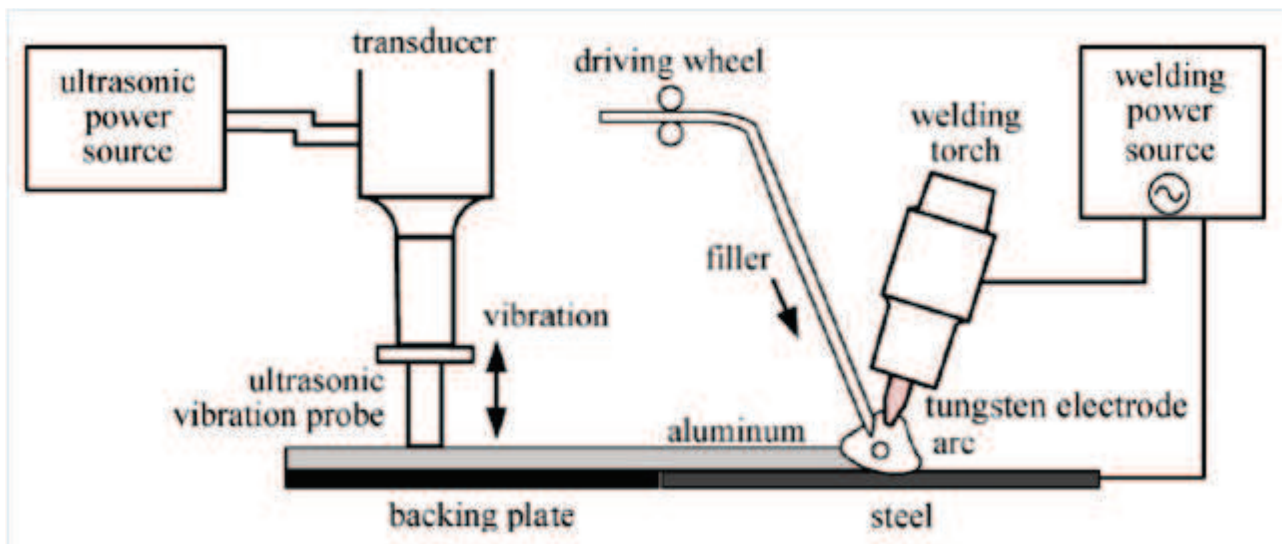


FIGURE I.30: Principe du soudage TIG à clin assisté par ultrasons [40].

Su et al [54] ont étudié l'effet de la forme d'onde en soudage MIG sur la quantité de chaleur fournie à l'interface et les caractéristiques des liaisons, en configuration à clin sur acier galvanisé avec fil d'apport Al-12Si, en utilisant soit un courant pulsé, soit une forme d'onde plus complexe de courant alternatif à double pulsation (Figure I.31). Cette dernière forme d'onde permet un meilleur contrôle de la répartition de chaleur entre le fil d'apport et le métal de base. L'utilisation d'un courant alternatif à double pulsation a permis de limiter la température maximale atteinte dans le bain de fusion, mesurée par caméra infrarouge, et de réduire l'épaisseur de couche intermétallique formée ( $2-3 \mu\text{m}$ ) par rapport au courant pulsé, ce qui conduit à de très bonnes résistances d'assemblages avec une rupture dans l'aluminium de base ou la zone de fusion.

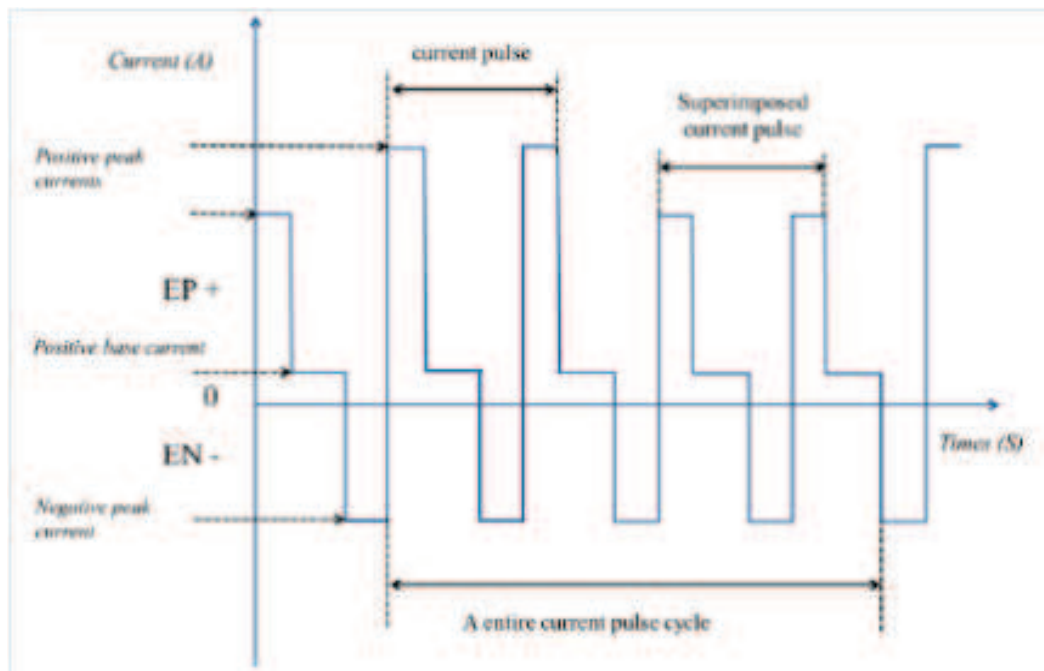


FIGURE I.31: Forme d'onde de courant en mode alternatif à double pulsation [54].

### I.4.3 Assemblage par procédé MIG-CMT

Quelques études récentes portant sur l'assemblage de tôles d'acier et d'aluminium avec le procédé MIG-CMT ont révélé des résultats très prometteurs. Ce procédé permet en effet de limiter la température du métal liquide déposé, et donc de réduire les épaisseurs de composés intermétalliques formés. Les essais sont généralement réalisés en configuration à clin, avec la tôle d'aluminium placée au dessus d'une tôle d'acier galvanisé (Figure I.27).

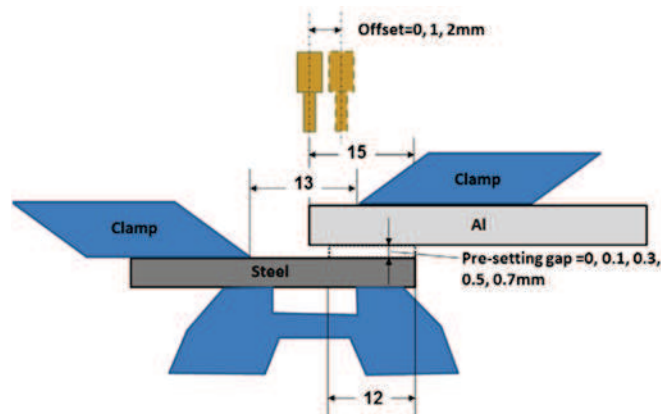
Agudo et al [56, 57] ont utilisé un fil d'aluminium pur, et ont observé une couche de réaction de très fine épaisseur (inférieure à  $4 \mu\text{m}$ ), constituée de grains de  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  contenant de nombreuses dislocations et micro-macles, et de grains de forme lamellaires de  $\text{FeAl}_3$ , pénétrant dans le cordon d'aluminium.

Zhang et al [58, 59] ont utilisé un fil d'apport Al-Si, pour assembler l'aluminium 1060 avec un acier galvanisé, mais n'ont pas observé l'effet bénéfique du silicium sur l'épaisseur d'intermétallique formé. En effet, si les énergies moyennes employées sont élevées, des couches de réaction d'épaisseur supérieure à  $40 \mu\text{m}$  peuvent se former, alors que pour de plus faibles énergies, les épaisseurs sont sensiblement identiques à celles observées par Agudo avec de l'aluminium pur [56, 57]. Même les couches de réaction les plus épaisses

ne présentent pas de fissures après soudage, et la rupture se produit alors dans l'aluminium de base, qui possède une faible résistance.

En utilisant une tôle d'aluminium d'alliage 6061 d'épaisseur 2 mm et le même métal d'apport Al-5Si, Lin et al. [60] ont amélioré la résistance de l'assemblage, qui se produit toujours dans la tôle d'aluminium.

Yang et al [61] se sont intéressés notamment à l'influence du jeu inter-tôles et de "l'offset", caractérisé par l'écart entre l'axe du fil d'apport et le bord de la tôle supérieure d'aluminium (Figure I.32), sur les caractéristiques des assemblages obtenus avec un fil d'apport Al-5Si. Ils observent que la vaporisation du zinc recouvrant la tôle d'acier réduit la résistance des assemblages, et que l'augmentation du jeu inter-tôle, en favorisant l'évacuation des vapeurs de zinc, est donc favorable. La vaporisation du zinc conduit aussi à un mouillage irrégulier de l'aluminium sur l'acier. L'augmentation du jeu, en éloignant la surface de l'acier de l'extrémité du fil d'apport, limite aussi la vaporisation du zinc, ce qui permet d'observer pour des jeux supérieurs à 0,5 mm de nouvelles phases Fe-Zn et/ou Fe-Al-Si qui remplacent les phases  $Fe_xAl_y$ . Les résistances sont alors améliorées, sous l'effet simultané de l'évolution des intermétalliques et de l'augmentation de la largeur de liaison, le métal d'apport s'insérant par capillarité dans le jeu et augmentant la surface de contact cordon/acier. Le décalage du fil vers l'intérieur de la tôle d'aluminium a un effet défavorable sur la résistance, les cordons obtenus mouillant bien moins la surface de l'acier que pour un offset égal à zéro (Figure I.32).



**FIGURE I.32:** Configuration d'assemblage retenue pour évaluer l'effet de jeu inter-tôle et de l'offset [61].

Cao et al [62, 63] ont comparé les fils d'apport Al-Mg, Al-5Si et Al-12Si, les meilleures résistances étant obtenues avec ces derniers, confirmant les conclusions de la plupart des études sur l'effet bénéfique du silicium. A partir d'un plan d'expérience, ils parviennent à identifier une gamme d'énergies linéiques comprises entre 100 et 200 J/mm permettant de limiter à la fois l'épaisseur d'intermétallique à moins de 5  $\mu m$ , et l'adoucissement de la ZAT du 6061-T6, et procurant une résistance optimale avec une rupture dans la ZAT de l'aluminium.

## I.5 Synthèse

Le principal objectif commun à la majorité des travaux présentés sur l'assemblage acier/aluminium était de limiter le contact entre l'acier et l'aluminium en phase liquide, afin de ralentir la croissance de la couche de réaction. Les résultats ont montré qu'il était possible de réaliser des jonctions de bonne qualité, à condition d'optimiser la configuration et les paramètres de soudage.

L'interaction des deux matériaux à l'état liquide entraîne presque systématiquement la formation de défauts macroscopiques (fissures, cavités) ayant un effet néfaste sur la résistance de l'assemblage. Pour surmonter ce problème, beaucoup d'auteurs ont proposé de profiter de la différence de température de fusion entre l'acier et l'aluminium pour réaliser une liaison acier solide/aluminium liquide par l'irradiation directe de la tôle d'aluminium placée au dessus de l'acier, dans une configuration "à clin". La fusion de l'aluminium par transfert de chaleur par conduction à travers l'acier a aussi été envisagée, mais elle soulève un certain nombre de difficultés pratiques pour assurer un contact régulier entre les tôles.

Quelque soit le procédé utilisé et la configuration envisagée, la liaison acier/aluminium est assurée via une couche de réaction, composée principalement de phases  $Fe_2Al_5$  et  $FeAl_3$  contenant parfois, selon la composition des métaux d'apport employés, des teneurs variables en éléments d'adition. Il est généralement admis que la croissance de la couche de réaction est principalement gouvernée par la diffusion, même si d'autres mécanismes, tels que la réaction à l'interface ou la dissolution de l'intermétallique dans l'aluminium liquide, sont aussi parfois évoqués. L'utilisation d'aciers galvanisés permet d'avoir un bon

mouillage de l'aluminium liquide, sans l'utilisation d'un flux de brasage, et ne modifie généralement pas la nature des phases intermétalliques formées.

La résistance mécanique des assemblages acier/aluminium est évaluée généralement par des essais de traction dans la direction transversale à la soudure. Comme la géométrie des assemblages peut varier selon les configurations de soudage, et que la rupture n'est pas toujours localisée au même endroit (elle peut avoir lieu selon les cas à l'interface, dans la zone fondue ou dans la zone affectée thermiquement de l'un des matériaux de base), la résistance est souvent exprimée en terme de force linéique N/mm (force à rupture divisée par la largeur de cordon). Il est souvent observé que la résistance des assemblages chute lorsque l'épaisseur de la couche de réaction dépasse 10  $\mu\text{m}$ , à cause de la présence des fissures favorisant la rupture fragile de l'interface. Lorsque la couche de réaction reste mince, la rupture, de type ductile, se produit le plus souvent dans la zone fondue ou dans la ZAT de l'un des deux matériaux de base, généralement l'aluminium. Il est possible de limiter l'épaisseur de la couche de réaction à une valeur inférieure à l'épaisseur critique par :

1. l'utilisation d'un fil d'apport contenant du silicium, qui ralentit la croissance des phases intermétalliques ;
2. la diminution de l'apport d'énergie à l'interface acier/aluminium, à travers l'ajustement des paramètres de soudage ou l'utilisation de procédés assurant un transfert de métal à faible énergie.

Dans la suite, nous avons donc retenu le procédé de soudage MIG-CMT, qui utilise des formes d'onde et un mode de transfert de métal particulier qui permettent de limiter l'énergie transmise à l'interface, et un fil d'apport Al-5Si. Le chapitre suivant présente le principe du procédé CMT, et l'effet des principaux paramètres sur la fusion du fil d'apport et le transfert de chaleur dans l'acier. Le troisième chapitre montre les résultats obtenus, en termes de microstructure de l'interface et de propriétés mécaniques. Un essai original a été employé pour caractériser la résistance de l'interface. Enfin, le dernier chapitre présente une modélisation de la croissance de l'intermétallique le long de l'interface, basée sur un calcul thermo-diffusionnel, qui, par comparaison avec les mesures d'épaisseur d'intermétalliques formés, permet d'accéder à la répartition thermique transmise à l'interface en fonction de la forme d'onde du procédé.





---

---

## CHAPITRE II

---

# CARACTÉRISATION EXPÉRIMENTALE DU PROCÉDÉ CMT

Avant de pouvoir étudier les relations entre les paramètres du procédé et les caractéristiques des liaisons entre l'acier et l'aluminium, il est nécessaire de comprendre en détail le fonctionnement du procédé et les mécanismes de transfert du métal d'apport, et en particulier l'influence des paramètres de forme d'onde du courant qui peuvent être introduits avec le procédé CMT sur le transfert de matière et de chaleur.

Ce chapitre est consacré à la caractérisation expérimentale du procédé CMT, dans le but de mieux comprendre l'interaction entre les différents paramètres de forme d'onde, et leur action sur les phénomènes de transfert. Après avoir présenté le dispositif expérimental et les matériaux utilisés, nous analysons le mécanisme de transfert particulier associé à ce procédé, et étudions la façon dont les paramètres de forme d'onde influent sur les différentes phases de ce transfert.

## II.1 Dispositif expérimental

Le dispositif utilisé (Figure II.1) est constitué d'une plateforme de soudage et d'une centrale d'acquisition des données permettant d'enregistrer à haute fréquence de manière synchronisée des informations relatives aux paramètres procédé (tension, intensité, vitesse de fil) et à l'état de la matière, obtenues par différents types de capteurs (images video et/ou thermiques, températures en différents points...).

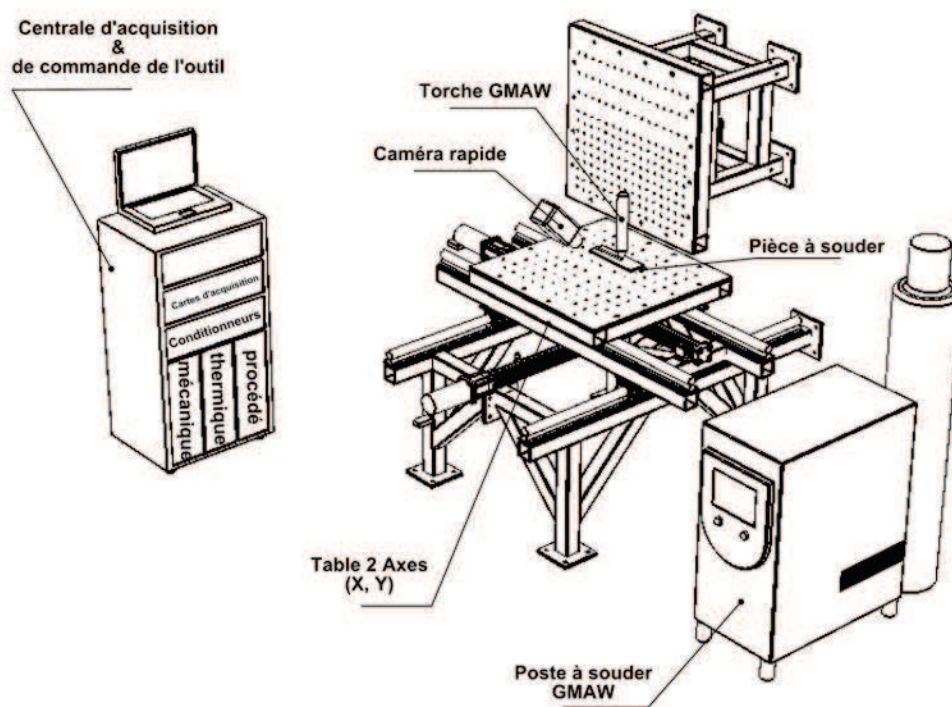


FIGURE II.1: Représentation schématique de la plateforme expérimentale [64].

### II.1.1 Plateforme de soudage

La plateforme de soudage, développée au sein de l'équipe Assemblages Soudés [65], est composée d'une table deux axes XY permettant de déplacer les pièces, d'un support de torche fixe pouvant également servir de support à divers appareils de mesures, d'un générateur de soudage CMT avec son système de dévidage et son gaz de protection, et d'une centrale d'acquisition de données (Figure II.1). Les déplacements de la table XY, qui peut supporter des pièces pouvant atteindre une masse de 80 kg, sont contrôlés via

un programme développé avec le code Labview, qui permet d'exécuter tous types de trajectoires, avec des vitesses d'avance maximales de 10 m/min. Le support de torche est muni d'un verin électrique permettant de déplacer la torche selon l'axe Z, pour la mise en position verticale de la torche de soudage, ou pour régler la hauteur d'arc en cours de soudage lors de l'utilisation du procédé TIG. Le maintien en position statique de la torche de soudage en cours d'essai a été choisi afin de faciliter l'observation de l'arc et du transfert de métal à l'aide de caméras rapides. Les fumées de soudage et vapeurs métalliques générées pendant le soudage, souvent nocives, et qui peuvent gêner la visualisation de la zone d'intérêt, sont évacuées par une hotte aspirante placée à proximité de la torche.

### II.1.2 Poste de soudage

Tous les essais de soudage sont réalisés avec une source MIG-CMT de marque Fronius modèle TPS 2700. La particularité de ce procédé, outre le fait qu'il permet de délivrer des formes d'onde de courant très particulières, est de disposer d'un double dévidoir de fil associé à un "buffer" ou "butée", qui permet un mouvement alterné du fil d'apport [66] (Figure II.2). Le dévidoir principal, monté sur le poste à la sortie de la bobine de fil d'apport, assure le dévidage continu du fil. Un second dévidoir placé dans la torche est responsable du mouvement alterné : à chaque court-circuit, une inversion du sens de rotation des galets du dévidoir entraîne le retrait du fil, jusqu'à la rupture du court-circuit. Le sens "normal" de rotation des galets du dévidoir est alors rétabli, jusqu'au court-circuit suivant. La longueur de fil en excès entre les deux dévidoirs, qui tournent dans des sens opposés pendant la phase de recul du fil, est stockée dans la "butée". Le fil d'apport est relié au pôle positif du générateur, tandis que la pièce à souder est reliée, par l'intermédiaire du câble de masse, au pôle négatif du générateur.

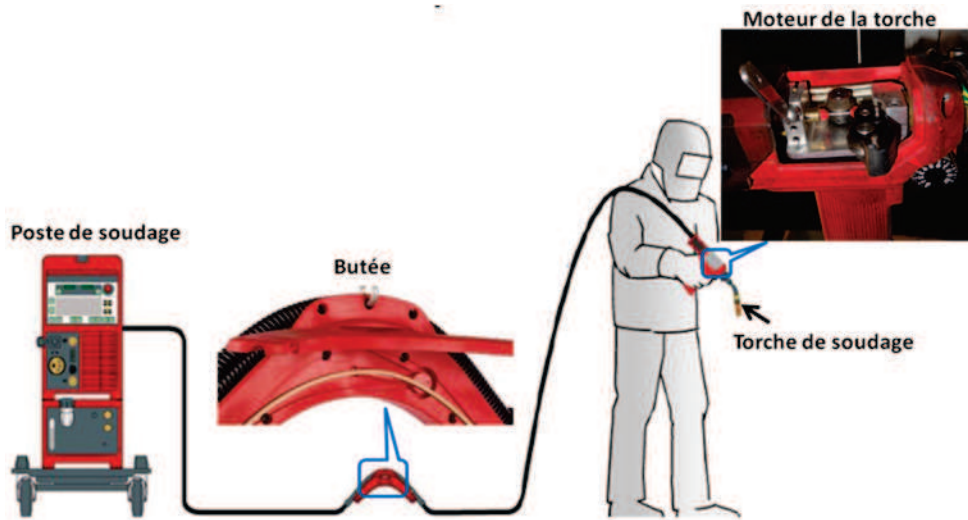


FIGURE II.2: Principaux éléments du poste MIG-CMT [66].

### II.1.3 Acquisition des paramètres électriques et de la vitesse de dévidage du fil

Les paramètres électriques sont enregistrés à la fréquence de 50 kHz sur les voies d'une centrale d'acquisition polyvalente développée dans le cadre de la thèse de Julien Chapuis [64], qui permet également l'enregistrement synchronisé des données issues de divers types de capteurs. L'intensité est mesurée à l'aide d'un capteur de courant à effet Hall de type LEM LT 505-S. La tension est directement mesurée entre l'extrémité du câble de masse au contact de la pièce, et le tube contact situé à l'extrémité de la torche de soudage. Les signaux électriques (tension et intensité) sont enregistrés sur toute la période de soudage (10 s. en général).

Pour connaître les caractéristiques du mouvement du fil d'apport à l'extrémité de la torche, la vitesse de dévidage est mesurée à l'aide d'un capteur de vitesse fil HKS de référence DV25 M. Ce type de capteur est habituellement placé en soudage MIG à l'entrée du dévidoir principal, pinçant le fil entre deux galets, dont la rotation induite par la translation du fil permet de mesurer la vitesse de dévidage [67]. L'encombrement au niveau du dévidoir de la torche de soudage ne permet pas de le fixer directement sur le fil. Le galet principal du capteur, qui permet le comptage, a été relié au galet du dévidoir par l'inter-

médiaire d'un tube de polyéthylène fabriqué sur mesure par prototypage rapide (Figure II.3). La mesure brute doit alors être ensuite corrigée pour prendre en compte la différence de diamètres des deux galets.

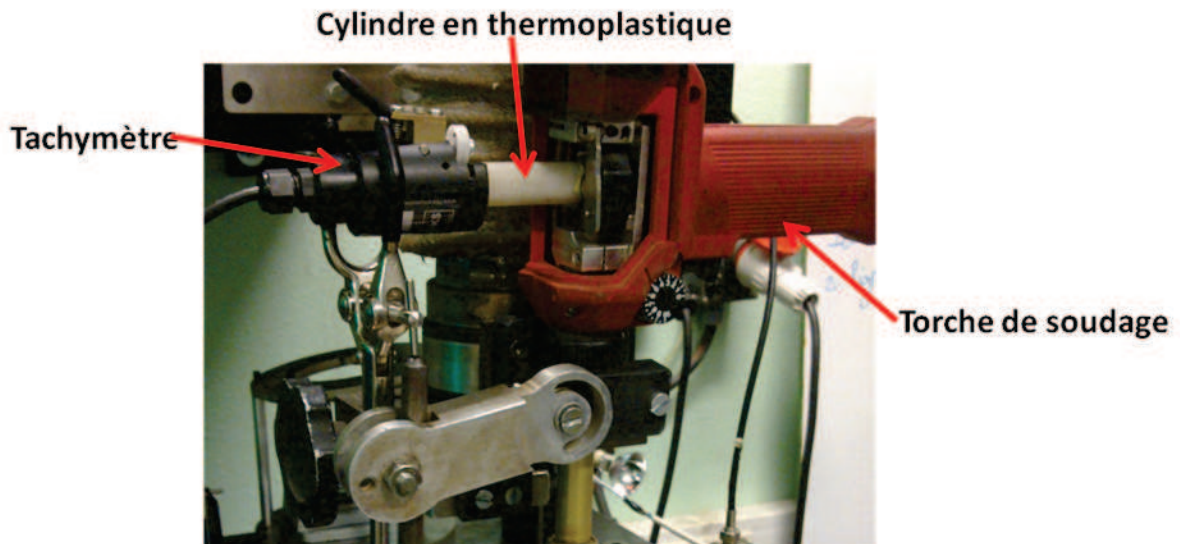


FIGURE II.3: Fixation du capteur de vitesse sur le dévidoir de la torche.

#### II.1.4 Visualisation du transfert de métal

La visualisation du transfert de métal est primordiale si l'on veut pouvoir étudier l'effet des paramètres du procédé sur les mécanismes de transfert. Le dispositif nécessaire est représenté sur la figure II.4.

Une caméra rapide PHANTOM ir300, qui permet d'obtenir des images dans le proche infrarouge, dans un spectre de longueur d'ondes allant de 600 à 1100 nm environ, a été utilisée. La vitesse d'acquisition est de 10 000 images par seconde pour une résolution de 256x256 pixels, et peut monter beaucoup plus haut pour des résolutions moindres. Pour pouvoir observer avec un bon contraste le métal liquide formé à l'extrémité du fil d'apport et son transfert sur le matériau de base, il est nécessaire de s'affranchir du rayonnement intense de l'arc électrique. Pour y parvenir, le fil d'apport est éclairé par une diode laser de 30 W, de longueur d'onde 808 nm, qui correspond à une longueur d'onde peu intense du spectre de l'arc électrique. Un filtre interférentiel calé sur la même longueur d'onde que la diode laser est placé sur l'objectif de la caméra, de manière à filtrer l'essentiel du rayonnement de l'arc et de ne recueillir que les images correspondant à la longueur d'onde

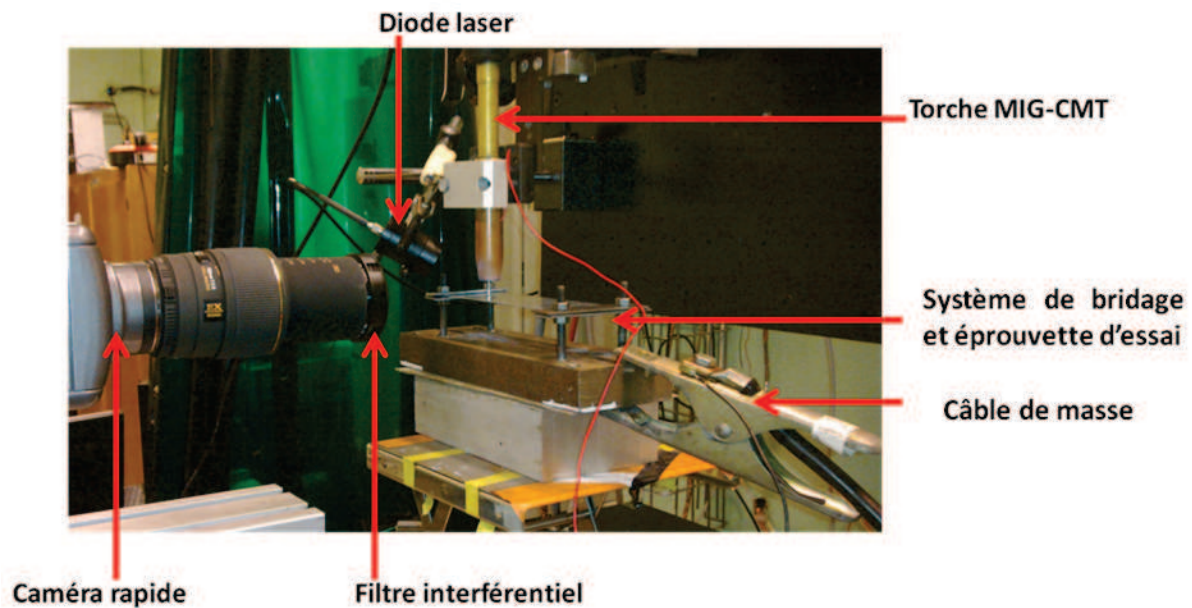


FIGURE II.4: Dispositif expérimental de visualisation des transferts.

de la diode. La caméra est orientée dans un plan horizontal à l'extrémité du fil, qui descend suivant un axe vertical, de manière à limiter les distorsions d'image que l'on pourrait rencontrer si l'axe de la caméra était incliné. Le positionnement de la diode laser par rapport à la caméra et à la surface du fil doit être précis, pour que la caméra puisse capter par réflexion spéculaire une partie du rayonnement de la diode réfléchi par la surface du fil d'apport. Pour limiter l'échauffement produit par la diode laser, sa puissance est limitée au minimum nécessaire pour éclairer la zone d'intérêt, c'est à dire environ 9 W. La fréquence d'acquisition de la caméra a été fixée à 9000 images par seconde, ce qui permet d'atteindre des résolutions d'image de 512x512 pixels. La mémoire interne de la caméra étant limitée, la séquence de soudage filmée ne peut dépasser 1,8 secondes à ces fréquences et résolutions.

Les images obtenues permettent d'observer qualitativement la forme et les mouvements du métal liquide formé à l'extrémité du fil, mais aussi de quantifier les caractéristiques morphologiques et la taille des gouttes formées. Pour cela, une phase de calibration est réalisée, une fois la caméra en position et réglée, à l'aide d'une image étalon.



## II.2 Matériaux utilisés et géométrie des éprouvettes

Dans ce chapitre, les essais réalisés pour caractériser le procédé CMT consistent à déposer un fil d'apport à base d'aluminium sur une tôle d'acier galvanisé.

### II.2.1 L'acier galvanisé

L'acier utilisé dans cette étude est un acier doux DC01 conforme à la norme EN 10130, utilisé sous la forme de tôle galvanisée d'épaisseur 1 mm. Ce type de produit est fabriqué par laminage à froid, et est destiné à la mise en forme par emboutissage ou pliage pour la fabrication de pièces de géométries complexes pour l'industrie automobile, l'électroménager, le mobilier métallique, la fabrication de fûts, d'appareils de chauffage et de ventilation, de tubes ou de profilés étroits [68]. La composition type de l'acier DC01 est indiquée dans le tableau II.1 [69]. La microstructure de l'acier se compose de grains de ferrite relativement fins, de forme équiaxe (Figure II.5a). Le revêtement de zinc, observé en microscopie optique, a une épaisseur relativement régulière de 23  $\mu\text{m}$  en moyenne (Figure II.5b).

TABLE II.1 – Composition chimique de l'acier DC01 [69]

Acire	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Fe
DC01	0,08	0,60	0,045	0,050	Reste

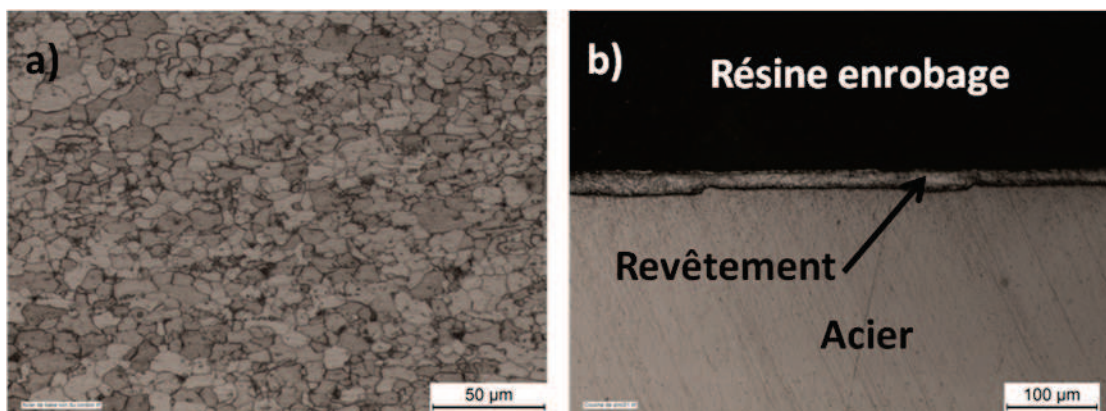


FIGURE II.5: (a) Microstructure de l'acier DC01, (b) épaisseur de revêtement de l'acier DC01 galvanisé (microscopie optique).



## II.2.2 Le métal d'apport

Le métal d'apport utilisé est l'alliage d'aluminium 4043 (Al-5Si), sous la forme d'une bobine de fil de diamètre 1,2 mm. La teneur élevée en silicium (de 4,5 % à 6 %, cf. tableau II.2) diminue la température de fusion de l'aluminium (577-625°C), ce qui présente l'avantage dans le cas du soudage acier/aluminium de permettre de diminuer la température de l'interface, et donc de limiter l'épaisseur d'intermétallique formé, dont la croissance devrait de plus être ralentie par la présence du silicium. Cet élément permet de plus d'améliorer la fluidité et le mouillage du métal liquide. Ce type de métal d'apport présente une bonne résistance à la fissuration à chaud, problème fréquemment rencontré lors du soudage de l'aluminium.

**TABLE II.2** – Composition chimique de l'alliage d'aluminium 4043 (d'après EN ISO 18273)

Alliage	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Zn (%)	Ti (%)	Al
4043	4,5-6	0,8	0,3	0,05	0,05	0,1	0,2	Reste

## II.2.3 Les éprouvettes

Les essais consistent à déposer le fil d'aluminium Al-5Si fondu sur la surface de tôles d'acier DC01 galvanisé de dimensions 200x50x1 mm<sup>3</sup>. Les éprouvettes sont reliées au support uniquement en quatre points à leurs extrémités, de manière à ce que le montage modifie le moins possible le cycle thermique produit par le procédé (Figure II.6).

Avant chaque essai, l'axe de la torche est orienté avec précision pour qu'il soit bien perpendiculaire aux éprouvettes, et la distance pièce-buse de soudage est réglée à 10 mm. Le débit de gaz de protection, constitué d'argon pur (Argon Technique, Air Products) est fixé à 12 l/min pour tous les essais réalisés.

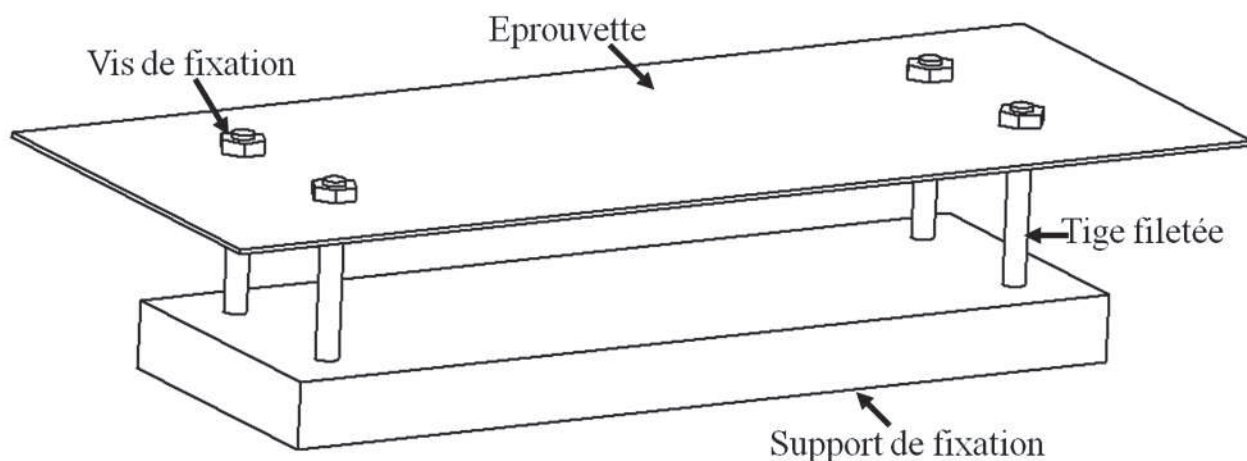


FIGURE II.6: Géométrie des éprouvettes et du support d'essai.

## II.3 Analyse du transfert de métal en CMT

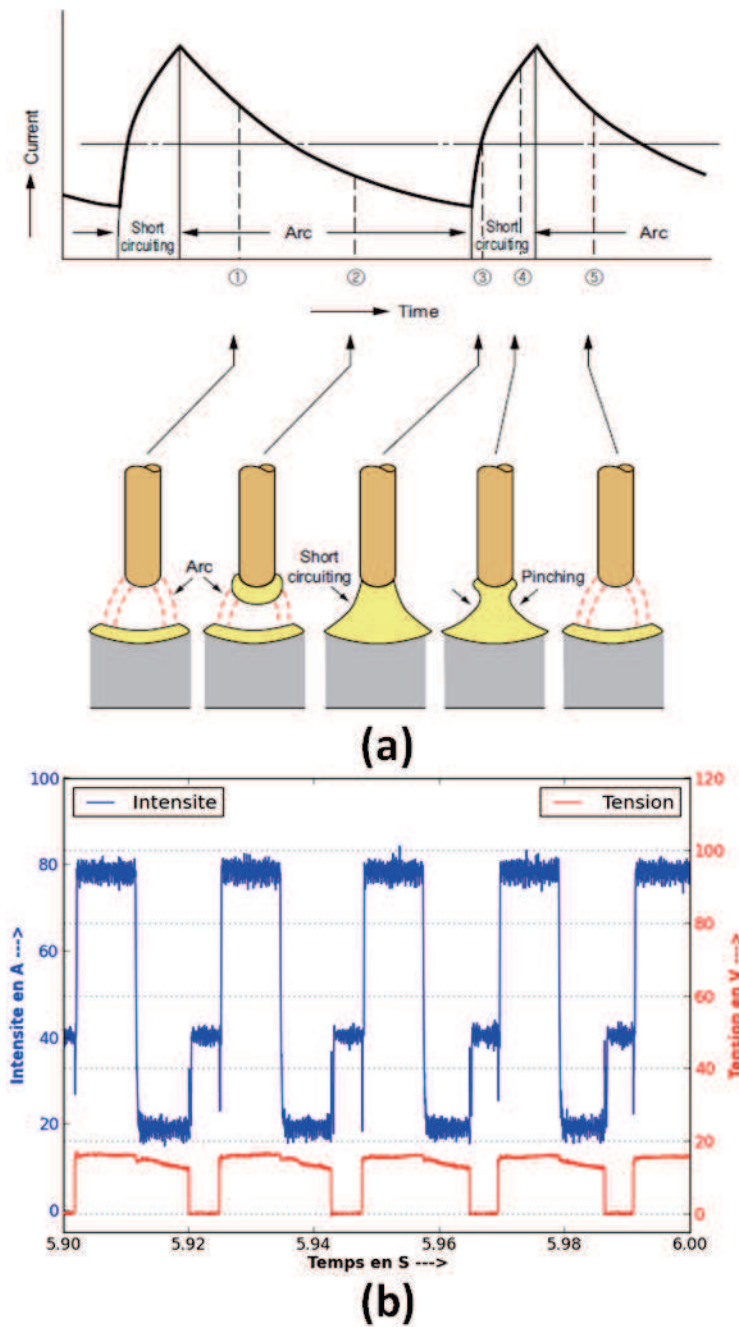
Le procédé de soudage CMT est le résultat d'une évolution du procédé MIG en régime de transfert par court-circuit conventionnel, dans lequel la forme d'onde et le mouvement de translation du fil d'apport durant la phase de court-circuit sont contrôlés. Il combine à la fois les avantages de basse énergie du transfert par court-circuit, et de faibles taux de projections du régime pulsé.

La compréhension fine du mode de fonctionnement du procédé CMT est nécessaire si l'on veut parvenir, dans un second temps, à l'optimisation de ses paramètres opératoires pour obtenir les meilleures qualités d'assemblage. L'analyse combinée des images vidéo montrant le transfert de métal et des signaux de tension, d'intensité et de vitesse fil est d'abord menée pour comprendre les différentes phases du transfert de métal avec ce procédé. Pour s'assurer de la répétabilité des observations, trois essais sont systématiquement réalisés avec des paramètres opératoires identiques. Nous avons choisi pour cette analyse d'utiliser une loi synergique pré-programmée dans le poste CMT pour un fil d'apport Al-5Si de diamètre 1,2 mm, qui propose par défaut des jeux de paramètres associés, et avons sélectionné dans cette loi synergique quelques jeux de paramètres fournissant un transfert stable (c'est à dire un dépôt de matière régulier, avec des courts-circuits quasi périodiques).

### **II.3.1 Analyse des formes d'onde du cycle électrique**

L'évolution des signaux de tension et intensité du procédé CMT synchronisés sur un intervalle de temps de 0,1 s est illustrée sur la figure II.7b. Le signal de tension montre des chutes relativement périodiques de la tension jusqu'à une valeur proche de zéro, indiquant les phases de court-circuit. Ce type de signal montre que l'intensité du courant est insuffisante pendant les phases d'arc (lorsque la tension est non nulle) pour à la fois fondre et détacher une goutte de métal liquide à l'extrémité du fil d'apport, qui entre donc en contact avec l'éprouvette et crée le court-circuit. Cependant, les phases de court-circuit ne sont pas associées à une augmentation de l'intensité, contrairement au régime de transfert par court-circuit classique (Figure II.7a), où cette augmentation est nécessaire pour produire les forces électromagnétiques de pincement qui vont permettre le détachement du fil. La forme d'onde du courant ne suffit pas à elle seule à expliquer le mécanisme de transfert en CMT, et il faut donc s'intéresser aussi au mouvement du fil. On peut aussi constater que la forme d'onde du courant s'apparente à celle rencontrée en régime de transfert pulsé, puisqu'on observe durant la phase d'arc des pulsations de courant, dont le niveau d'intensité ou la durée sont toutefois insuffisants pour produire le transfert, c'est à dire le détachement de la goutte formée à l'extrémité du fil sous l'effet des forces électromagnétiques de pincement, puisque les phases d'arc sont entrecoupées par des périodes de court-circuit.

On peut constater sur la figure II.8, qui présente sur une échelle de temps réduite un cycle de transfert correspondant au dépôt d'une goutte de métal provenant du fil d'apport, que le signal de l'intensité est parfaitement synchronisé avec le signal de tension. En effet, dès que le court-circuit se produit, révélé par le passage à une valeur quasi-nulle de la tension de soudage du fait de l'extinction de l'arc électrique, l'intensité change instantanément, pour se stabiliser à un nouveau niveau en une milliseconde environ. De la même façon, l'intensité atteint un niveau "haut" moins d'une milliseconde après le rétablissement de l'arc électrique, détectable à l'augmentation de tension associée. Le cycle de transfert de métal se compose ainsi d'une phase de court-circuit et d'une phase d'arc, qui peut elle-même se décomposer en une phase "d'arc chaud" correspondant à la pulsation d'intensité, et une phase "d'arc froid" associée à une intensité plus basse (Figure II.8).



**FIGURE II.7:** Evolution des signaux de tension et d'intensité correspondant (a) au régime de transfert par court-circuit classique [70], et (b) au régime de transfert CMT.

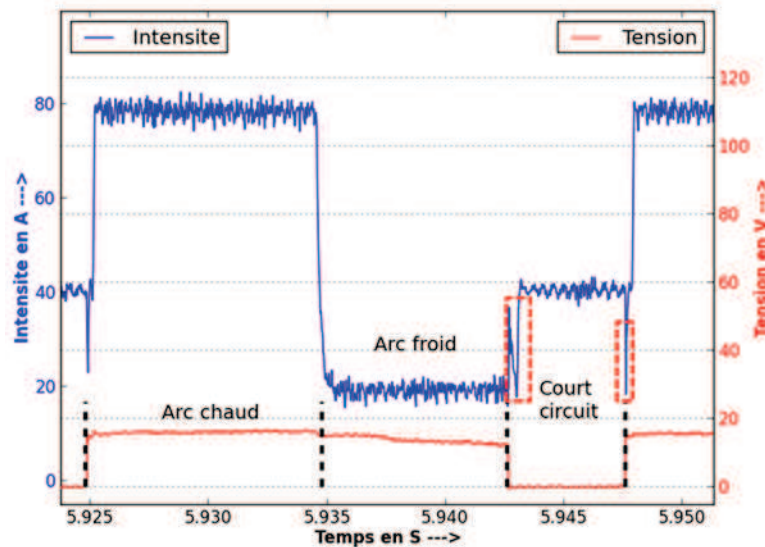


FIGURE II.8: Cycle électrique montrant les phases du transfert de métal en CMT.

### II.3.2 Etude du transfert de métal

Afin de mieux comprendre l'influence de la forme d'onde et du mouvement du fil d'apport sur le mécanisme de transfert en CMT, des enregistrements vidéo synchronisés avec le signal électrique ont été réalisés [64]. La figure II.9 montre que le mouvement du fil s'inverse pendant la phase de court-circuit (images 1 à 3). Le retrait mécanique du fil produit une diminution du diamètre du "pont liquide" reliant le fil à l'éprouvette, jusqu'à la rupture de ce pont (image 3). La rupture du court-circuit entraîne l'augmentation de la tension qui déclenche une pulsation de courant à haute intensité permettant le réamorçage de l'arc électrique (image 4). Le mouvement du fil se stabilise pendant la durée de la pulsation, qui produit également la fusion de l'extrémité du fil, sous l'effet principalement de la chaleur de condensation des électrons venant frapper l'électrode (le fil électrode joue le rôle d'anode). La tension, qui dépend principalement de l'intensité et de la hauteur d'arc, reste sensiblement constante durant cette phase. A la fin de la pulsation, une goutte liquide s'est formée à l'extrémité du fil (image 6). L'intensité de l'arc électrique diminue brusquement (ce qui atténue fortement son rayonnement), et le dévidage du fil vers l'éprouvette reprend (image 7), s'accompagnant d'une baisse progressive de la tension, jusqu'à l'établissement d'un nouveau court-circuit (image 8), avec une chute brutale de la tension à une valeur proche de zéro. La baisse d'intensité pendant la phase de descente du fil permet

de limiter l'échauffement et la fusion du fil, qui pourrait conduire au détachement de la goutte si son volume devenait trop important. Le mouvement du fil s'inverse à nouveau jusqu'à la rupture du court-circuit (images 2-3).

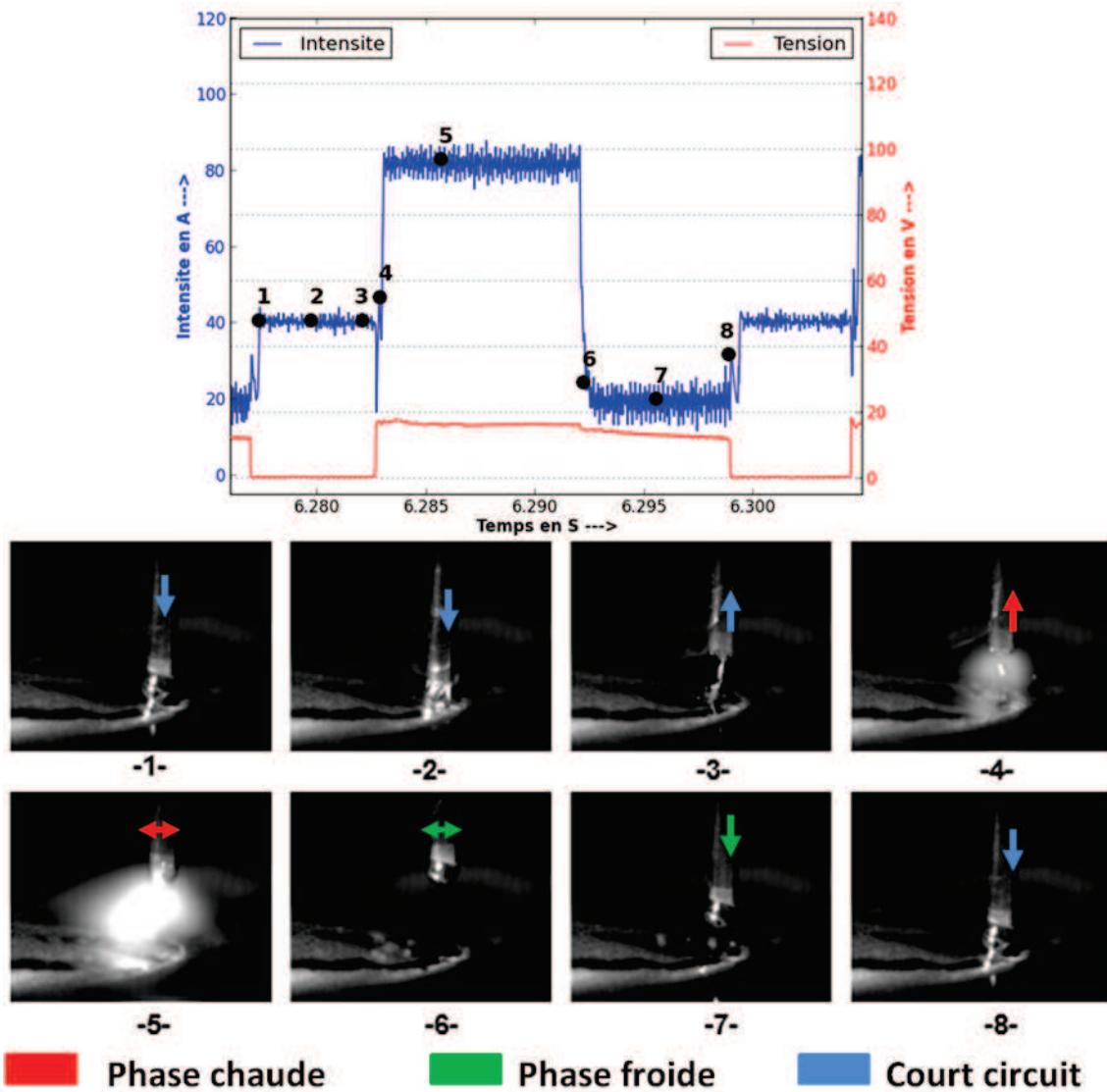
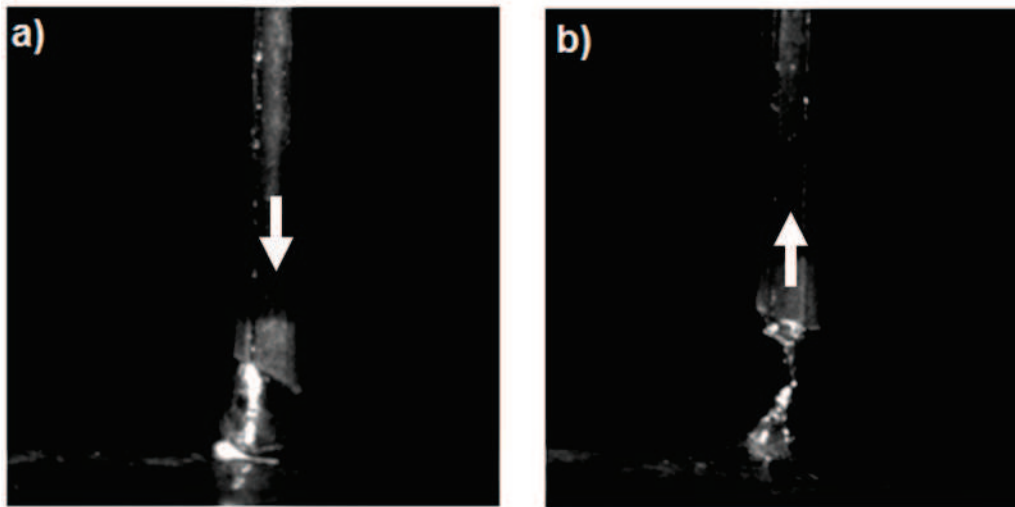


FIGURE II.9: Images du transfert de métal et signaux de courant associés en CMT.

Notons qu'une partie de la goutte reste attachée au fil électrode après la rupture du court-circuit, et n'est transférée que lors du court-circuit suivant (Figure II.10).



**FIGURE II.10:** (a) Goutte formée avant le court circuit, et (b) métal resté attaché à l'extrémité du fil après le détachement de la goutte.

Pour mieux connaître le mouvement du fil, nous avons mesuré à l'aide du capteur de vitesse la vitesse de dévidage au niveau du dévidoir situé dans la torche de soudage (cf. Figure 3). La figure II.11 montre que la vitesse de dévidage de fil diminue au début du court-circuit pour s'annuler et devenir négative. Il y a donc une décélération progressive du fil, puis une inversion de son mouvement, et une accélération rapide de son retrait jusqu'à une vitesse maximale. L'inversion du mouvement du fil (point 1) se produit juste au milieu de la phase de court-circuit. La décélération du mouvement de retrait s'amorce peu de temps après la rupture du court-circuit (point 3), et la vitesse du fil s'annule pendant la phase "d'arc chaud" (points 4 à 6). Le fil reste ainsi immobile durant toute la pulsation de courant, pendant laquelle la goutte grossit à l'extrémité du fil. Enfin, après la pulsation, au début de la phase "d'arc froid" sous une faible intensité, la vitesse de dévidage de fil augmente à nouveau pour atteindre une valeur maximale (point 7), un peu inférieure à la vitesse maximale de retrait. La vitesse de dévidage reste maximale pendant environ deux millisecondes, puis ralentit un peu jusqu'à ce que le fil entre en contact avec l'éprouvette (points 8-9). La vitesse de descente diminue alors rapidement pour s'annuler (point 1) et devenir à nouveau négative (point 2).

Les trois phases du transfert de métal avec le procédé CMT sont récapitulées dans la figure II.12.



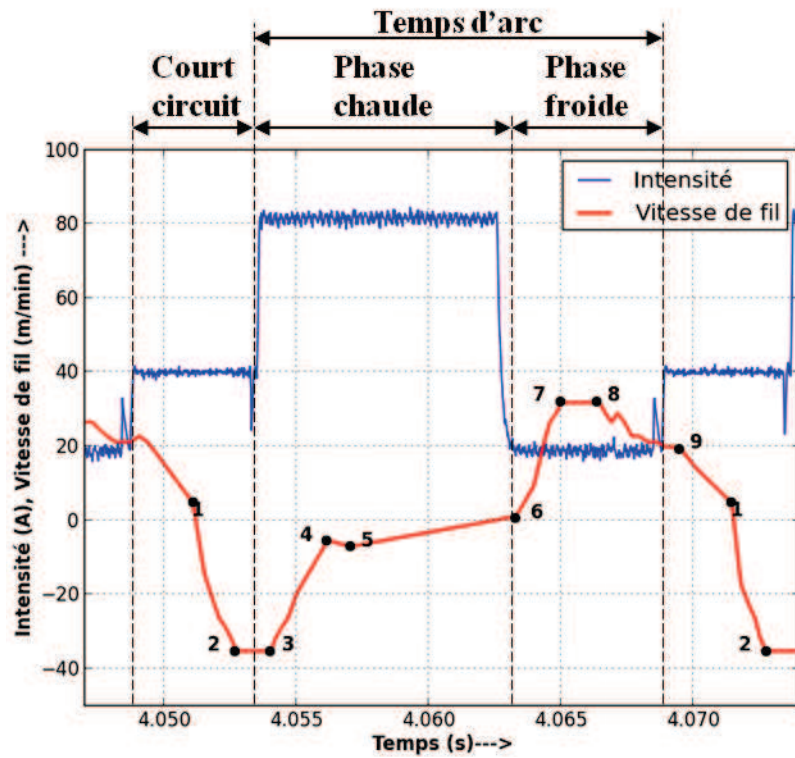


FIGURE II.11: Evolution de la vitesse de fil et de l'intensité de soudage au cours d'une période de transfert de métal en CMT.

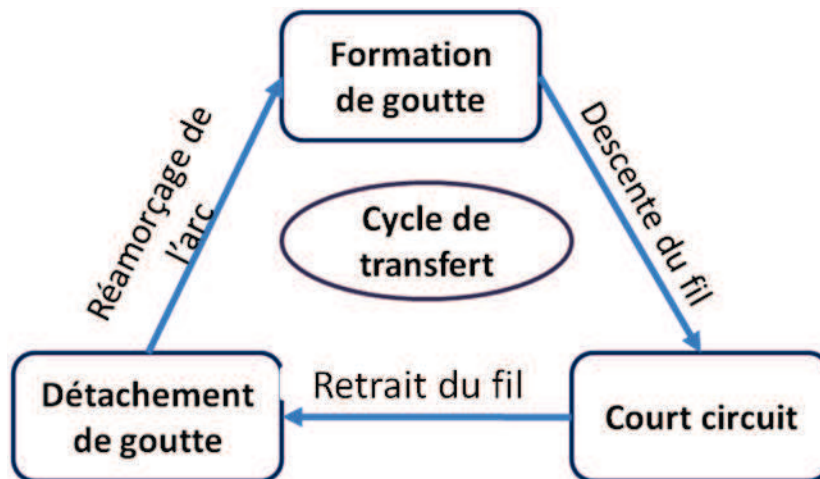


FIGURE II.12: Cycle de transfert de métal en MIG-CMT.



## II.4 Influence des paramètres de la forme d'onde sur le transfert

### II.4.1 Description des paramètres caractérisant la forme d'onde

La forme d'onde de courant est caractérisée par plusieurs paramètres principaux, représentés sur la figure II.13 :

- la phase de court-circuit est caractérisée par l'intensité de court-circuit  $I_{cc}$  (3) ;
- la phase de pulsation (arc chaud) ou "boost", est caractérisée par une intensité  $I_p$  (6), une durée  $t_p$  (7), et deux paramètres relatifs à l'augmentation de l'intensité depuis la phase précédente de court-circuit (vitesse de hausse du courant (4) et décélération de la vitesse de hausse (5)) ;
- enfin, la phase "d'arc froid" est caractérisée par une intensité  $I_f$  (1) et deux paramètres contrôlant la baisse de courant au début de la phase (vitesse de baisse du courant (8) et décélération de la vitesse de baisse (9)).

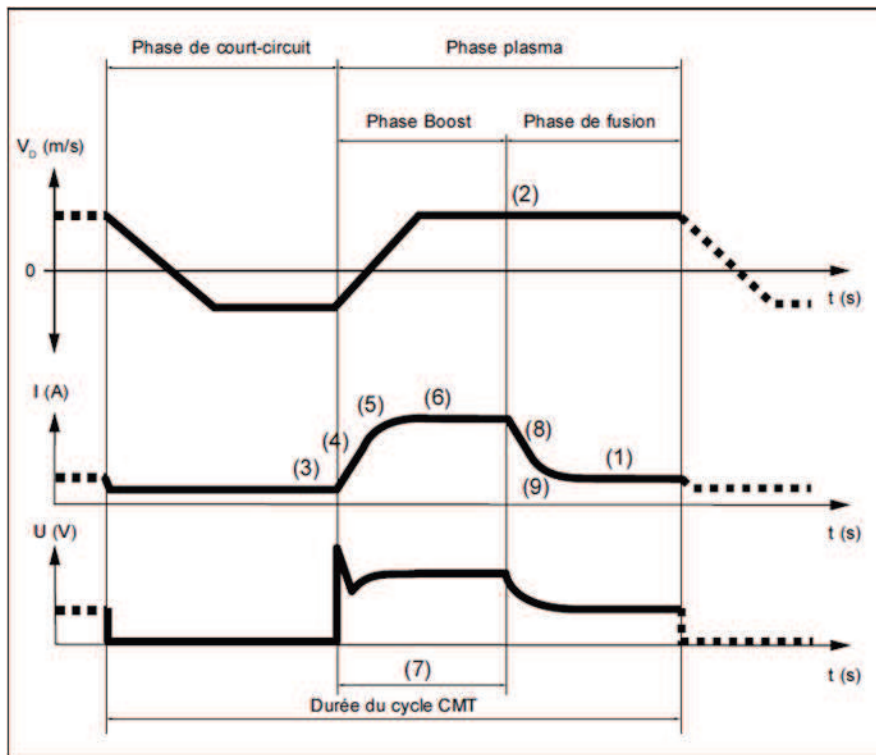


FIGURE II.13: Formes d'onde caractéristiques du cycle de transfert en CMT [16].

## II.4. INFLUENCE DES PARAMÈTRES DE LA FORME D'ONDE SUR LE TRANSFERT

Les durées de la phase froide et du court-circuit ne sont pas fixées, elles dépendent de la vitesse de descente du fil (pour la phase froide) et de retrait du fil (pour la phase de court-circuit), que l'on peut également régler (2).

Pour faciliter les réglages, qui peuvent s'avérer fastidieux étant donné le nombre important de paramètres, nous avons choisi d'utiliser les fonctions de synergie pré-enregistrées pour un fil d'apport Al-5Si de diamètre 1,2 mm. Ces fonctions permettent d'identifier des jeux de paramètres adaptés pour obtenir un transfert de métal stable en régime CMT. Parmi les neuf paramètres cités plus haut, seuls les quatre principaux ont été modifiés : l'intensité  $I_p$  et la durée  $t_p$  de la pulsation, l'intensité de la phase d'arc froid  $I_f$ , et l'intensité de court-circuit  $I_{cc}$ . La vitesse de dévidage et de retrait du fil  $V_f$ , qui a aussi une grande importance (elle détermine la durée des phases de court-circuit et d'arc froid), a été fixée pour tous les essais à une valeur constante de 20 m/min. Dix-sept jeux de paramètres ont été retenus (tableau II.3). Les essais sont tous réalisés en utilisant une vitesse de soudage de 60 cm/min. Les paramètres tension et intensité sont enregistrés en continu pendant les essais, pour vérifier leurs valeurs moyennes par rapport aux valeurs de consigne. Chaque essai dure 10 secondes, ce qui donne des cordons de 10 cm de long.

**TABLE II.3** – Paramètres de soudage retenus pour les différents essais

N° d'essai	$I_p$	$t_p$	$I_f$	$I_{cc}$	$V_f$
1	24	29	15	40	20
2	27	22	15	40	20
3	30	15	15	40	20
4	47,1	13	16,4	40	20
5	64,3	11	17,8	40	20
6	81,4	9	19,2	40	20
7	98,5	7	20,7	40	20
8	115,7	5	22,1	40	20
9	132,8	3	23,5	40	20
10	150	1	25	40	20
11	150	1,15	28,8	40	20
12	150	1,30	32,6	40	20
13	150	1,38	34,6	40	20
14	150	1,53	38,4	40	20
15	150	1,61	40,3	40	20
16	150	1,69	42,3	40	20
17	150	1,76	44,2	40	20

## **II.4.2 Evolution des paramètres de la forme d'onde et de la puissance pour les différents essais**

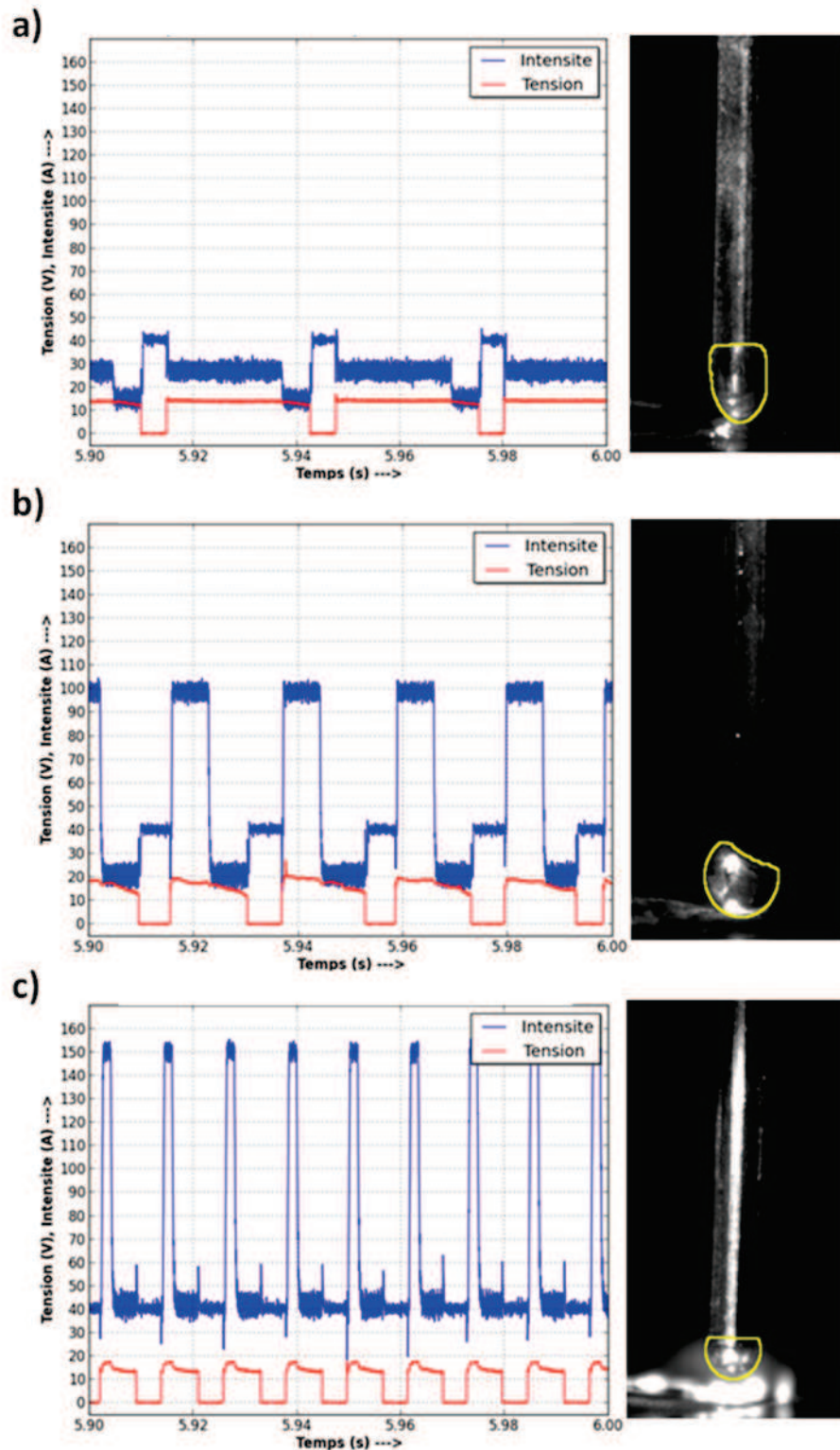
Les différents essais peuvent être regroupés en trois types de forme d'onde (Figure II.14) :

- le premier type (essais 1 à 3) est caractérisé par une intensité de pulsation très faible, inférieure à l'intensité de court-circuit, et une durée de pulsation importante (Figure II.14a) ;
- le deuxième type (essais 4 à 9) correspond à des intensités de pulsation plus élevées que l'intensité de court-circuit, avec des durées de pulsation de plus en plus courtes au fur et à mesure que l'intensité augmente (Figure II.14b) ;
- enfin, le troisième type (essais 10 à 17) correspond à une forme d'onde présentant des pulsations très courtes d'intensité constante de 150 A (Figure II.14c).

Notons que quelque soit le type de forme d'onde, la tension maximale ne dépasse jamais 20 V, ce qui correspond à la borne supérieure du domaine de tension permettant un régime de transfert par court-circuit (cf. 2.3, chapitre 1).

La géométrie des gouttes formées à l'extrémité du fil varie également selon la forme d'onde (Figure II.14). Pour le premier type de forme d'onde correspondant à de faibles intensités, la goutte formée est très allongée et du même diamètre que le fil, la limite de la zone liquide étant difficile à cerner avec évidence. Cette géométrie semble indiquer de faibles gradients thermiques avec une faible température de goutte, qui présente alors une viscosité élevée ne permettant pas à la goutte d'atteindre une géométrie de calotte sphérique qui minimiserait les tensions de surface. Lorsque l'intensité des pulsations augmente et que leur durée reste assez élevée, la température de goutte semble plus élevée, car elle adopte la forme d'une calotte sphérique, avec un diamètre qui devient supérieur à celui du fil en raison du volume important des gouttes formées. Le troisième type de forme d'onde, avec des pulsations très courtes de forte intensité, produit des gouttes de petite taille et de forme quasi-hémisphérique.

## II.4. INFLUENCE DES PARAMÈTRES DE LA FORME D'ONDE SUR LE TRANSFERT



**FIGURE II.14:** Les différents types de formes d'ondes délivrées par le procédé CMT, et géométrie des gouttes formées à l'extrémité du fil.

La figure II.15 montre les intensités moyennes de chacune des trois phases du cycle de transfert CMT enregistrées pendant les essais. Ces valeurs sont très proches des valeurs de consigne, ce qui montre un très bon contrôle de la forme d'onde du courant du procédé CMT. Le courant de pulsation augmente légèrement pour les trois premiers essais, puis plus rapidement jusqu'à l'essai 10, avant de se stabiliser à la valeur maximale de 150 A. Le courant de la phase d'arc froid diminue très légèrement pour les trois premiers essais (alors que les valeurs de consigne sont identiques), puis augmente ensuite de manière continue. Le courant de court-circuit demeure quand à lui sensiblement constant et égale à la valeur de consigne fixée, de 40 A.

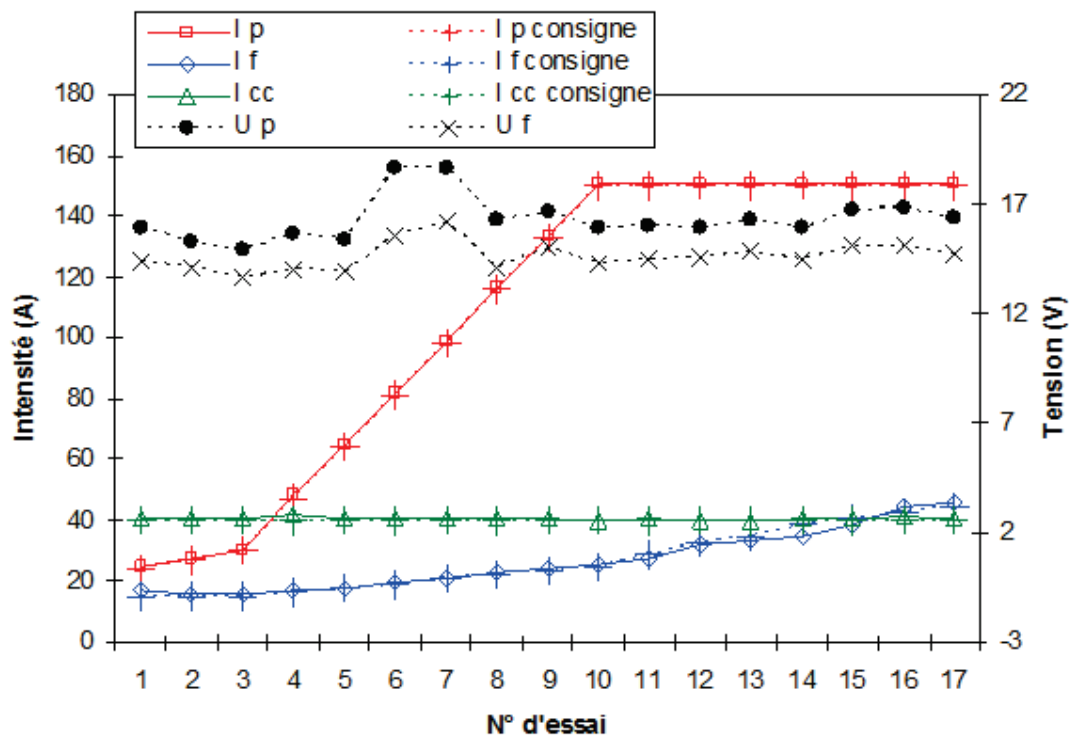


FIGURE II.15: Evolution de l'intensité moyenne et de la tension des trois phases du transfert CMT pour les différents essais.

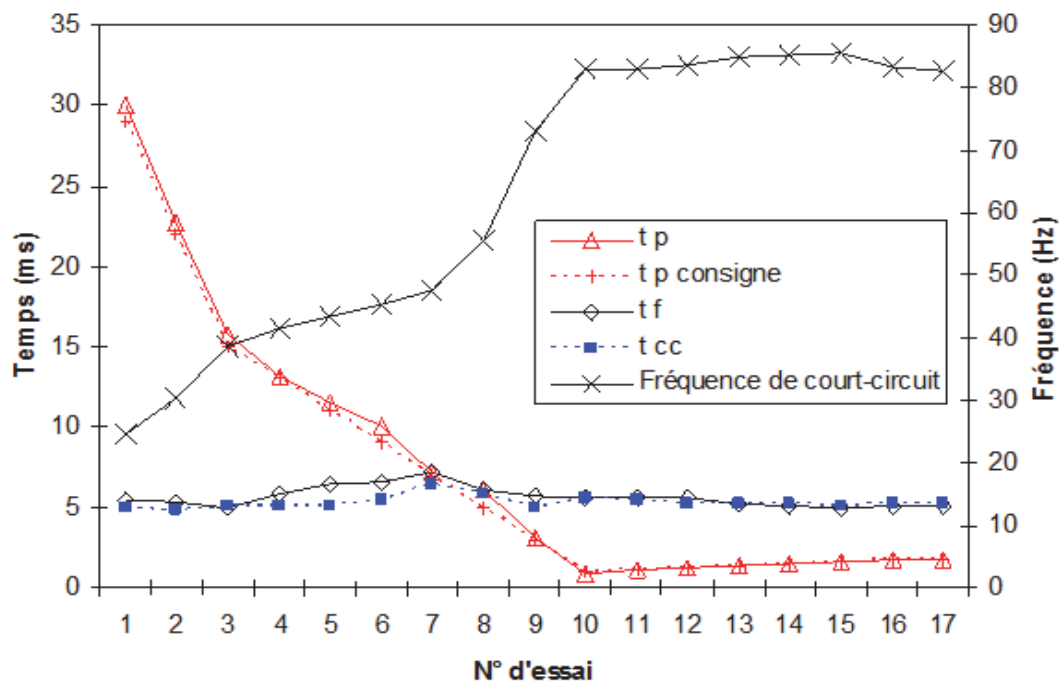
La durée de la pulsation est l'un des paramètres de consigne de la forme d'onde (Tableau II.3). Les mesures effectuées à partir des enregistrements de l'intensité pour les différents essais montrent que les valeurs de consigne sont la aussi bien respectées (Figure II.16). Les durées des phases d'arc froid et de court-circuit en revanche ne sont pas directement fixées comme consigne. La durée de la phase d'arc froid dépend du temps nécessaire pour que l'extrémité du fil électrode vienne au contact de l'éprouvette, c'est

à dire, si l'on néglige la modification de géométrie due à la fusion de l'extrémité du fil, le temps nécessaire pour qu'il parcourt la distance correspondant à la hauteur d'arc de la phase de pulsation. La durée du court-circuit dépend quand à elle du temps nécessaire pour que le pont liquide se rompe sous l'effet du retrait du fil. Les vitesses de dévidage et de retrait du fil réglées sont constantes pour tous les essais (Tableau II.3), la durée de ces phases devrait alors dépendre principalement du volume et de la géométrie de la goutte liquide formée à l'extrémité du fil. Une large goutte devrait avoir en particulier pour effet d'augmenter la durée du court-circuit, en allongeant le pont liquide formé. Afin de s'assurer que les vitesses de consigne sont respectées, nous avons enregistré les vitesses de fil grâce au capteur de vitesse relié au dévidoir de la torche. Pour vérifier l'étalonnage du capteur, des mesures de vitesse fil ont aussi été réalisées par corrélation d'images vidéo à grande vitesse de l'extrémité du fil, pour quelques essais. La figure II.17 montre les vitesses maximales de dévidage et de retrait du fil d'apport mesurées à l'aide du capteur pour les différents essais. On peut constater que la vitesse de dévidage maximale, comme la vitesse de retrait maximale, sont identiques pour tous les essais. La vitesse maximale de retrait du fil est cependant un peu supérieure (35,3 m/min en moyenne) à la vitesse maximale de dévidage (31,8 m/min en moyenne), les deux étant bien supérieures à la vitesse de consigne, de 20 m/min. La vitesse de consigne n'est en faite atteinte qu'en fin de dévidage, à la fin de la phase d'arc froid, juste avant le court-circuit (Figure II.11). En fin d'impulsion, le fil commence en effet par descendre à une vitesse maximale supérieure à la vitesse de consigne (32 m/min environ) pendant environ 2 ms, puis la vitesse diminue jusqu'à la consigne de 20 m/min, avant de s'annuler puis de s'inverser lorsque le court-circuit est établi.

La figure II.16 montre que les durées de court-circuit et d'arc froid sont relativement constantes pour tous les essais, autour de 5 ms, excepté pour les essais 5 à 8, et surtout pour le 7, où ce temps excède 6 ms. Ceci est probablement dû à un volume de goutte formée plus important, qui augmente la durée du court-circuit, et donc la phase de retrait du fil, produisant un arc plus long à la rupture du court-circuit (ce que confirme la tension de pulsation plus élevée dans ce cas, figure II.15). L'arc étant plus long après la pulsation, le fil met ensuite plus de temps à revenir en contact avec l'éprouvette pendant le dévidage, qui se produit au cours de la phase d'arc froid, conduisant à une durée d'arc froid plus

élevée.

La durée de la pulsation étant de plus en plus courte pour les dix premiers essais, la fréquence des courts-circuits, calculée par transformée de Fourier du signal de tension, augmente jusqu'à l'essai 10, puis demeure sensiblement constante (Figure II.16). On peut observer que la durée totale d'arc ( $t_p + t_f$ ) est plus élevée que la durée de court-circuit pour les premiers essais, alors que ces durées deviennent du même ordre à partir de l'essai 10,  $t_p$  devenant très faible.



**FIGURE II.16:** Evolution de la durée des trois phases du transfert CMT et de la fréquence de court-circuit pour les différents essais.

La figure II.18 montre l'évolution de la puissance moyenne de soudage. Les valeurs moyennes sont calculées par l'intégration par rapport au temps sur la durée totale de soudage (10 s) des puissances instantanées mesurées :

$$P = \frac{1}{t_f} \int_{t=0}^{t_f} UI dt \quad (\text{II.1})$$

Où U et I sont respectivement la tension et l'intensité instantanées mesurées.

## II.4. INFLUENCE DES PARAMÈTRES DE LA FORME D'ONDE SUR LE TRANSFERT

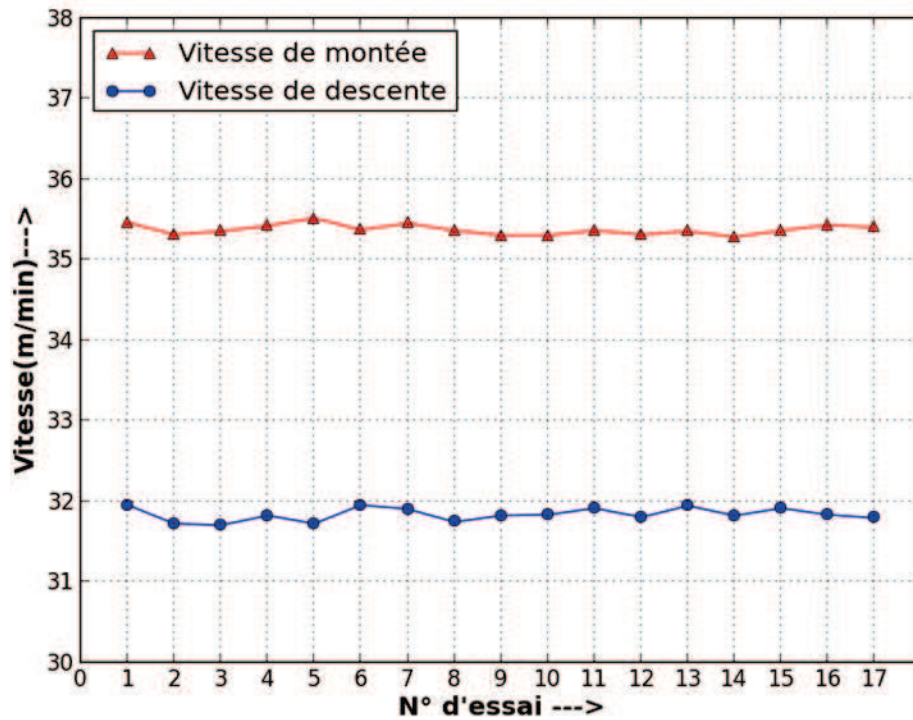


FIGURE II.17: Vitesses de dévidage (descente) et de retrait (montée) du fil pour les différents essais.

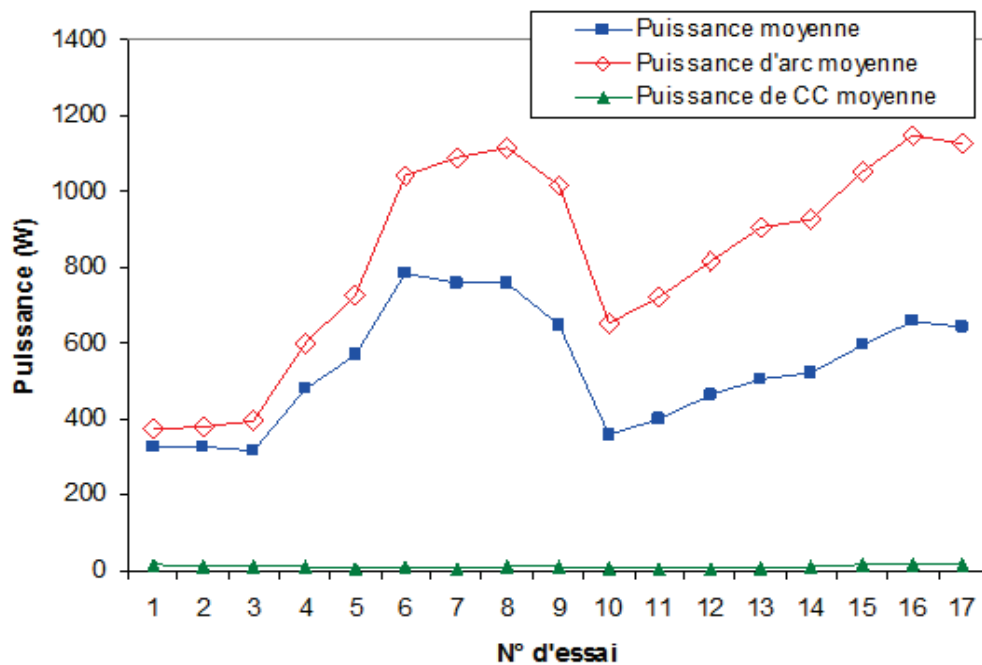


FIGURE II.18: Puissances moyennes calculées pour les différents essais.

Les puissances moyennes varient de 320 W à 790 W. Notons que pendant la phase de court-circuit, la puissance instantanée est très faible, puisque la tension est quasiment



nulle. Pour comparer les phases d'arc des différents essais, les puissances moyennes d'arc ont aussi été calculées. Les différences entre les essais sont alors plus marquées que pour les puissances moyennes, et vont de 370 W à 1150 W environ. On peut remarquer que la puissance moyenne augmente jusqu'à l'essai 6, du fait de l'augmentation du courant de la phase de pulsation, mais diminue ensuite, sous l'effet de la diminution de la durée de pulsation devenant plus important que celui de l'augmentation du courant de pulsation. Après l'essai 10, la puissance augmente à nouveau sous l'effet combiné de la légère augmentation de la durée de pulsation et de l'intensité d'arc froid.

En soudage, l'énergie transmise au métal de base est généralement exprimée par l'énergie linéique, correspondant au rapport entre la puissance et la vitesse de soudage ( $U.I/V$ , en J/mm). L'énergie linéique totale a été décomposée en trois contributions, correspondant aux phases de pulsation, d'arc froid et de court-circuit. La figure II.19 montre l'évolution de ces paramètres pour les différents essais. Comme la vitesse de soudage est la même pour tous les essais, l'évolution observée pour l'énergie linéique totale suit la même tendance que celle observées pour la puissance moyenne. On peut constater que l'énergie fournie par la phase de pulsation est la contribution principale à l'énergie totale pour les essais 1 à 9, alors que l'énergie fournie par la phase d'arc froid devient du même ordre de grandeur à partir de l'essai 10, du fait de la forte diminution de la durée de pulsation.

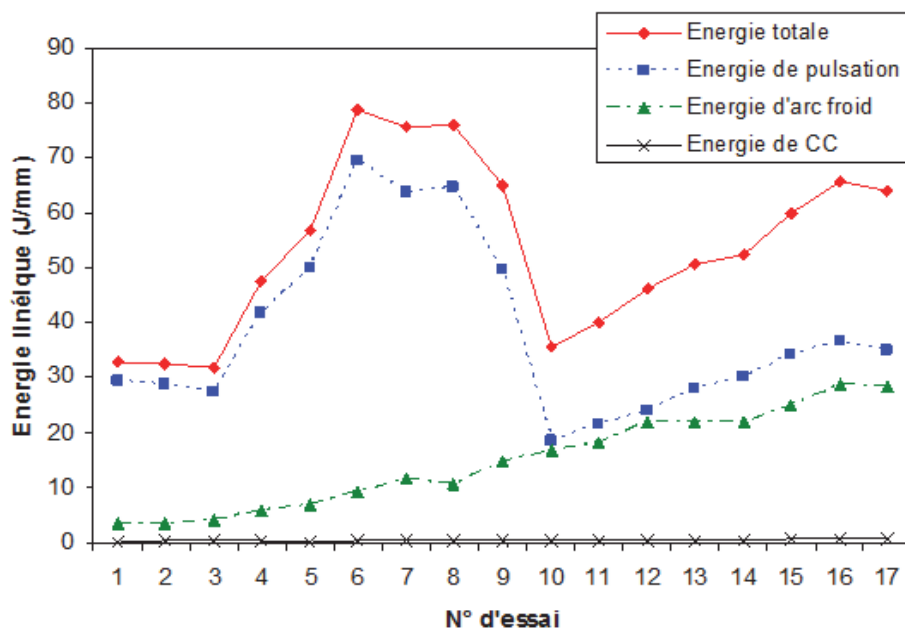


FIGURE II.19: Evolution des énergies linéiques pour les différents essais.

### II.4.3 Evolution du transfert de métal pour les différents essais

Le poids de métal déposé a été mesuré grâce à une balance Ohaus Explorer d'une précision de 0,1 mg. Les éprouvettes sont pesées avant essais, puis après le dépôt de soudure. Les résultats sont représentés sur la figure II.20 pour les différents essais. Le poids déposé par seconde augmente pour les premiers essais, jusqu'à l'essai 7, puis se stabilise et diminue jusqu'à l'essai 10, avant d'augmenter à nouveau. Ces évolutions suivent sensiblement la même tendance que celle observée pour la puissance (Figure II.18). On peut toutefois observer que le taux de dépôt pour les derniers essais, correspondant aux fréquences de court-circuit maximales, est le plus élevé de tous, alors que la puissance est maximale pour les essais 6 à 8.

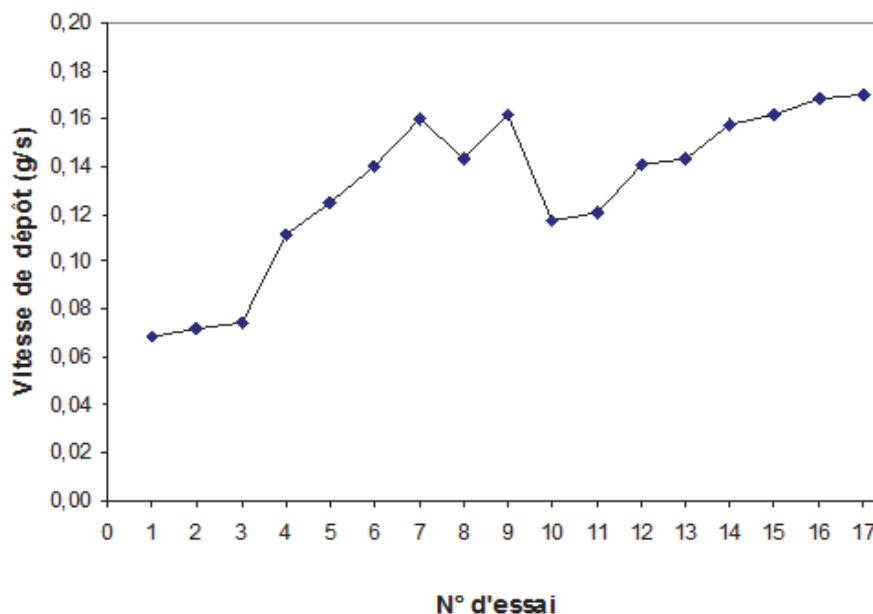


FIGURE II.20: Evolution du taux de dépôt pour les différents essais.

Le poids de métal déposé à chaque court-circuit peut être déduit en divisant le taux de dépôt par la fréquence de court-circuit. L'évolution de la surface des gouttes formées à l'extrémité du fil a également été déterminée pour certains essais à partir de l'analyse des images de vidéo rapide enregistrées. Un poids de métal déposé par court-circuit a ainsi pu être estimé à partir de ces surfaces, en faisant l'hypothèse que les gouttes ont une géométrie axisymétrique. Si l'on compare les résultats obtenus par pesée et ceux

estimés par cette méthode (Figure II.21), on constate quelques variations, qui peuvent être attribuées au fait que les gouttes ne sont en réalité pas axisymétriques. Les évolutions sont cependant les mêmes (excepté pour les essais 5 à 7 pour lesquels la méthode basée sur l'analyse d'image surestime le poids mesuré), ce qui permet de valider la méthode d'analyse d'image pour étudier qualitativement l'évolution du poids des gouttes formées à l'extrémité du fil au cours des différentes phases du transfert en CMT.

La figure II.22 montre ainsi le poids des gouttes formées à l'extrémité du fil lors des différentes étapes du cycle de transfert CMT, calculées grâce à cette technique d'analyse d'image. A la fin de la phase de court-circuit, lorsque l'arc se réamorçait, une partie de la goutte, d'une masse de 2 mg environ, reste systématiquement attachée à l'extrémité du fil, quelque soient les paramètres de soudage. La goutte croît ensuite pendant la phase de pulsation, et continue sa croissance pendant la phase d'arc froid. On peut déduire de cette figure que la principale source d'énergie produisant la croissance de la goutte provient de la pulsation, mais que la phase d'arc froid peut aussi contribuer significativement à la fusion du fil, le poids de métal fondu pendant cette phase pouvant représenter jusqu'à 30% du poids de métal déposé pour certains essais. Le poids de chaque goutte déposée est globalement plus élevé pour les premiers essais que pour les derniers, à partir de l'essai 10, qui correspondent à des durées de pulsation très courtes, de 1 ms environ. Cependant, du fait de la plus grande fréquence des courts-circuits, le taux de dépôt est aussi élevé, voire plus, pour les derniers essais que pour les premiers (Figure II.20).

## II.4. INFLUENCE DES PARAMÈTRES DE LA FORME D'ONDE SUR LE TRANSFERT

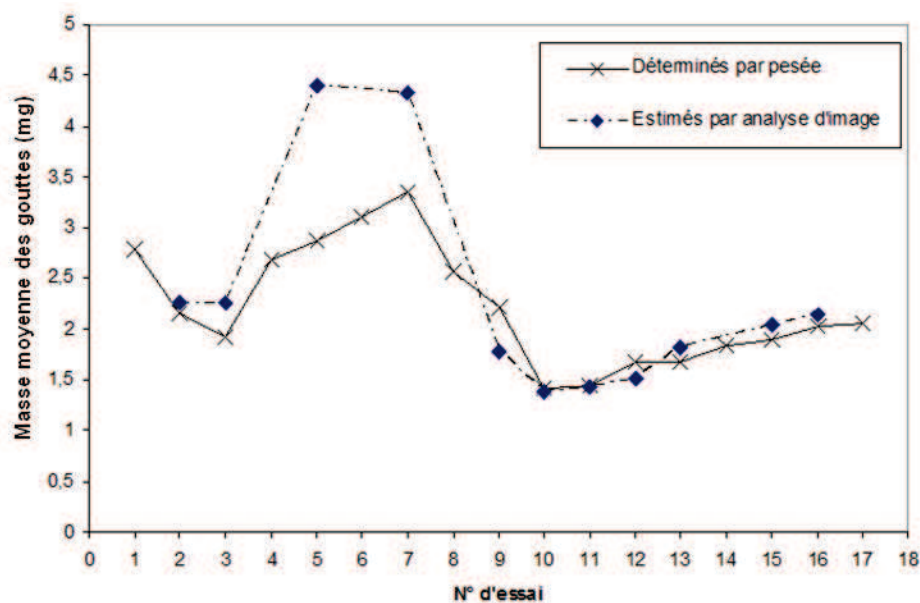


FIGURE II.21: Comparaison de la masse des gouttes déposées à chaque court-circuit, obtenus par pesée et calculés à partir de techniques d'analyse d'image.

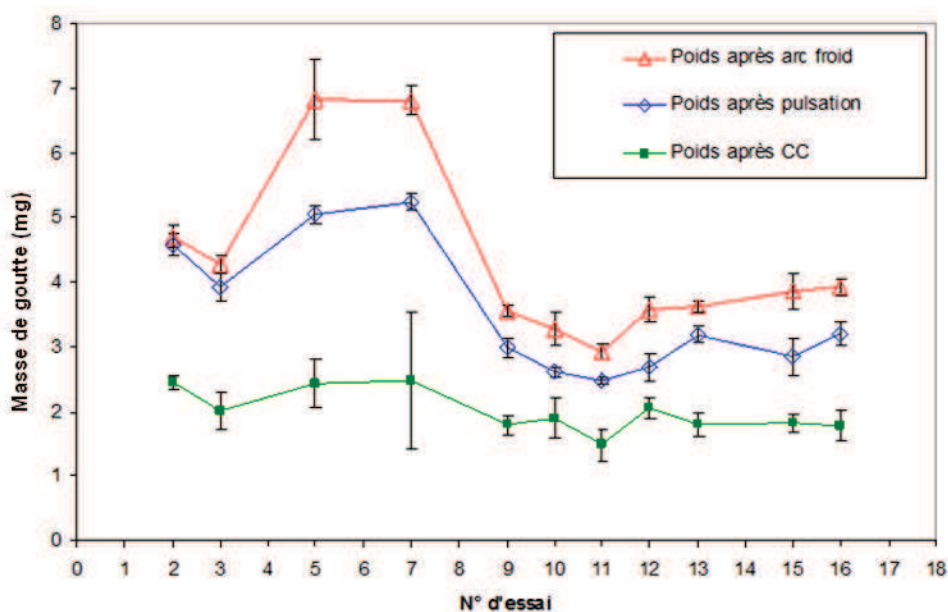


FIGURE II.22: Evolution de la masse de la goutte formée à l'extrémité du fil au cours du cycle de transfert CMT, estimé par analyse d'image.

### II.4.4 Mouillage du métal déposé et épaisseur d'intermétallique formé

Le mouillage de l'aluminium liquide sur l'acier galvanisé est d'une grande importance pour garantir une bonne résistance de l'assemblage, puisqu'il détermine la largeur de la liaison. Un mouillage régulier est observé lorsque l'énergie linéique demeure inférieure

à environ 50 J/mm. Pour une gamme d'énergies comprise entre 53 et 65 J/mm, le dépôt devient moins régulier (Figures II.23-II.24). Ce résultat peut s'expliquer par la vaporisation du zinc, laissant la surface de l'acier à nu, le mouillage de l'aluminium sur l'acier nu étant beaucoup moins bon que sur acier galvanisé [61]. Pour confirmer cette interprétation, des analyses ont été réalisées sous microscope électronique à balayage (MEB) par EDS (Energy Dispersive Spectrometry) à la surface des éprouvettes montrant des dépôts irréguliers (Figure II.25). La teneur en zinc mesurée, qui est de près de 100% à la surface de l'acier revêtu, n'est plus que de quelques pourcents dans les zones "non mouillées" par l'aluminium. Une pellicule superficielle riche en Zn est alors souvent observée à la surface du dépôt d'aluminium adjacent à ces zones non mouillées.

Lorsque les dépôts sont réguliers (essais 1 à 4 et 10 à 13), la largeur du dépôt est comprise entre 4,7 et 7,8 mm, et tend à augmenter avec l'énergie. Notons que pour une énergie équivalente, la largeur des dépôts 10 à 13 est plus élevée que celle des dépôts 1 à 4.

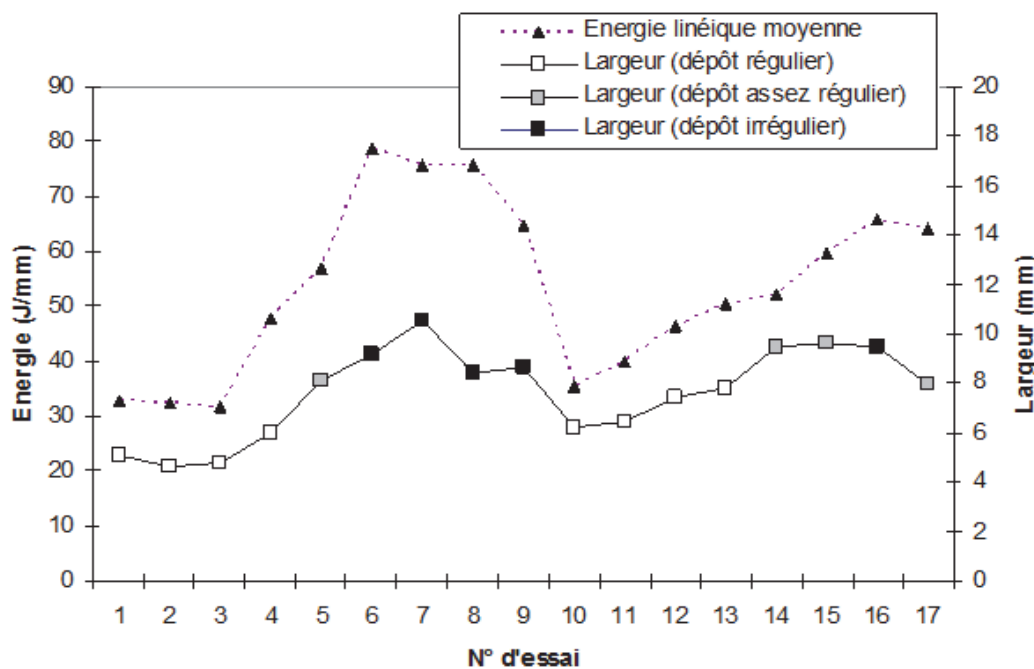


FIGURE II.23: Relation entre l'énergie linéique, la largeur et la régularité des différents dépôts.

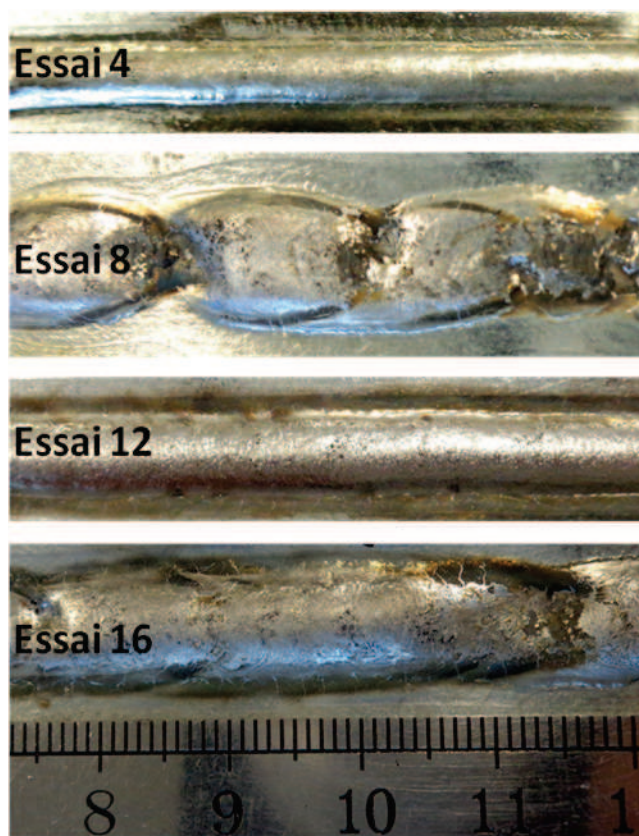


FIGURE II.24: Aspect général des dépôts.

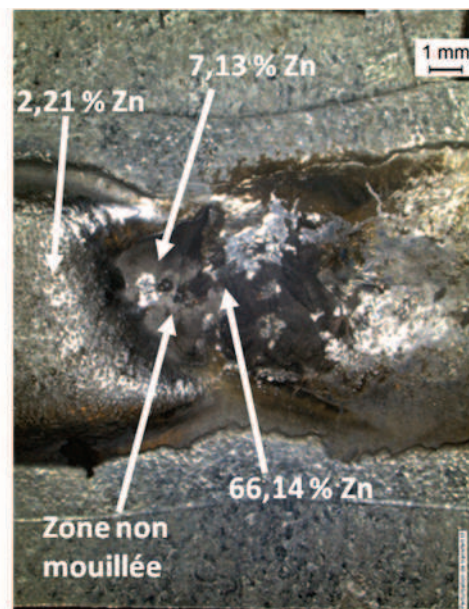


FIGURE II.25: Analyse par EDS de la teneur en Zn à la surface d'un dépôt irrégulier.

L'épaisseur de la couche d'intermétallique formée à l'interface est aussi d'une grande importance, car elle détermine la fragilité de la liaison. De nombreuses études ont en effet

démontré qu'une couche d'intermétalliques d'épaisseur supérieure à  $10\ \mu\text{m}$  était souvent fissurée [33]. Pour tous les dépôts réalisés, l'épaisseur maximale de couche de réaction formée est toujours inférieure à  $8\ \mu\text{m}$ , grâce au faible apport de chaleur associé au mode de transfert de métal en CMT. Cependant, l'épaisseur d'intermétalliques peut changer significativement avec les caractéristiques de forme d'onde. Afin de mieux appréhender l'effet de la forme d'onde sur la croissance des intermétalliques à l'interface, quatre conditions de dépôt sont comparées sur la figure II.26, correspondant à deux types de forme d'onde différents, donnant des taux et des largeurs de dépôt sensiblement équivalents :

- une forme d'onde présentant des pulsations de longue durée et d'intensité assez faible, conduisant à une durée de phase d'arc bien supérieure à la durée de la phase de court-circuit (essais 4 et 5) ;
- une forme d'onde présentant des pulsations très courtes de forte intensité, conduisant à des durées de phase d'arc et de court-circuit équivalentes (essais 10 et 11).

On peut observer sur la figure II.26 que pour le second type de forme d'onde, l'épaisseur d'intermétalliques est globalement plus faible. Ceci peut être corrélé à l'énergie associée, qui est plus élevée pour le premier type de forme d'onde que pour le second, malgré des taux de dépôt équivalents.

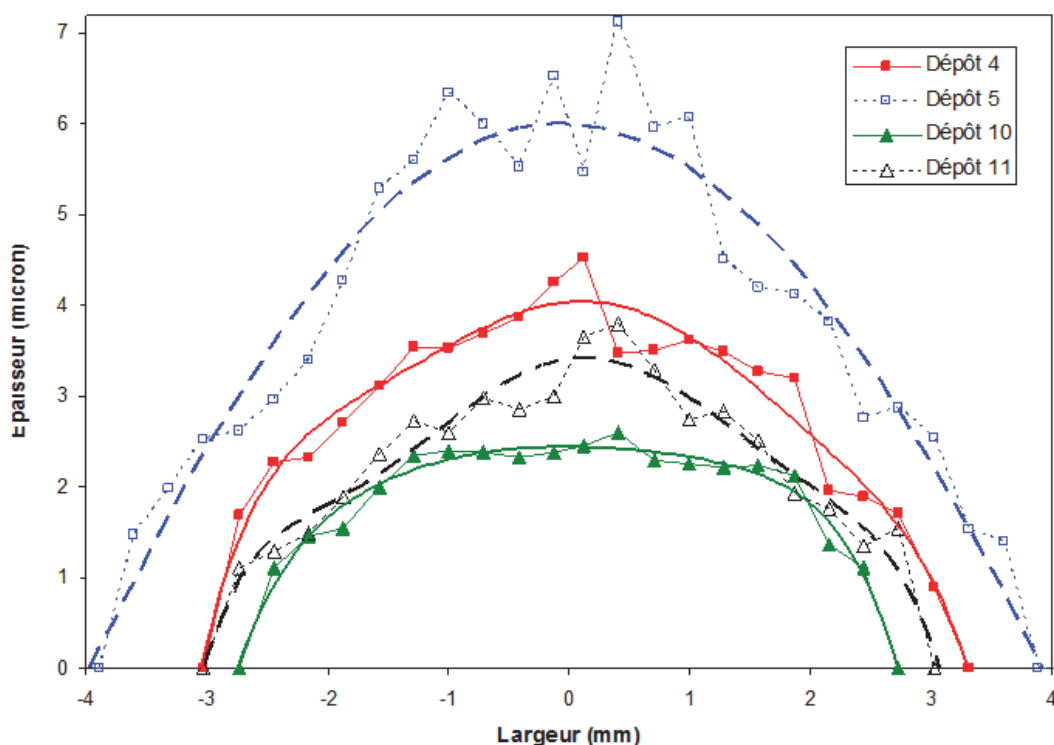


FIGURE II.26: Comparaison des distributions d'épaisseurs d'intermétalliques pour les quatre essais retenus.

### II.4.5 Discussion

En soudage MIG, il est généralement admis, comme cela fut expliqué par Lesnewich [71], que la fusion du fil électrode, en courant continu et polarité positive (le fil constitue alors l'anode), est contrôlée par l'effet joules agissant sur la partie terminale du fil (stick out), et la chaleur de condensation des électrons que reçoit l'extrémité du fil. La vitesse de fusion du fil augmente alors avec l'intensité de soudage, en suivant généralement une lois polynomiale. Cependant, comme l'a expliqué Waszink [72], le phénomène de fusion de l'extrémité du fil électrode est le résultat de l'apport de chaleur provenant de ces deux sources d'énergie (effet joules et chaleur de condensation des électrons), mais aussi des transferts de chaleur depuis la surface de la goutte formée, qui reçoit les électrons, vers la partie solide du fil d'apport et le tube contact.

Si l'on étudie l'évolution du taux de dépôt en fonction de l'intensité moyenne pour nos différents essais, on constate qu'il n'y a pas de relation évidente (Figure II.27). On peut attribuer ce résultat au mécanisme de transfert très particulier du procédé CMT. Pendant



la phase de court-circuit, la chaleur de condensation des électrons n'intervient plus, et la chaleur transférée depuis la goutte de métal d'apport liquide au métal de base réduit la quantité de chaleur transférée à la partie encore solide du fil d'apport, et donc ralentit sa vitesse de fusion. Le chauffage de l'extrémité du fil durant la phase d'arc par effet joules et par la chaleur de condensation des électrons est alors partiellement compensé par le transfert de chaleur dans le métal de base pendant les phases de court-circuit. La contribution relative de ces deux phénomènes à la fusion du fil semble changer selon le type de forme d'onde, comme le montre les différences d'énergies observées pour des taux de dépôt équivalents lorsque la fréquence de court-circuit augmente (Figures II.19-II.20).

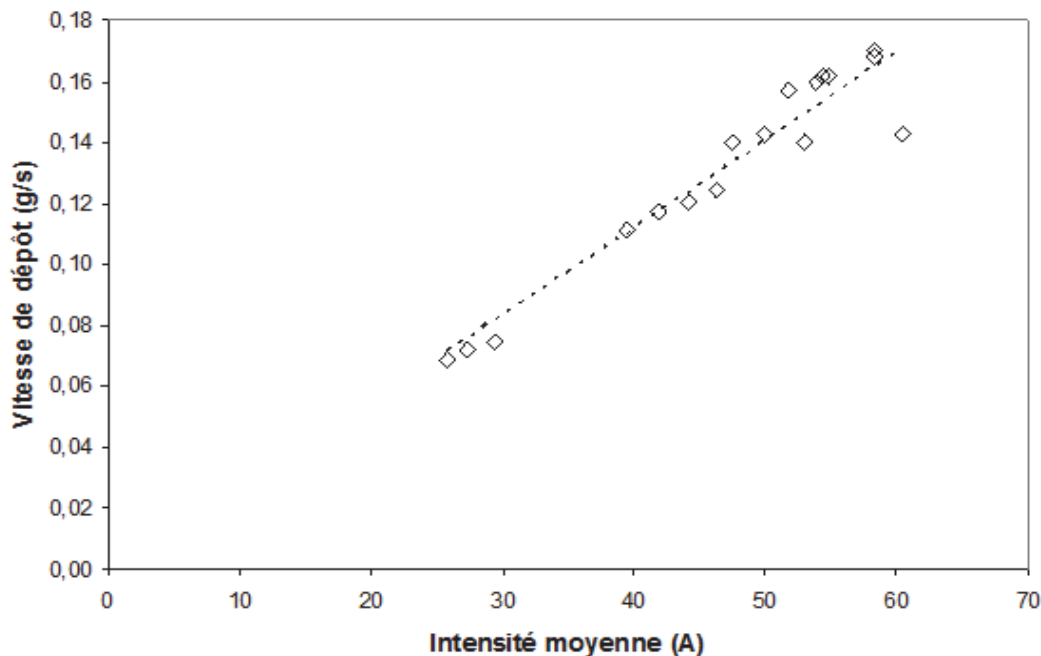
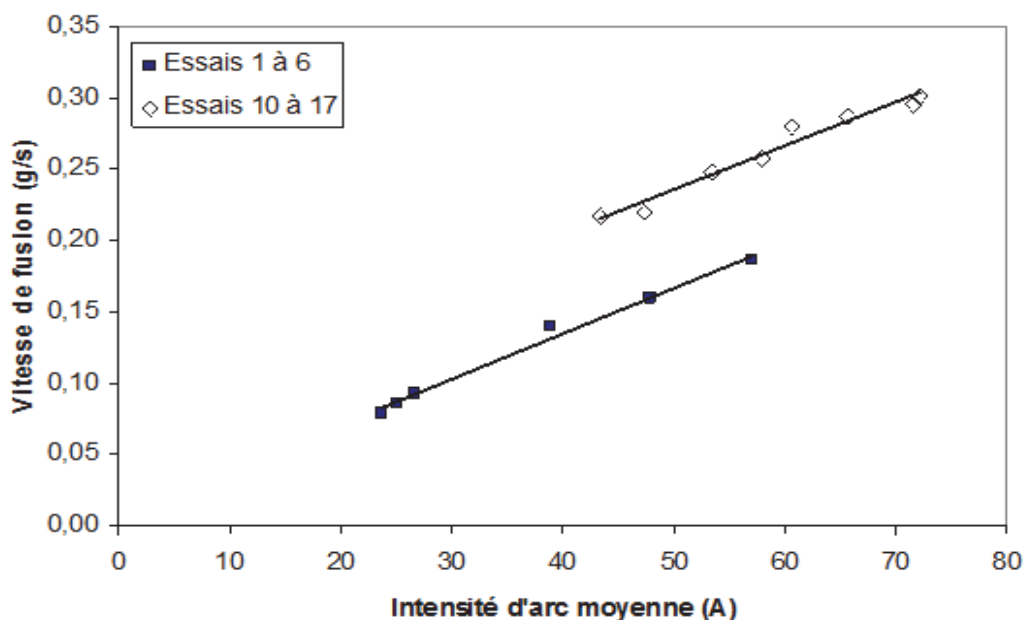


FIGURE II.27: Evolution du taux de dépôt en fonction de l'intensité moyenne.

La figure II.28 montre la relation entre l'intensité moyenne durant la phase d'arc et la vitesse de fusion (en supposant que la fusion de l'extrémité du fil d'apport se produit uniquement pendant les phases d'arc). On peut observer que pour le même courant moyen de phase d'arc, la vitesse de fusion est plus élevée pour les derniers essais, lorsque la fréquence de court-circuit est élevée, que pour les premiers essais.

La chaleur transférée au métal de base pendant le court-circuit dépend principalement de sa durée et de la quantité de chaleur contenue dans l'extrémité du fil, qui dépend de sa température et du volume de métal chauffé. Pour les différents essais réalisés, la durée

de court-circuit est toujours sensiblement la même. La quantité de chaleur transférée au métal de base dépend donc uniquement du second facteur.



**FIGURE II.28:** Evolution de la vitesse de fusion en fonction de l'intensité d'arc moyenne, en supposant que la fusion se produit uniquement pendant la phase d'arc.

A partir de l'essai 10, la durée de la phase d'arc devient plus courte (environ 6 ms), et la masse des gouttes formées est assez faible. En revanche, pour les premiers essais, la durée de la phase d'arc est plus longue que la durée de court-circuit, et la masse des gouttes formées est plus grande, impliquant une plus grande quantité de chaleur globale contenue dans la goutte, et probablement une température moyenne plus élevée, comme le suggère le rapport entre l'énergie et le taux de dépôt plus élevé pour les premiers essais (Figure II.29). La chaleur transférée depuis l'extrémité du fil au métal de base devrait alors être supérieure, malgré une plus faible fréquence de court-circuit comparé aux derniers essais.

Cela peut expliquer la plus grande épaisseur de la couche d'intermétalliques formée lors des premiers essais (Figure II.26), avec un taux de dépôt équivalent. En effet, avec les procédés MIG en polarité positive, il est généralement admis que l'apport de chaleur au métal de base est principalement fourni par la quantité de chaleur contenue dans le métal déposé. La chaleur transférée à la surface de l'acier pendant la phase de court-circuit, plus élevée dans le cas du premier type de forme d'onde, induit ainsi la formation et la croissance d'une couche d'intermétalliques plus épaisse.

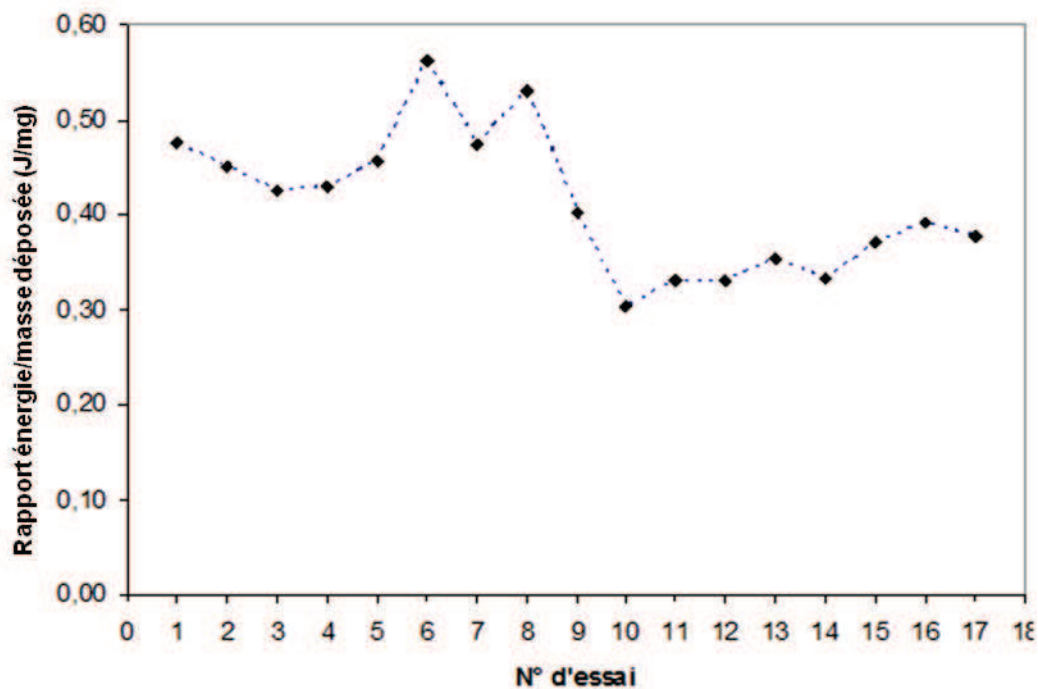


FIGURE II.29: Rapport entre l'énergie de soudage et la masse de métal déposé pour les différents essais.

## **II.5 Conclusion**

Dans ce chapitre, nous avons analysé, grâce à l'utilisation d'un banc de soudage instrumenté permettant d'enregistrer de manière synchronisée les paramètres électriques, la vitesse de dévidage du fil d'apport et les images de l'extrémité du fil obtenues par caméra rapide, le cycle de transfert de métal associé au procédé CMT. La forme d'onde du courant comprend une phase de pulsation permettant la formation d'une goutte de métal fondu à l'extrémité du fil d'apport, qui reste en position statique pendant toute cette phase, puis une phase d'arc froid sous une intensité plus faible, au cours de laquelle le fil est dévidé vers la pièce, et enfin une phase de court-circuit caractérisée par une intensité constante, au cours de laquelle le fil inverse son mouvement pour amorcer un retrait qui permet la séparation de la goutte, avant d'entamer une nouvelle impulsion pour réamorcer l'arc électrique.

La modification des paramètres de la forme d'onde a une influence sur les caractéristiques du transfert de métal et d'énergie. Un cycle présentant des pulsations plus courtes et intenses permet ainsi de former des gouttes plus petites mais qui seront déposées à une plus grande fréquence, permettant d'obtenir des taux de dépôt plus élevés qu'avec des pulsations plus longues et de moins forte intensité. Ce type de forme d'onde à pulsations courtes et intenses, en déposant à chaque court-circuit des gouttes plus petites, transfère à quantité de métal déposé équivalente moins de chaleur au métal de base et conduit ainsi à la formation à l'interface acier-aluminium de couches d'intermétalliques de plus faible épaisseur.

Dans le chapitre suivant, nous nous intéressons à l'élaboration d'assemblages acier/aluminium à clin, en utilisant les deux types de forme d'onde décrits, ainsi qu'à leur caractérisation microstructurale.



---

---

## CHAPITRE III

---

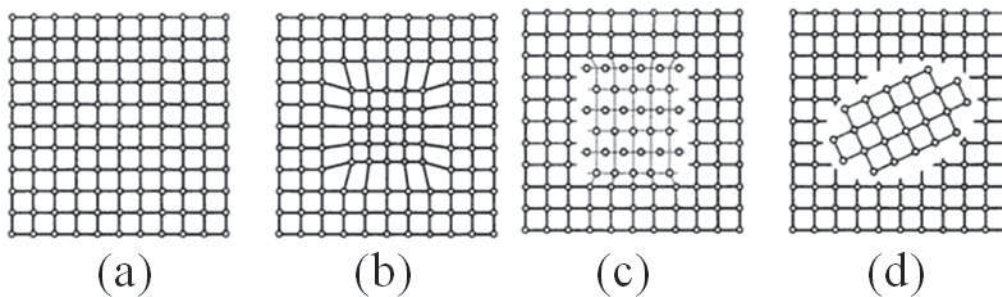
# CARACTÉRISATION MÉTALLURGIQUE DES ASSEMBLAGES ACIER/ALUMINIUM

Dans ce chapitre, nous présentons la procédure de réalisation des assemblages acier/aluminium en configuration à clin en vue de leur caractérisation mécanique ultérieure. Les matériaux utilisés ainsi que les conditions d'assemblage sont d'abord présentés, puis les différents assemblages obtenus sont caractérisés, à partir d'observations visuelles et d'observations macrographiques et micrographiques sur coupes transversales des assemblages. Pour finir, des analyses chimiques par spectrométrie à dispersion d'énergie (EDS) et microsonde électronique (WDS) sont menées afin d'étudier la nature des couches de réaction formées à l'interface entre l'acier et l'aluminium.

## III.1 Elaboration des assemblages

### III.1.1 Les matériaux

Les assemblages sont réalisés en utilisant l'acier DC01 galvanisé décrit dans le chapitre précédent et deux nuances d'aluminium : un aluminium quasiment pur (1050 à l'état écroui) et un alliage Al-Mg-Si (6016-T4). L'alliage 6016 contient du magnésium et du silicium (Tableau III.1) produisant un durcissement structural de l'alliage. L'état T4 correspond à une mise en solution à haute température suivi d'une trempe qui forme une solution sursaturée en éléments d'alliages, et une maturation à température ambiante produisant la formation de amas de Mg et Si appelés zones de Guinier Preston (GP) qui s'opposent au mouvement des dislocations. Les zones GP peuvent évoluer lors d'un revenu pour former des précipités Mg-Si  $\beta''$  cohérents et très durcissants, qui grossissent et perdent progressivement leur cohérence si le revenu se prolonge, donnant les phases  $\beta'$  et  $\beta$  moins durcissantes [73] (Figure III.1).



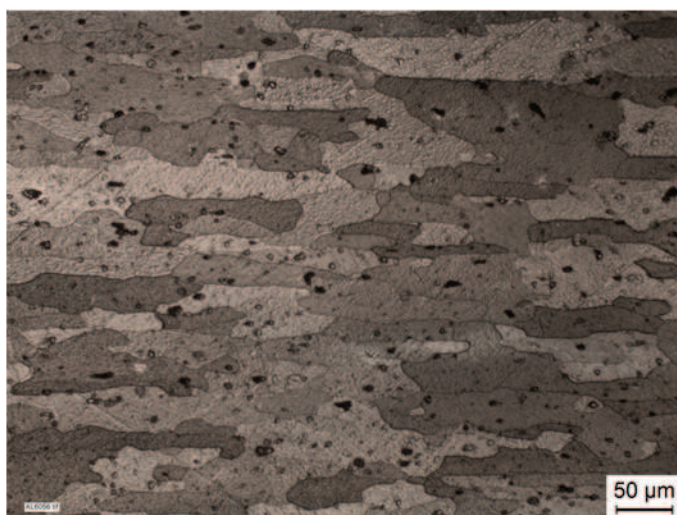
**FIGURE III.1:** Schéma des différents stades de précipitation des alliages d'aluminium : (a) solution solide, (b) zone GP cohérente, (c) précipités cohérents ou semi-cohérents  $\beta'$ , (d) précipités incohérents  $\beta$ .

La microstructure de l'alliage 6016-T4 est constituée de grains allongés dans la direction de laminage, d'épaisseur maximale 50 microns environ (Figure III.2).

Le métal d'apport employé est le même que celui utilisé pour réaliser les dépôts dans le chapitre précédent, un alliage d'aluminium Al-5Si de désignation 4043 (Tableau III.1).

**TABLE III.1** – Composition des alliages d'aluminium utilisés (teneurs maximales en masse)

Elément	Al	Si	Mg	Cu	Cr	Mn	Fe	Zn	Ti
Al1050	reste	0,25	0,05	0,05	-	0,05	0,4	0,07	0,05
Al6016	reste	0,9-1,5	0,2-,0,6	0,25	0,1	0,2	0,5	0,2	0,15
A4043	reste	4,5-6	0,05	0,3	-	0,05	0,8	0,1	0,2



**FIGURE III.2:** Microstructure de l'alliage 6016-T4.

### III.1.2 Configuration de l'assemblage acier/aluminium

La configuration géométrique utilisée pour réaliser les assemblages est représentée sur la figure III.3. Les assemblages sont réalisés en configuration "à clin", avec la tôle d'aluminium, de dimensions 150x55x1 mm<sup>3</sup>, placée au dessus de la tôle d'acier, de mêmes dimensions. Pour maintenir la tôle d'aluminium en position horizontale, elle est fixée sur une tôle support d'acier d'épaisseur 1 mm placée au dessous. La largeur de recouvrement entre les tôles d'acier et d'aluminium est fixée à 10 mm pour tous les essais. La buse de soudage est positionnée à la vertical de l'arrête de la tôle d'aluminium, de telle sorte que l'axe du fil d'apport soit dans le plan de l'extrémité de la tôle. Grace au fort écart de température de fusion entre l'acier et l'aluminium, le métal d'apport en aluminium déposé à l'état liquide produit la fusion du bord de la tôle d'aluminium, mais pas de la surface de l'acier, selon le principe du soudo-brasage. Le mélange liquide de métal d'apport et de l'aluminium de base s'écoule sous l'effet de la gravité et réagit avec la surface de la tôle d'acier pour former une couche d'intermétallique constituant la liaison. La distance entre



l'extrémité de la buse et la surface de la tôle d'aluminium est fixée à 10 mm pour tous les essais. Avant assemblage, la surface de la tôle d'aluminium est polie manuellement sur les deux faces à l'aide d'un papier abrasif afin d'enlever la couche d'alumine, puis les tôles d'acier et d'aluminium sont nettoyées à l'acétone.

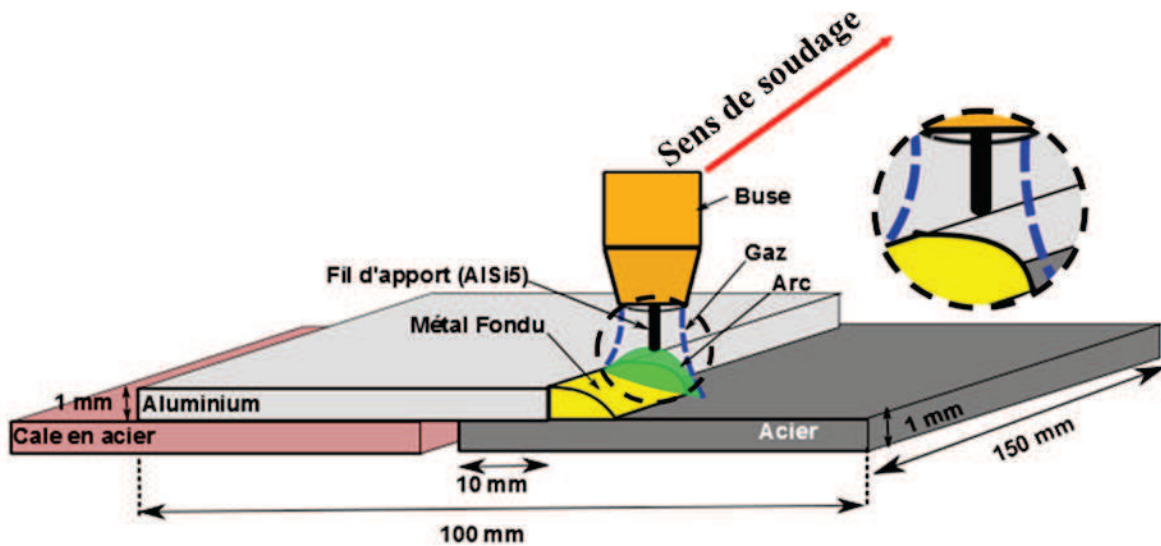
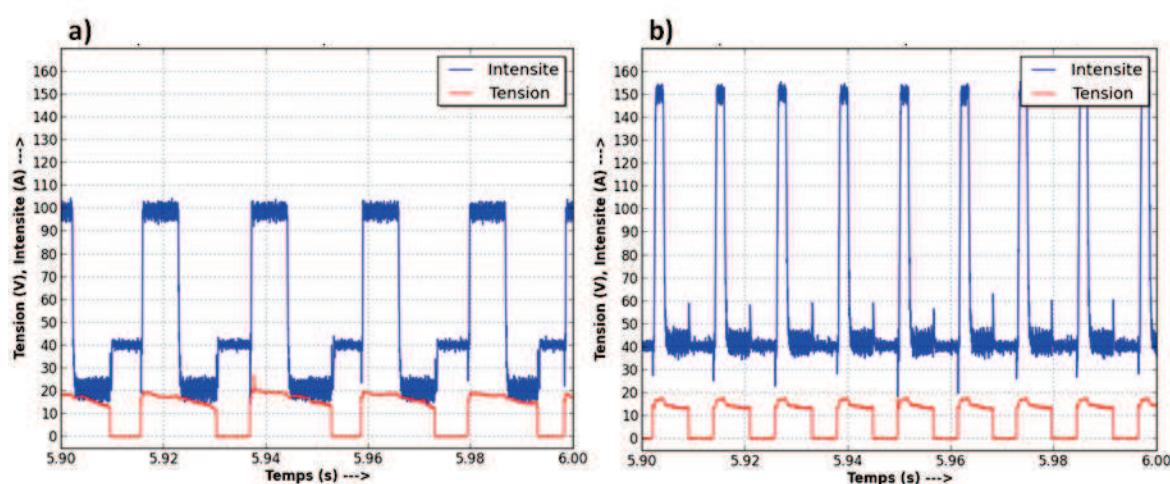


FIGURE III.3: Configuration géométrique des assemblages acier/aluminium.

### III.1.3 Choix des paramètres opératoires

Du fait de la modification de géométrie par rapport aux essais de dépôt du chapitre II, les énergies linéiques ont du être fortement augmentées pour obtenir des liaisons d'aspect convenable. En effet, la fusion de la tôle d'aluminium a nécessité en particulier de réduire significativement la vitesse de soudage, qui a été limitée à 30 cm/min pour certains essais. Nous avons tenté d'utiliser les trois types de formes d'ondes décrites dans le chapitre II pour étudier leur influence sur les caractéristiques des assemblages, mais les formes d'onde correspondant aux plus faibles puissances moyennes (inférieures à 350 W environ) n'ont pas permis d'obtenir une liaison continue. Seuls les deux types de formes d'onde donnant des puissances moyennes supérieures à 350 W ont donc été retenus (Figure III.4). Pour rappel, le premier type de forme d'onde (type 1) correspond à des pulsations de courant d'intensité moyenne et de durée assez élevée, alors que le second type (type 2) correspond à des pulsations de forte intensité (150 A) et de très courte durée (1-2 ms). Pour chaque type de forme d'onde, trois jeux de paramètres ont été retenus parmi ceux

proposés par la fonction de synergie correspondant au fil Al-5Si de diamètre 1,2 mm (Tableau III.2). Des essais ont aussi été réalisés, pour la forme d'onde de type 2, en faisant varier la vitesse de soudage entre 30 et 50 cm/min avec des paramètres de forme d'onde identiques. Le débit de gaz de protection (Argon Technique, Air Products) est fixé pour tous les essais à 12 l/min. Pour chaque essai, le taux de métal déposé (en g/s) est mesuré par pesée à l'aide d'une balance Ohaus Explorer.



**FIGURE III.4:** Les deux types de forme d'onde retenus pour les essais d'assemblage, (a) type 1 correspondant à une pulsation de durée et d'intensité moyennes, et (b) type 2 correspondant à une pulsation de forte intensité et de courte durée.

**TABLE III.2** – Paramètres de soudage retenus pour l'assemblage acier/aluminium

N°	Type de forme d'onde	$I_p$ (A)	$t_p$ (ms)	$I_f$ (A)	$I_{cc}$ (A)	$V_f$ (m/min)	$V_s$ (cm/min)	P(W)	Taux de dépôt(g/s)
1	1	64,3	11	17,8	40	20	30	570	0,125
2	1	98,5	7	20,7	40	20	30	755	0,160
3	1	132,8	3	23,5	40	20	30	649	0,162
4	2	150	1	25	40	20	30	356	0,117
5	2	150	1,15	28,8	40	20	30	399	0,121
6	2	150	1,30	32,6	40	20	30	463	0,140
7	2	150	1	25	40	20	35	356	0,117
8	2	150	1	25	40	20	40	356	0,117
9	2	150	1	25	40	20	35	356	0,117
10	2	150	1	25	40	20	50	356	0,117

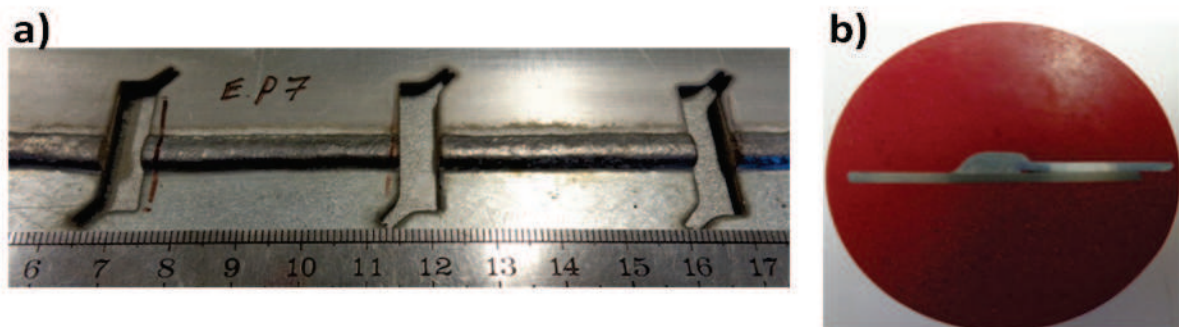
### III.1.4 Préparation des échantillons pour l'étude métallurgique

Pour chaque assemblage réalisé, trois échantillons comprenant le cordon et les matériaux de base ont été découpés par jet d'eau, de manière à vérifier sur des coupes transversales la régularité des cordons le long de l'assemblage (Figure III.5a). La découpe par jet d'eau permet d'éviter tout échauffement qui pourrait modifier l'état métallurgique des matériaux après assemblage. Les échantillons sont ensuite enrobés dans une résine phénolique à chaud (figure III.5b) pour faciliter le polissage. Chaque échantillon est poli manuellement en utilisant d'abord des papiers abrasifs au carbure de silicium de granulométrie 180, 300, 600, 800, 1200 et 4000 avec une lubrification à l'eau, puis une pâte diamantée (6, 3, 1  $\mu\text{m}$ ) en finition pour obtenir un poli miroir.

Pour révéler les différentes zones du cordon, deux attaques chimiques ont été utilisées :

- une solution de Nital modifiée (2%  $\text{HNO}_3$  dilué dans l'eau) pour l'acier ;
- le réactif de Keller (1% HF, 1,5% HCl, 2,5%  $\text{HNO}_3$ ,  $\text{H}_2\text{O}$ ) pour l'aluminium.

Pour distinguer clairement toutes les zones constituant le cordon (zone de fusion, ZAT, matériaux de base et couche de réaction), l'échantillon est attaqué dans un premier temps légèrement (3 s) avec le réactif de Keller, puis plus longtemps (10 s) avec le Nital, en utilisant un coton tige.



**FIGURE III.5:** (a) prélèvement des trois échantillons pour l'observation micrographique des coupes transversales, et (b) échantillon enrobé.

## III.2 Observation des cordons

Les assemblages obtenus avec les alliages d'aluminium de base 1050 et 6016 ont révélé des caractéristiques morphologiques et microstructurales quasi-identiques, aussi nous ne présentons dans cette partie que les résultats obtenus avec l'aluminium 1050.

### III.2.1 Aspect visuel des cordons

Tous les cordons obtenus sont exempts de projections et défauts débouchant tels que des fissures. De manière générale, les cordons réalisés à la vitesse de 30 cm/min avec les formes d'onde du type 1 sont plus étalés et rugueux que ceux réalisés avec des formes d'onde du type 2, plus lisses et étroits (Figure III.6). Cela peut s'expliquer par une puissance moyenne et un taux de dépôt plus élevés pour les paramètres retenus pour le type 1 de forme d'onde (Tableau III.2). La taille du bain de fusion, que l'on peut estimer en observant le cratère formé en fin de soudage au moment de l'extinction de l'arc électrique, est également très nettement supérieure dans le cas des formes d'onde de type 1, du fait d'un taux de dépôt un peu plus élevé, mais surtout de la fusion plus importante de la tôle d'aluminium de base. Dans tous les cas, les cordons obtenus sont réguliers, ce qui témoigne d'un transfert stable et d'un bon mouillage, sans vaporisation excessive du revêtement de zinc, comme cela avait été observé lorsque la puissance dépassait 600 W environ dans les essais de dépôts à la vitesse de 60 cm/min présentés dans le chapitre précédent. L'échauffement de l'acier semble relativement limité, car la face opposée au cordon, de même que la surface adjacente au cordon sur la face endroit, ont conservé l'intégralité de leur revêtement de zinc pour tous les essais.

Des essais de soudage à plus grande vitesse ont été réalisés avec la plus faible puissance, correspondant à l'essai 4. Lorsque l'on passe de 30 à 45 cm/min, le cordon devient bien sur plus étroit, mais aussi plus irrégulier, ce qui montre une plus grande difficulté pour à la fois fondre l'aluminium de base et mouiller la surface de l'acier (Figure III.8).

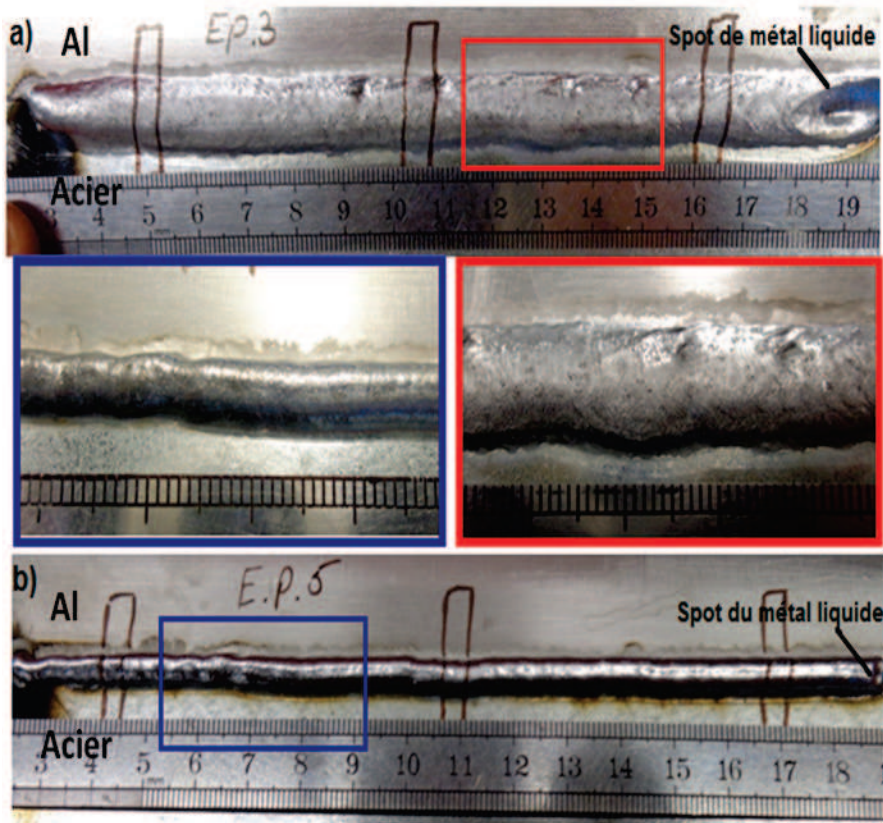


FIGURE III.6: (Aspect général des assemblages acier/aluminium correspondant (a) à l'essai 2, et (b) à l'essai 4.

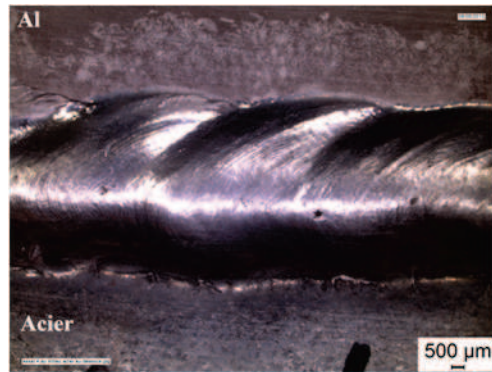


FIGURE III.7: (Cordon obtenu lors de l'essai 9 ( $V_s= 45$  cm/min et  $P=356W$ )).

La ligne de contact entre le cordon et la surface de l'acier présente souvent des ondulations (Figure III.8). Cette forme est attribuée par Yang et al [61] à l'interaction entre la vapeur de zinc qui se forme en surface de l'acier et l'aluminium liquide, dont l'écoulement peut être modifié.



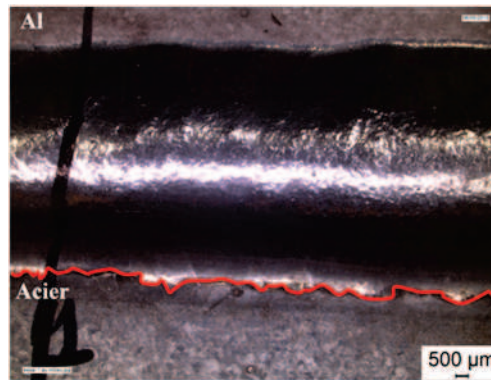


FIGURE III.8: Cordon obtenu lors de l'essai 4 (VS = 30 cm/min et P = 356 W).

### III.2.2 Macrographies des coupes transverses des cordons

La figure III.9 illustre la morphologie typique de la section transversale des assemblages acier-aluminium avec la désignation des différentes zones caractéristiques.

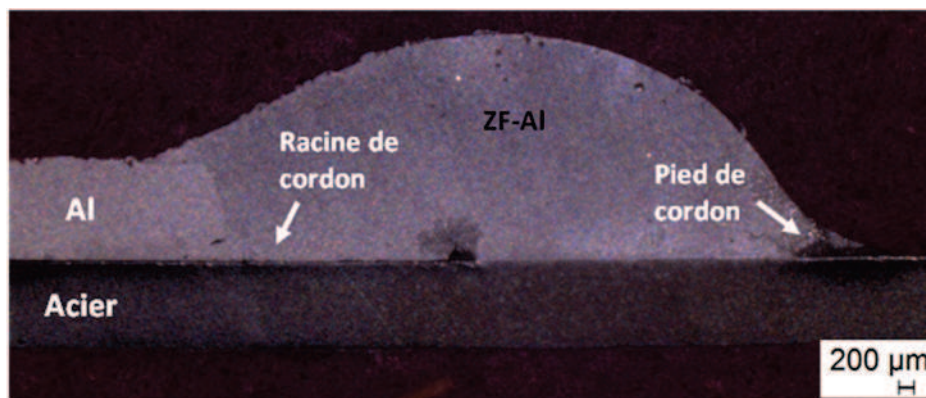


FIGURE III.9: Coupe transversale d'un assemblage acier/aluminium à clin (essai 5).

On peut constater que le pied de cordon (côté acier) présente un angle de mouillage très faible, révélant un bon mouillage de l'aluminium sur la surface de l'acier galvanisé. La température de la fusion du zinc étant très faible (419°C), il est généralement admis que l'aluminium liquide se dépose sur une couche de Zn également liquide, ce qui favorise son écoulement [50]. Une partie du zinc est cependant probablement vaporisé, perturbant l'arc électrique et l'écoulement de l'aluminium, ce qui peut au moins en partie expliquer les irrégularités de mouillage observées dans la section précédente.

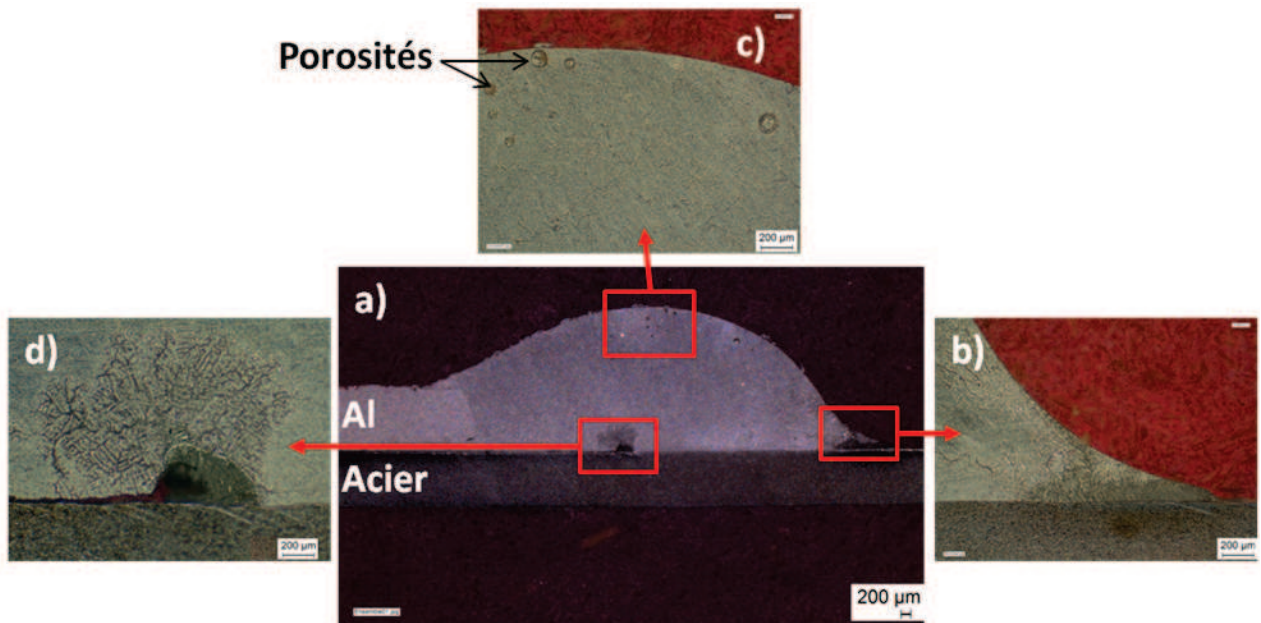
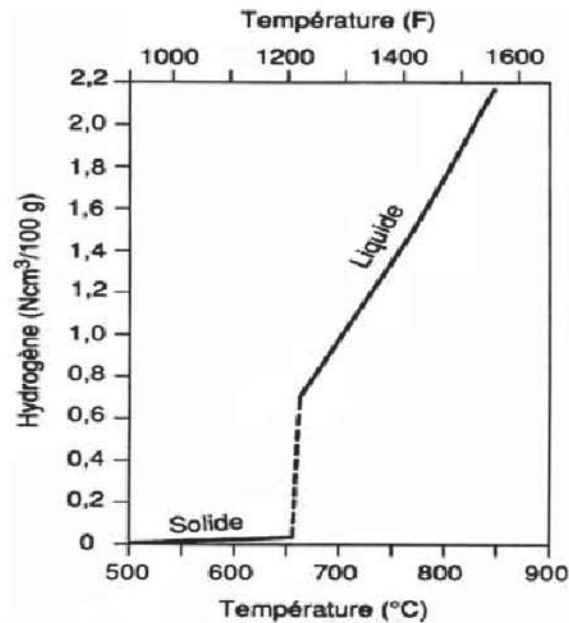


FIGURE III.10: Macrographie des différentes zones d'un cordon.

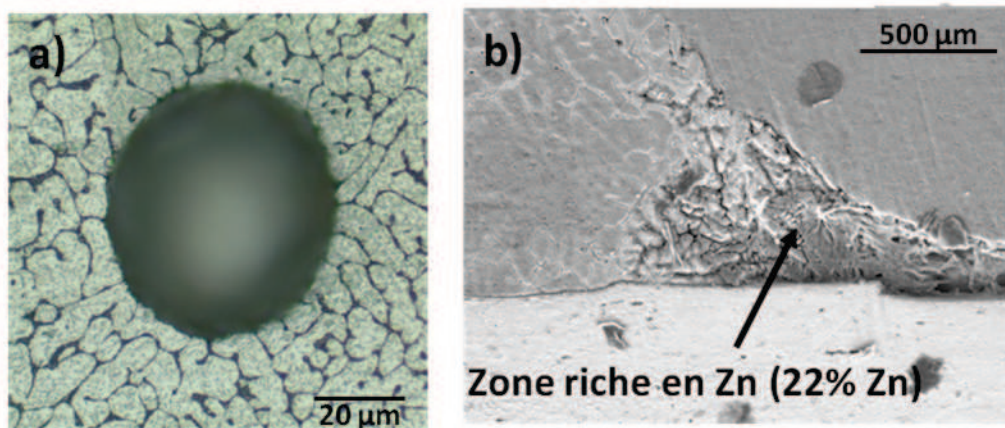
On a pu constater également la présence de nombreuses microporosités dans la zone fondue, réparties principalement sur la partie supérieure de cordon (Figure III.10c). La racine de cordon est quant à elle caractérisée par l'apparition quasi-systématique d'une porosité de taille importante, située juste à la limite de zone fondue de l'aluminium, ou un peu à l'intérieure du cordon, à l'interface avec l'acier (Figure III.10d). Deux facteurs principaux peuvent être à l'origine de la création de ces porosités : la présence d'hydrogène dissous dans l'aluminium liquide et son rejet sous forme gazeuse au moment de la solidification, ou la vaporisation d'éléments à faible température d'évaporation, tels que le zinc. La géométrie sphéroïdale et le faible diamètre ( $<100 \mu\text{m}$ ) des porosités formées dans la partie supérieure de la zone fondue (Figure III.12a) semble indiquer que son origine est plutôt liée au rejet d'hydrogène dissous, qui est une cause fréquente de formation de porosités dans les alliages d'aluminium [74]. En effet, la solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium liquide est environ vingt fois supérieure à sa solubilité dans l'aluminium solide à la température de fusion (Figure III.11). Au moment de la solidification, l'hydrogène en sursaturation est donc rejeté dans le liquide non encore solidifié et finit par former des bulles de gaz sphériques lorsque la solubilité est dépassée.

A cause de sa faible température d'évaporation ( $906^\circ\text{C}$ ), le zinc est aussi responsable de la formation de porosités, s'il ne peut s'échapper de l'interface (Figure III.10d). La

présence d'une teneur élevée en zinc, révélée par analyse EDS sur les surfaces des larges porosités formées en racine de cordon, confirme le rôle du zinc sur la formation de ces porosités (Figure III.12b).



**FIGURE III.11:** Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium en fonction de la température [74].

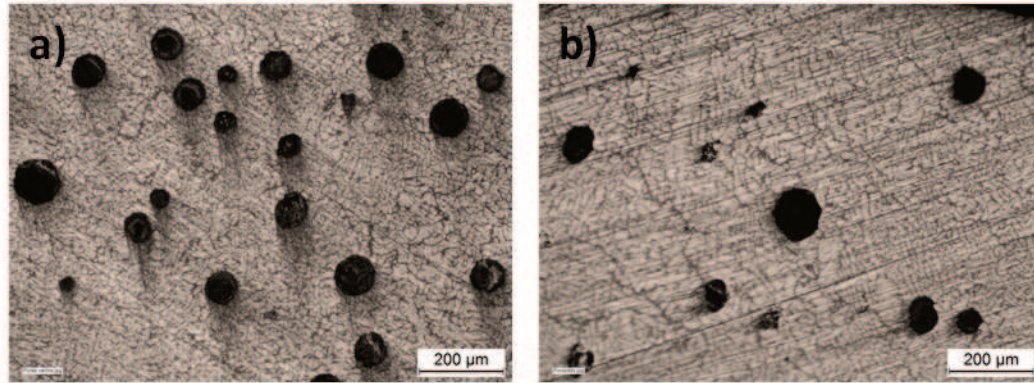


**FIGURE III.12:** (a) Porosité due à l'hydrogène dans la partie supérieure de la zone fondue, (b) zone riche en Zn sur la surface d'une porosités formée à l'interface cordon/acier.

La densité de porosités observées dans la partie supérieure de la zone fondue est globalement plus élevée lorsque la puissance de soudage est plus grande (Figure III.13). Cela peut s'expliquer par des volumes de métal fondu plus grands, ou des températures plus

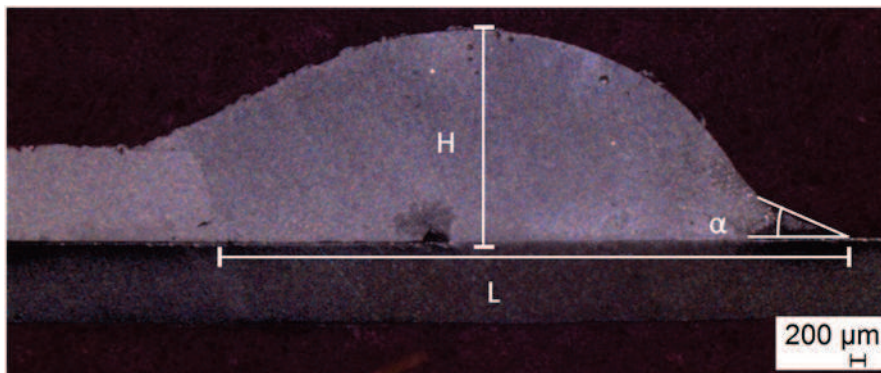


élevées, qui conduisent à la dissolution d'une plus grande quantité d'hydrogène, qui se regroupe en fin de solidification dans la partie supérieure des cordons.



**FIGURE III.13:** Comparaison des densités de porosité observées dans la partie supérieure des cordons, (a) pour l'essai 2, et (b) pour l'essai 4.

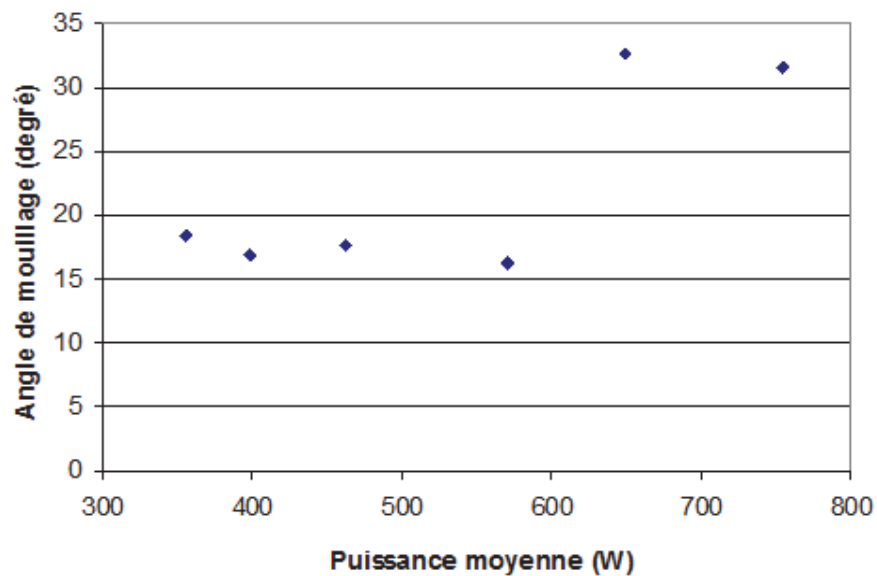
Les caractéristiques géométriques des cordons réalisés à la vitesse de soudage de 30 cm/min (essais 1 à 6) ont été comparées à travers trois paramètres (Figure III.14) : la largeur  $L$  de la zone fondue, sa hauteur  $H$  et l'angle de mouillage de l'aluminium sur l'acier  $\alpha$ .



**FIGURE III.14:** Caractéristiques géométriques des cordons.

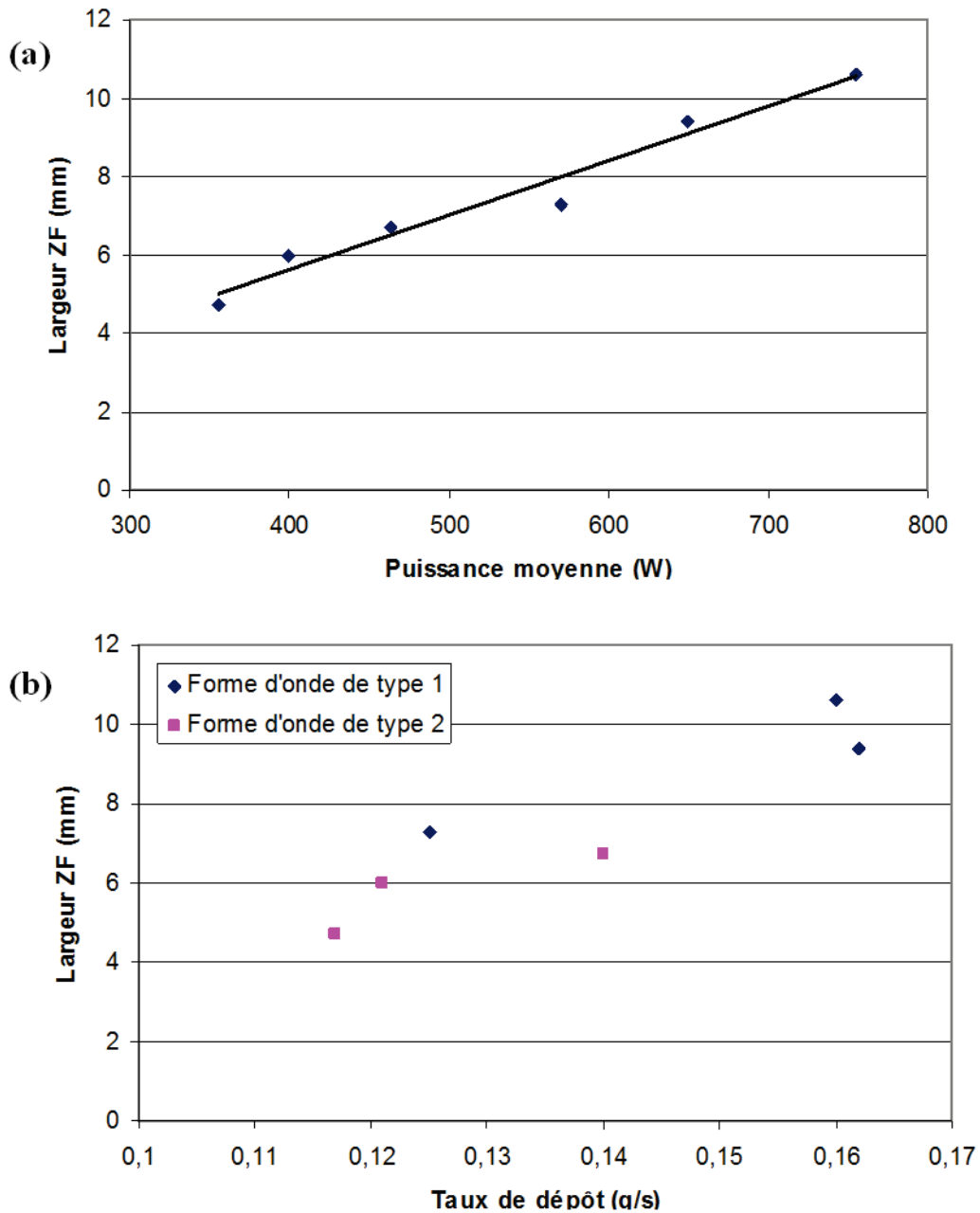
L'angle de mouillage est relativement faible (inférieur à  $20^\circ$ ), et a tendance à diminuer avec la puissance moyenne de soudage, excepté pour les essais réalisés à forte puissance, pour lesquels le mouillage est beaucoup moins bon, avec des angles de mouillage qui dépassent  $30^\circ$  (Figure III.15). Ceci est à corrélérer avec les observations du chapitre précédent, qui montraient que pour des puissances moyennes supérieures à 600W environ à la vitesse de 60 cm/min, la vaporisation du zinc produisait des dépôts irréguliers. Dans le cas des assemblages, les cordons obtenus demeurent réguliers, sans doute en raison de la

vitesse de déplacement deux fois plus lente, qui permet aux cordons de mieux s'écouler sur l'acier, mais le mouillage se fait moins bien en raison d'une perte significative de Zn par vaporisation. En revanche, lorsque la puissance moyenne reste inférieure à 600 W et que la vaporisation du zinc est donc limitée, l'augmentation de la puissance a tendance à améliorer le mouillage, sans doute en raison de l'augmentation de la température du substrat et/ou de l'aluminium déposé, qui a alors une plus faible viscosité.



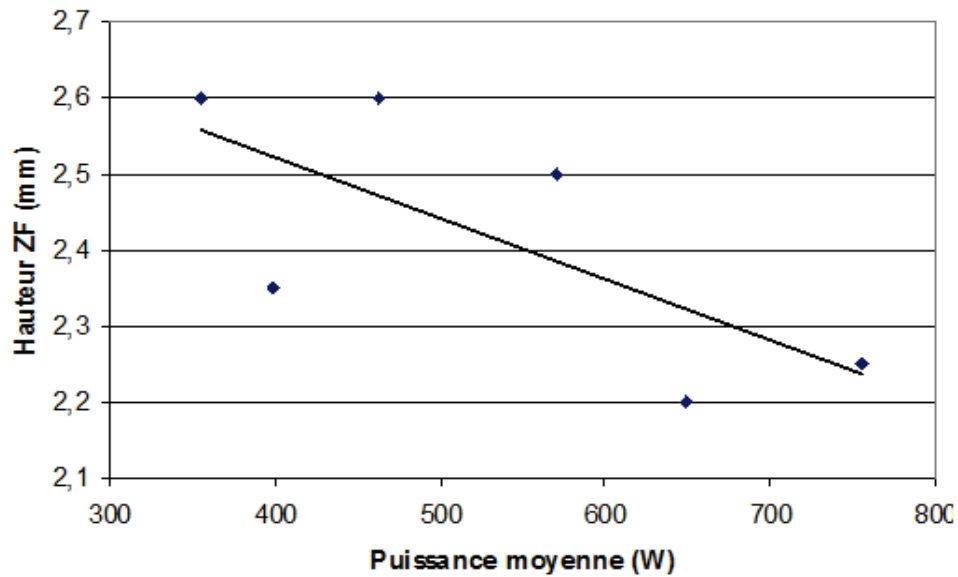
**FIGURE III.15:** Evolution de l'angle de mouillage  $\alpha$  en fonction de la puissance moyenne, pour une vitesse de soudage de 30 cm/min.

La largeur des cordons augmente quand à elle avec l'augmentation de la puissance moyenne de soudage (Figure III.16a). Cependant, on constate que l'augmentation de largeur n'est pas uniquement liée à l'augmentation du taux de métal déposé (Figure III.16b). En effet, pour des taux de dépôt supérieurs, la forme d'onde de type 2 donne des zones fondues moins larges que la forme d'onde de type 1. On peut expliquer cela par une quantité d'énergie supérieure dans ce dernier cas, produisant une fusion plus importante de l'aluminium de base, qui contribue ainsi à l'augmentation de la largeur de la zone fondue.



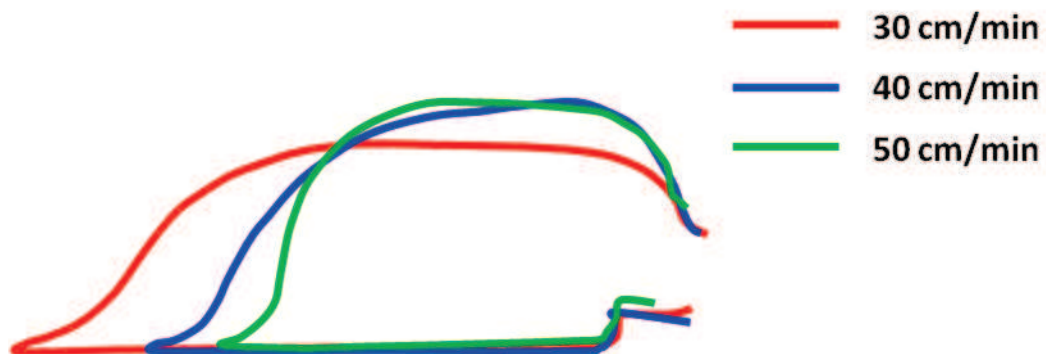
**FIGURE III.16:** Evolution de la largeur  $L$  de la zone fondue, (a) en fonction de la puissance moyenne, et (b) en fonction du taux de dépôt.

La hauteur des cordons varie assez peu (Figure III.17), avec une valeur un peu supérieure à 2 mm dans tous les cas. Une légère tendance à la baisse peut être observée lorsque la puissance moyenne augmente, en raison notamment d'une plus faible viscosité des cordons déposés à plus haute température, facilitant l'écoulement de l'aluminium liquide et compensant le moins bon mouillage observé pour les hautes puissances.



**FIGURE III.17:** Evolution de la hauteur H de la zone fondue en fonction de la puissance moyenne.

Lorsque la vitesse de soudage augmente, la largeur des cordons diminue et leur hauteur augmente un peu (Figure III.18). Ce résultat peut s'expliquer par une diminution de la quantité totale de métal déposé et de l'énergie linéique lorsque la vitesse de soudage augmente, ce qui produit des zones fondues de volume plus faible, et qui se refroidissent plus rapidement. Au delà de 50 cm/min, le cordon devient discontinu.

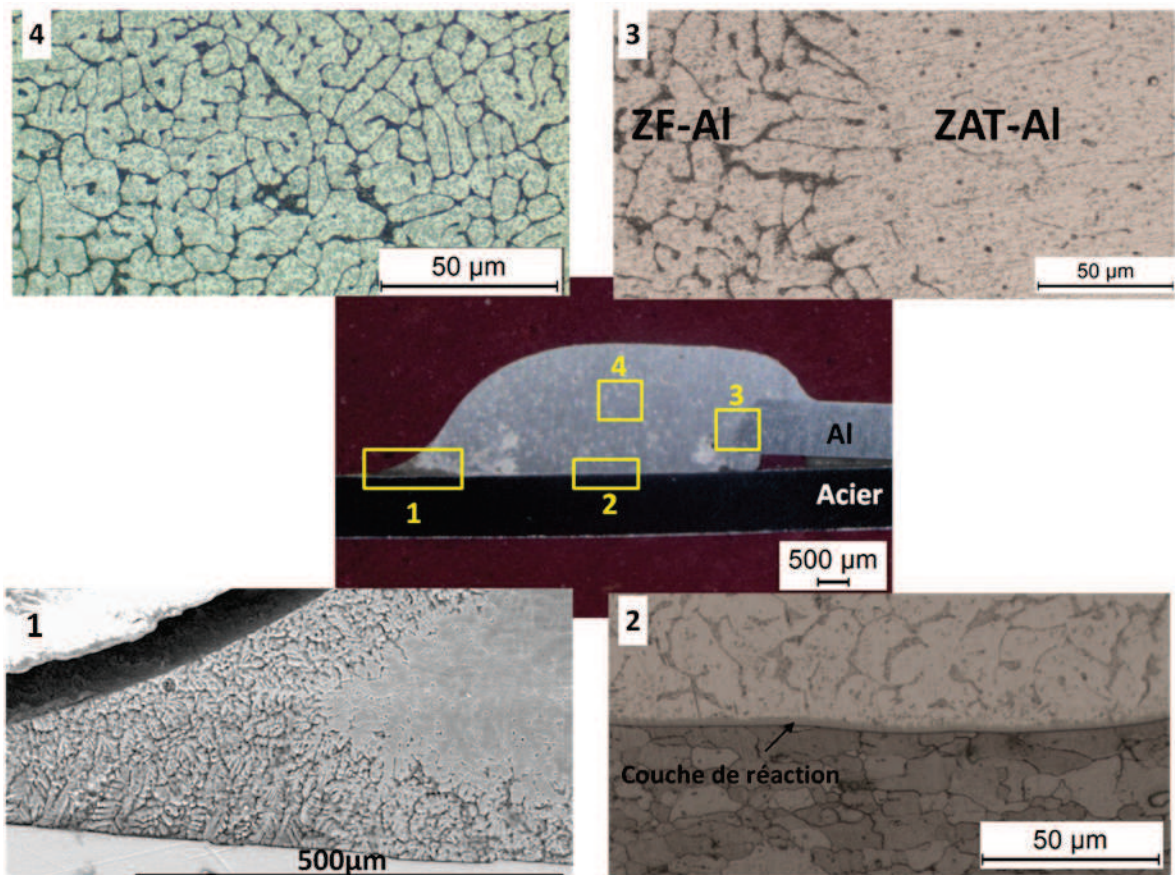


**FIGURE III.18:** Profils des cordons de soudure obtenus pour une même puissance et différentes vitesses de soudage (essais 4, 8 et 10).

### **III.2.3 Caractérisation métallurgique des assemblages**

Les coupes transversales ont été analysées en microscopie optique et électronique à balayage, et des analyses EDS ont été réalisées dans certaines zones. La figure III.19 montre des micrographies optiques des différentes zones caractéristiques du cordon obtenu lors de l'essai 3. En bordures de cordon, dans les zones adjacentes à la tôle d'aluminium non fondue ou à la tôle d'acier (zones 1 et 3), on observe des grains de morphologie dendritique colonnaire, caractéristiques d'une solidification rapide sous fort gradient thermique. Les dendrites colonnaires sont orientées dans une direction presque perpendiculaire à l'interface avec les métaux de base, qui sont les directions de plus fort gradient thermique. On peut constater côté aluminium (zone 3) la bonne continuité de la matière, qui témoigne d'une fusion suffisante du métal de base. Plus au cœur de la zone fondue (zone 4), les grains présentent une morphologie plus équiaxe, témoignant de plus faibles gradients thermiques. Les analyses EDS révèlent dans cette zone des compositions très proches de celle du matériau d'apport (95,68 % Al - 4,12 % Si), avec des teneurs en Si un peu plus faibles du fait de la dilution avec l'aluminium de base, qui est un aluminium pur (1050).

La zone fondue adjacente à l'acier galvanisé montre en outre des espaces interdendritiques plus larges qu'au cœur de la zone fondue, tout particulièrement dans la zone de pied de cordons (zone 1). Les analyses EDS révèlent des teneurs en zinc importantes dans ces zones. Les teneurs peuvent ainsi dépasser 20 % au niveau des pieds de cordon, avec une ségrégation du zinc dans les espaces interdendritiques. La présence de zones enrichies en Zn en pied de cordon a déjà été signalée par de nombreux auteurs [56, 75, 76]. Notons que dans notre cas, le zinc reste localisé dans la zone fondue immédiatement adjacente à l'acier, et ne se retrouve pas au cœur de la zone fondue (zone 4), comme cela a parfois été observé en soudo-brasage laser, et expliqué par les forts mouvements de convection dans le bain fondu qui homogénéisent sa composition [31, 34, 35, 48]. On ne constate côté acier aucune modification de la taille et de la morphologie des grains, ce qui laisse supposer un faible échauffement.



**FIGURE III.19:** Micrographies optiques des différentes zones du cordon : (1) pied de cordon, (2) interface cordon/acier, (3) zone de transition aluminium/cordon, (4) cœur du cordon.

Les interfaces cordon/acier sont toutes constituées d'une couche de réaction compacte de faible épaisseur (quelques microns) constituée de composés intermétalliques. L'épaisseur de cette couche n'est cependant pas régulière le long de l'interface, avec une épaisseur maximale au centre du cordon, et quasi-nulle au niveau des racines et pied de cordon. La figure III.20 montre un exemple de répartition d'épaisseur de couche de réaction. Conformément à ce qu'on montré la plupart des précédentes études [31, 33, 34, 35, 41, 48, 55, 56, 62], l'interface entre la couche de réaction et le cordon présente une morphologie dentelée. De manière générale, les couches obtenues avec la forme d'onde de type 1 sont plus épaisses que celles obtenues avec la forme d'onde de type 2, et l'interface intermétallique/cordon plus dentelée (Figure III.21).



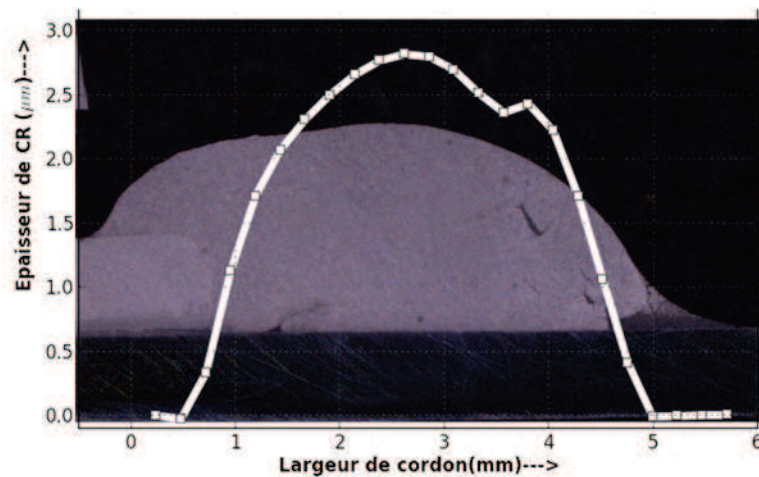


FIGURE III.20: Evolution de l'épaisseur de couche de réaction le long de l'interface (essai 5).

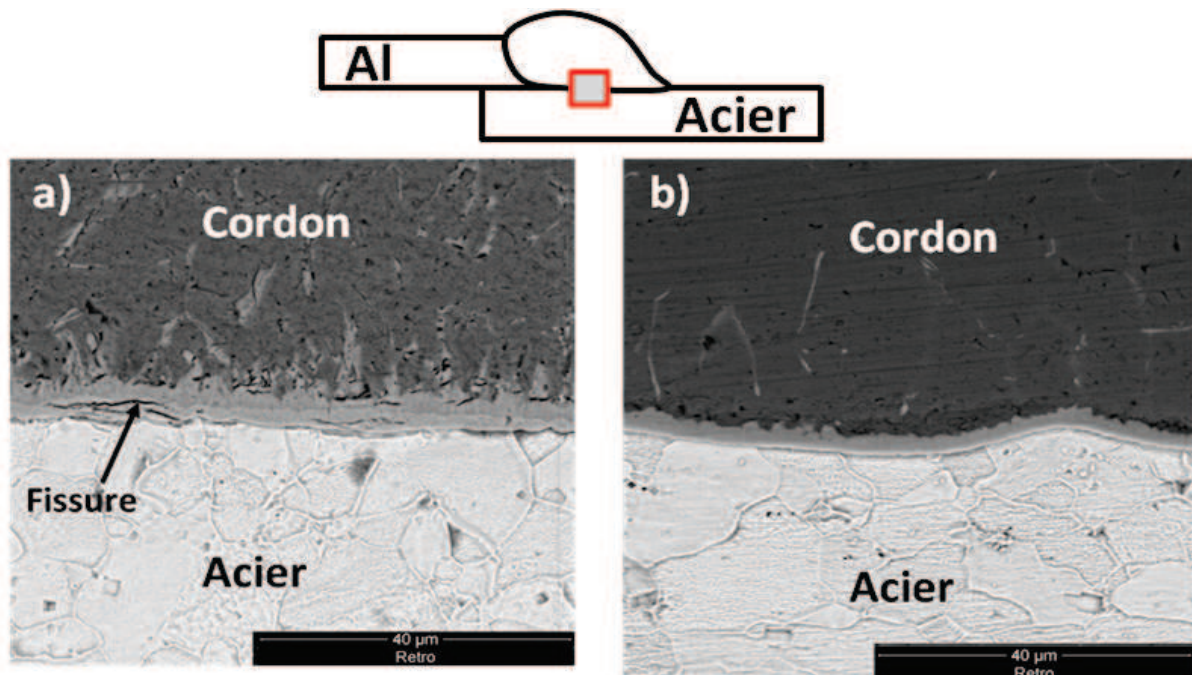
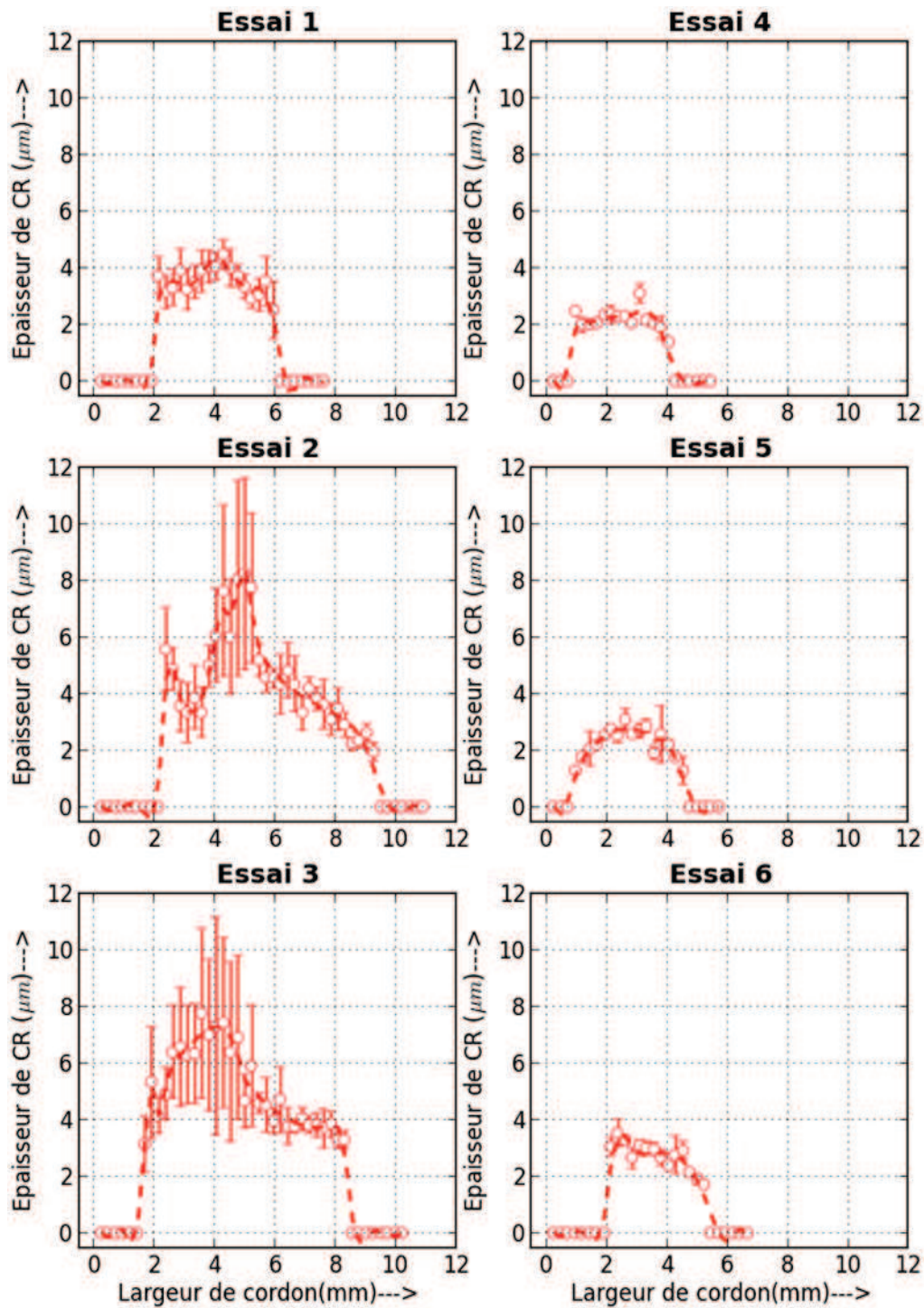


FIGURE III.21: Comparaison des couches de réaction obtenues (a) pour l'essai 2 (forme d'onde de type 1), et (b) pour l'essai 5 (forme d'onde de type 2) (MEB).

Nous avons mesuré pour les différents essais l'épaisseur moyenne de la couche de réaction en chaque point de l'interface. La figure III.22 montre la distribution d'épaisseurs de couche de réaction le long de l'interface pour les essais 1 à 6, réalisés avec la même vitesse de soudage de 30 cm/min. Les distributions suivent une répartition plus ou moins gaussienne qui doit traduire la répartition de l'énergie transmise à travers l'interface. Ces mesures confirment que les formes d'onde de type 2 conduisent à des cordons moins

larges et des couches de réaction de plus faible épaisseur que les formes d'onde de type 1. On peut aussi noter que les couches de réaction deviennent de plus en plus irrégulières lorsque la puissance augmente, comme le montre la dispersion des valeurs mesurées sur 3 coupes transversales pour chaque essai, ce qui peut être associé à l'augmentation de la rugosité de l'interface et à la présence de phases intermétalliques parfois séparées de la couche de réaction dans la zone fondue (Figure III.21a). On observe également parfois la présence de courtes fissures dans la couche d'intermétallique, lorsque son épaisseur atteint 8 microns (Figure III.21a).





**FIGURE III.22:** Distribution d'épaisseurs de couche de réaction le long de l'interface des cordons réalisés avec la vitesse de soudage de 30 cm/min.

L'épaisseur maximale de couche de réaction varie de 2 à 8  $\mu\text{m}$  environ, et augmente avec la puissance moyenne de soudage (Figure III.23).

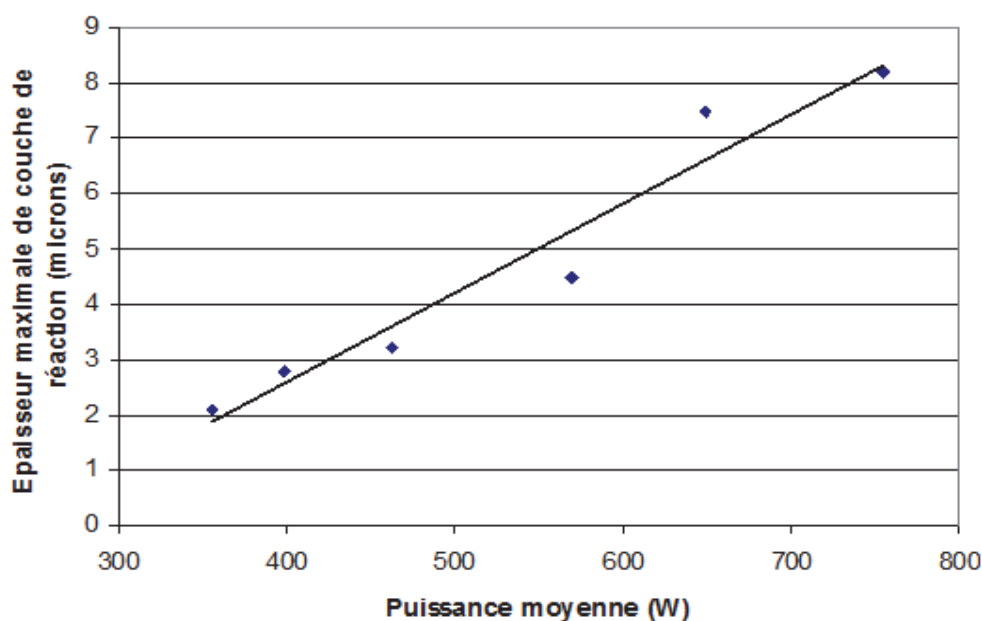


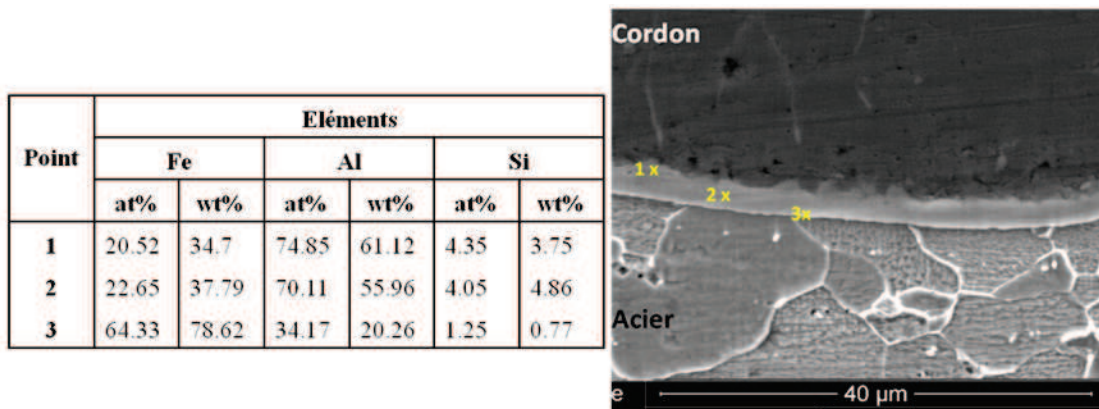
FIGURE III.23: Evolution de l'épaisseur maximale d'intermétallique avec la puissance moyenne de soudage, à vitesse de soudage constante (30 cm/min).

### III.3 Composition chimique des cordons et des couches de réaction

Pour connaître la composition et la nature chimique des composés formés durant l'assemblage, deux techniques d'analyse ont été employées : l'analyse EDS (spectrométrie à dispersion d'énergie), couplée à un microscope électronique à balayage, qui permet l'analyse semi-quantitative ponctuelle de volumes de taille de l'ordre de  $1 \text{ m}^3$ , et l'analyse par microsonde électronique (WDS), qui permet de réaliser des profils de composition avec une précision qui peut être meilleure que celle obtenue par la technique EDS.

La figure III.24 montre les résultats d'analyses EDS réalisées dans trois zones de la couche de réaction (près de l'interface avec l'aluminium, au centre de la couche de réaction, et près de l'interface avec l'acier) de l'un des assemblages. Chaque composition donnée est la moyenne de trois analyses réalisées dans la même zone. On peut constater une diminution de la teneur en Al et une augmentation de la teneur en Fe lorsque l'on passe du côté aluminium de la couche au côté acier, ce qui semble montrer la présence de différents composés intermétalliques, même si l'épaisseur très faible de la couche d'intermétallique formée rend toute conclusion hasardeuse. On constate aussi une teneur en

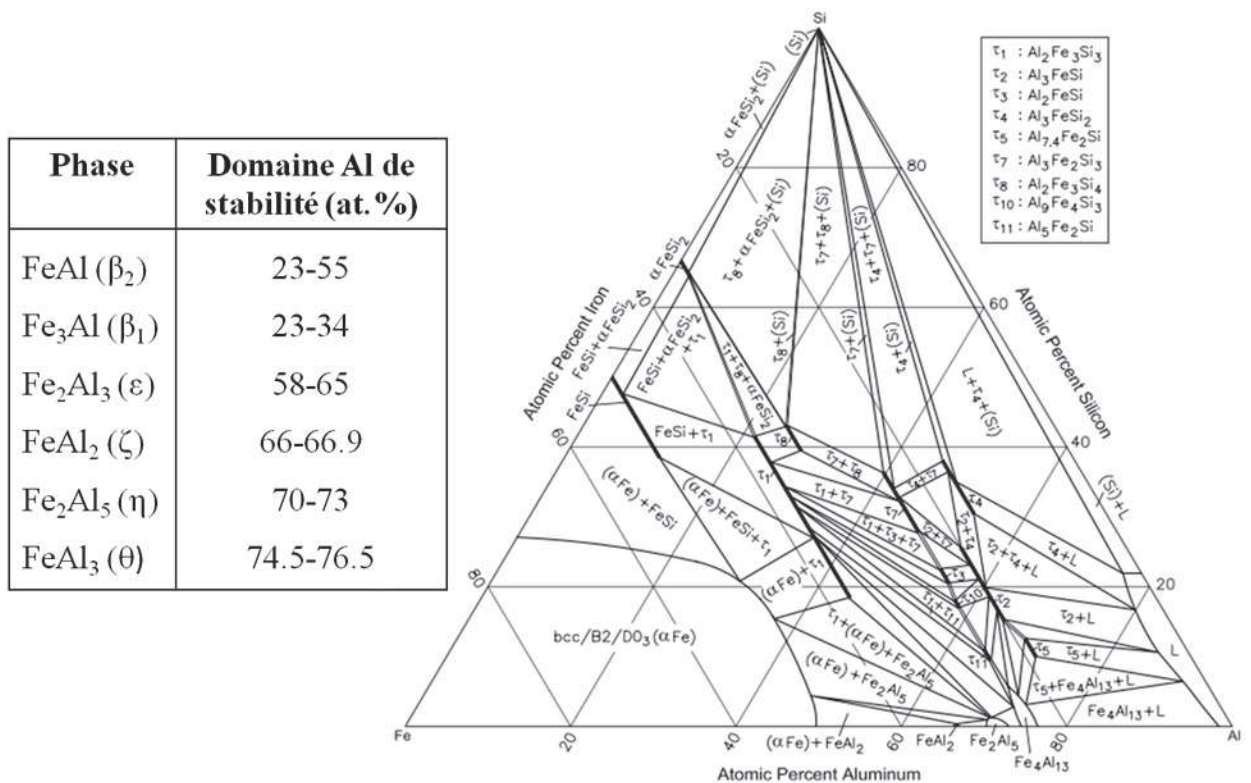
silicium significative (environ 4 % en poids) dans une partie de la couche. Si l'on se réfère au domaine de composition de stabilité des phases intermétalliques Fe-Al [18] (Figure III.25), on peut supposer la présence de phase  $Fe_2Al_5$  voire de  $FeAl_3$  côté aluminium, et peut être la présence d'une phase plus riche en fer côté acier ( $FeAl$  ou  $Fe_3Al$ ). Les teneurs en Si mesurées sont inférieures à celles des phases ternaires mêmes les moins riches en silicium ( $\tau_5 - Fe_2Al_{7,4}Si$  et  $\tau_{11} - Fe_2Al_5Si$ ), ce qui laisse penser qu'il s'agit plutôt des phases binaires citées plus haute avec du Si en substitution.



**FIGURE III.24:** Composition chimique de différentes zones de la couche de réaction (analyses EDS).

Des analyses WDS ont aussi été menées pour comparer les compositions des couches de réaction et des zones fondues obtenues à différentes vitesses de soudage. La figure III.26 montre les résultats de ces analyses à travers les couches de réaction obtenues avec des vitesses de 30 et 50 cm/min (essais 4 et 10). Afin de pouvoir faire suffisamment de mesures dans la couche de réaction, de faible largeur (3 microns environ), les lignes de filiation sont inclinées par rapport aux interfaces (Figure III.26a). La teneur en aluminium diminue de manière continue depuis l'interface avec le cordon, où elle est supérieure à 70 %, jusqu'à l'interface avec la tôle d'acier, alors que la teneur en fer augmente d'autant. On constate aussi que la teneur en silicium est plus élevée dans la couche de réaction que dans le cordon, alors que cet élément provient du métal d'apport. Il semble donc que l'intermétallique formé lors du contact de l'aluminium liquide avec la surface de l'acier soit un composé ternaire Fe-Al-Si, sans doute la phase  $\tau_5 - Fe_2Al_{7,4}Si$  déjà rencontrée dans d'autres études (71,25-68,75 Al % at. - 18,75 Fe % at. - 10-12,5 Si % at. [77]).

### III.3. COMPOSITION CHIMIQUE DES CORDONS ET DES COUCHES DE RÉACTION

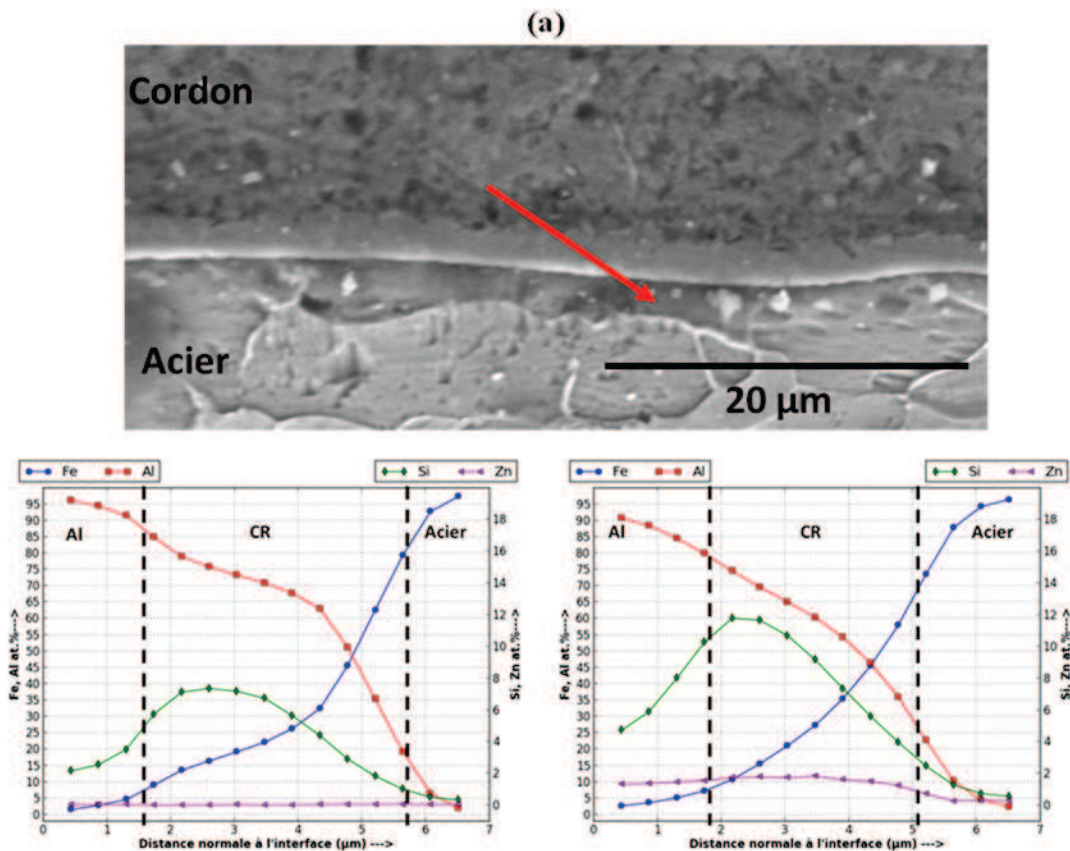


**FIGURE III.25:** Domaines de stabilité des phase Fe-Al [18], et coupe isotherme du diagramme de phase ternaire FeAlSi à 727°C [77].

On observe une diminution progressive de la teneur en Si dans la couche de réaction lorsqu'on se rapproche de l'interface avec l'acier. On peut alors supposer la formation de deux types d'intermétalliques distincts, une couche d'intermétallique Fe-Al-Si côté Al, et une couche de Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> ou d'un composé plus riche en fer côté acier. La plus forte teneur en Si dans la couche de réaction formée avec la vitesse la plus élevée confirme ces hypothèses. Les deux phases se forment en même temps, puis la couche de réaction côté aluminium liquide est partiellement dissoute. Cette dissolution est d'autant plus grande que le temps d'interaction est long, ce qui est le cas lorsque la vitesse est plus lente.

Dans le cas où la vitesse de soudage est rapide, on observe également une teneur en Zn significative (près de 2 at. %) dans la couche de réaction et dans l'aluminium du cordon, près de l'interface. Pour des vitesses plus lentes en revanche, on n'observe pas du tout de zinc.





**FIGURE III.26:** (a) Micrographie montrant la ligne de filiation de composition chimique, et filiations de composition chimique réalisées par microsonde, (b) pour l'essai 4, (c) pour l'essai 10.

Une zone fortement enrichie en Zn est toujours observée près de l'interface en pied et en racine de cordons, avec des teneurs en Zn qui peuvent atteindre 30 % (Figure III.27). Des résultats similaires ont souvent été observés lors du dépôt d'aluminium sur l'acier galvanisé [75, 76, 78]. Selon Zhou et al. [76], ce résultat s'explique par une affinité entre l'aluminium et le fer bien plus grande que l'affinité entre le zinc et le fer ou le zinc et l'aluminium, ce qui rend les phases liquides peu miscibles, et par une tension superficielle du zinc plus faible que celle de l'aluminium. Lorsque l'aluminium liquide est déposé sur la surface de la tôle galvanisée, il provoque la fusion partielle ou totale de la couche de zinc à l'endroit du dépôt. Les deux liquides étant peu miscibles, l'aluminium a tendance à repousser le film de zinc liquide, voire à passer en dessous pour minimiser les tensions de surface en diminuant la surface des interfaces aluminium/gaz et en augmentant celle des interfaces zinc/gaz. Ce constat a conduit Zhou à déterminer deux angles de

### III.3. COMPOSITION CHIMIQUE DES CORDONS ET DES COUCHES DE RÉACTION

mouillage (Figure III.27) : un angle de mouillage  $\alpha$  au pied du cordon, qui correspond en fait au mouillage du zinc sur l'acier, de valeur très faible (inférieur à  $20^\circ$ ), et un angle de mouillage  $\beta$ , correspondant au mouillage de l'aluminium sur l'acier, qui est plus élevé (supérieur à  $30^\circ$ ).

Si l'on fait cette même distinction dans notre cas, on constate que l'angle de mouillage aluminium/acier est toujours supérieur à  $30^\circ$ , et correspond aux angles de mouillage mesurés lorsqu'on utilise des puissances moyennes de soudage élevées, pour lesquelles le zinc s'est vaporisé (Figure III.15). On peut cependant supposer que d'un point de vue mécanique, c'est l'angle de mouillage en pied de cordon, donc celui mesuré sur la figure III.15, qui déterminera le niveau de concentration de contraintes en pied de cordon.

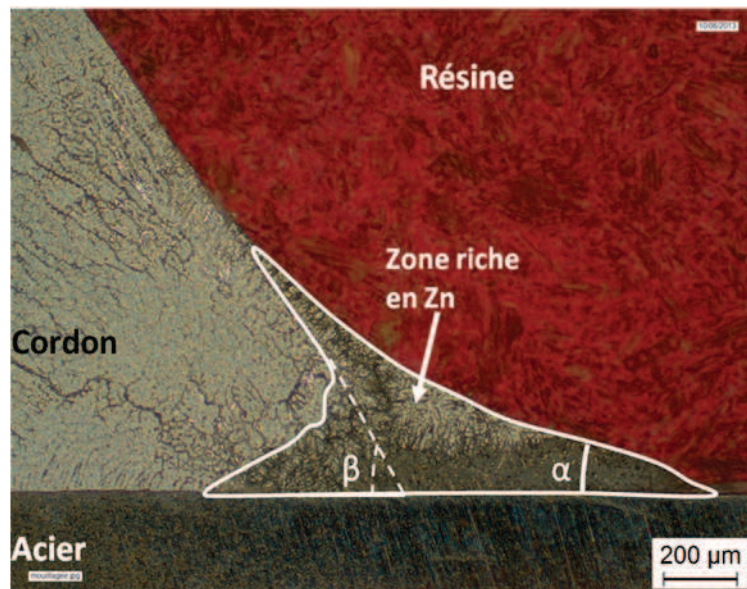


FIGURE III.27: Zone riche en zinc en pied de cordon.

### III.4 Conclusion

Les assemblages acier DC01/aluminium 1050 et acier DC01/aluminium 6016-T4 en configuration à clin ont été réalisés avec différents paramètres de soudage, en utilisant deux types de forme d'onde du procédé CMT : des formes d'onde de courant à pulsations d'intensité et durée moyennes, et des formes d'onde à pulsations de forte intensité et de courte durée. Le second type, qui est associé à des puissances moyennes assez faibles, donne des cordons réguliers avec un bon mouillage, mais de largeurs assez faibles. Le premier type donne en revanche des cordons plus larges, mais qui deviennent irréguliers avec un mauvais mouillage lorsque la puissance moyenne dépasse 600 W environ pour des vitesses de soudage de 30 cm/min.

Deux types de défauts ont été observés dans les cordons : des porosités fines et dispersées, localisées plutôt dans la partie supérieure des cordons, attribuées à la dissolution d'hydrogène dans l'aluminium liquide, et des porosités plus larges localisées près de l'interface avec l'acier, notamment près de la racine des cordons, attribuées à la vaporisation du revêtement de zinc.

Les couches de réaction formées à l'interface acier/aluminium sont d'épaisseurs relativement faibles, inférieures à 5 microns, hormis celles obtenues avec des puissances supérieures à 600W à la vitesse de soudage de 30 cm/min, où elles peuvent atteindre près de 10 microns dans certaines zones avec quelques fissures. Ces couches de réaction semblent constituées en majeure partie de phase  $Fe_2Al_5$  avec des teneurs en silicium variables, et d'une seconde couche côté cordon constituée d'un composé ternaire Fe-Al-Si. Le zinc, initialement présent à la surface de l'acier, n'est pas observé dans les couches de réaction, excepté pour les assemblages réalisés avec la plus grande vitesse de soudage (50 cm/min), où sa teneur peut atteindre 2 at %. Dans les autres cas, le zinc est repoussé en pied de cordon et ne se mélange que très peu au cordon.

Dans le chapitre suivant, nous présentons la caractérisation mécanique des différents assemblages obtenus, à l'aide d'essais de traction quasi-statique et d'essais de fatigue. La résistance à la fissuration des couches d'intermétalliques formés à l'interface est aussi caractérisée à partir d'un essai original basé sur des chocs laser.

---

---

## CHAPITRE IV

---

# CARACTÉRISATION MÉCANIQUE DES ASSEMBLAGES ACIER/ALUMINIUM

Le but de l'étude mécanique est de déterminer la tenue mécanique des interfaces de liaison et des assemblages réalisés avec les paramètres de soudage décrits dans le chapitre précédent. Les résultats de cette étude doivent permettre d'identifier les conditions de soudage favorisant la bonne tenue mécanique des assemblages acier-aluminium.

La campagne d'essais comprend des essais de traction monotone quasi-statique et des essais de fatigue sur des éprouvettes plates prélevées dans les assemblages à clin réalisés. Les essais de fatigue sont menés soit jusqu'à la rupture, soit jusqu'à un nombre de cycles de sollicitation de  $10^7$ . Les essais de traction monotone quasi-statique donnent une première estimation globale de la qualité mécanique des assemblages et permettent de déterminer les niveaux de chargement à imposer pour les essais cycliques. Les essais de fatigue permettent quand à eux d'identifier les zones d'amorçage des fissures de fatigue et le comportement mécanique cyclique global des assemblages. Ces essais sont complétés par des observations macroscopiques des éprouvettes rompues et microscopiques des faciès de rupture afin d'identifier les mécanismes d'endommagement qui sont à l'ori-



gine de l'amorçage des fissures conduisant à la ruine des assemblages. Enfin, des essais d'adhérence par choc laser sont aussi menés, afin de tenter d'obtenir une estimation des contraintes de rupture des interfaces aciers/aluminium.

## **IV.1 Description des essais de traction monotone et de fatigue**

### **IV.1.1 Les éprouvettes d'essais**

Pour les deux types de chargement (cyclique et monotone), des éprouvettes de longueur 90 mm et largeur 15 mm ont été découpées au milieu de chaque assemblage par jet d'eau suivant la direction transverse à la soudure (Figure IV.1a). Pour s'assurer de la répétabilité des résultats, deux éprouvettes d'un même assemblage sont testées pour chaque condition d'essai.

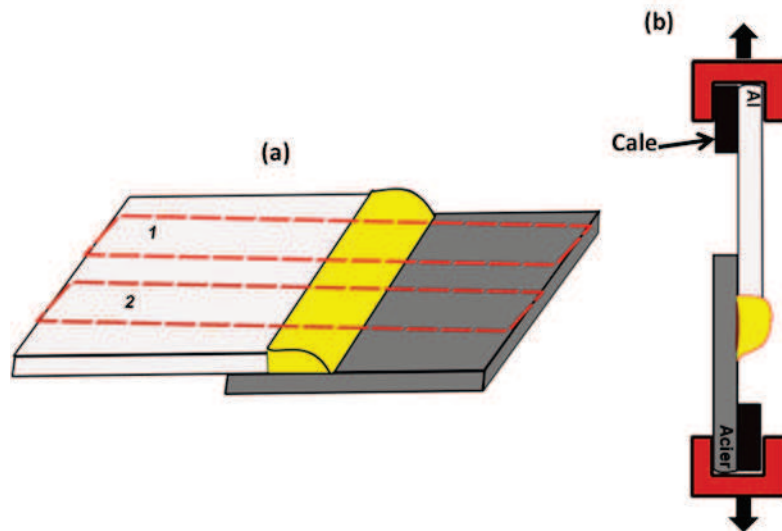
Pour compenser le désalignement de l'éprouvette du à la géométrie à clin de l'assemblage, des cales de même épaisseur que les tôles de métal de base (1 mm) sont placées aux deux extrémités des éprouvettes (Figure IV.1b).

En raison de la dissymétrie de l'assemblage et de la variation d'épaisseur des différents cordons, il est quasiment impossible de connaître de manière précise l'état de contrainte dans la zone de liaison. Le chargement de l'assemblage est donc exprimé en terme de force linéique (N/mm), obtenue par le rapport entre la force appliquée et la largeur de l'éprouvette testée (15 mm). La résistance de chaque assemblage est alors caractérisée par la force linéique maximale.

Des éprouvettes plates de largeur 15 mm ont également été prélevées dans des tôles des matériaux de base afin de caractériser le comportement en traction des matériaux de base.

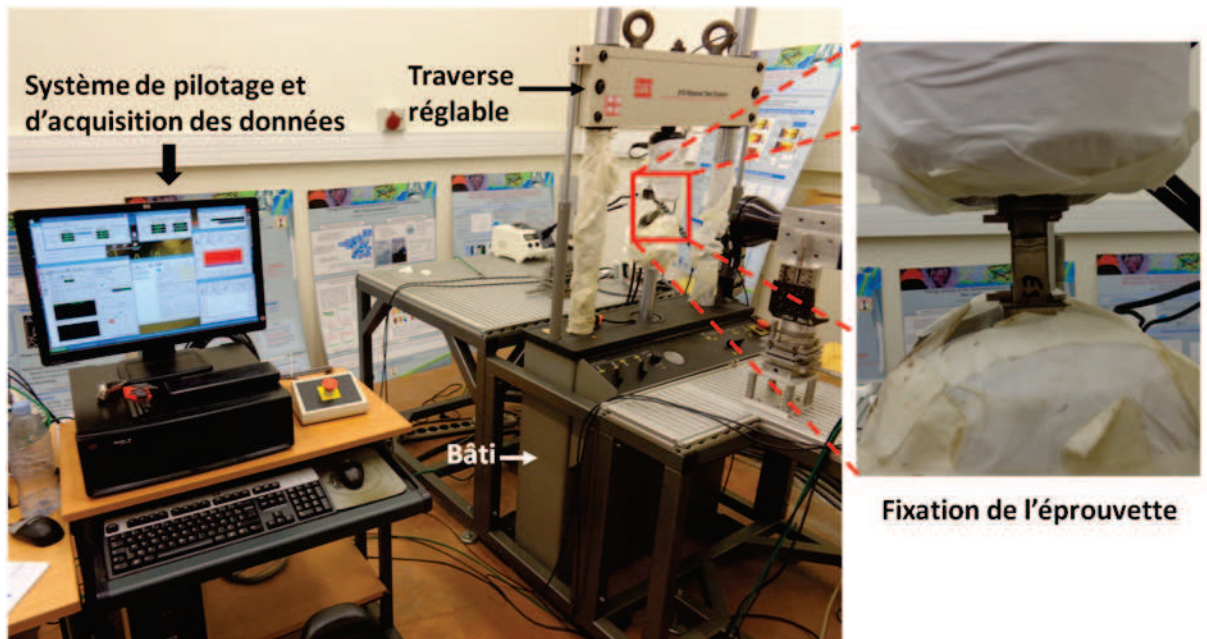
### **IV.1.2 Conditions d'essais**

Les essais de traction monotone et de fatigue ont été réalisés à la halle technologique du Laboratoire de Mécanique et Génie Civil avec l'aide de Bertrand Wattrisse, sur une



**FIGURE IV.1:** (a) Prélèvement des éprouvettes pour les essais de traction monotone et cyclique, et (b) positionnement de l'éprouvette pour les essais.

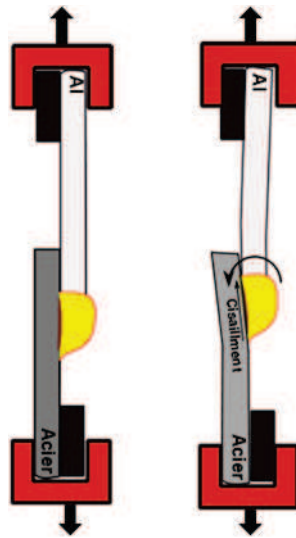
machine servo-hydraulique de type MTS modèle 810 équipées d'une cellule de force de 25 kN et d'un logiciel d'acquisition de données. Le montage expérimental utilisé pour les deux types d'essais est illustré sur la figure IV.2. La distance entre les mors de la machine et le cordon est gardée constante pour tous les essais afin d'éviter toute modification susceptible de changer la rigidité des éprouvettes.



**FIGURE IV.2:** Machine de traction utilisée pour les essais.

Les essais de traction monotone quasi-statique sont réalisés à la vitesse de déplacement

imposée de  $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  à température ambiante ( $23^\circ\text{C}$ ). Les évolutions de la force et du déplacement du mors inférieur mobile sont enregistrés pendant tout l'essai à la fréquence de 200 Hz. La sollicitation subie par l'interface de liaison est complexe et évolue durant l'essai. En début d'essai, la plan de liaison subit une contrainte de cisaillement quasiment pure, mais le moment lié à la dissymétrie de l'éprouvette crée une rotation du plan de liaison, qui subit alors une composante de traction en plus de la composante de cisaillement [50] (Figure IV.3).



**FIGURE IV.3:** Rotation de l'éprouvette pendant l'essai de traction transverse.

Afin de mieux comprendre le mécanisme d'initiation et de propagation de la rupture, des enregistrements vidéo à grande vitesse ont été réalisés lors de certains essais avec une caméra rapide PANTHOM V710.

Les essais de fatigue en traction ondulée ont été réalisés à la température ambiante sous chargement cyclique sinusoïdal à force imposée, avec un rapport de charge  $R$  ( $C_{\min}/C_{\max}$ ) de 0,1 (Figure IV.4a), et une fréquence de 20 Hz. Les contraintes maximales ( $C_{\max}$ ) des chargements sont choisies à partir des courbes de traction monotone pour chaque type d'assemblage. Quatre niveaux de contrainte maximale ont ainsi été choisis, en fonction de la force maximale ( $F_{\max}$ ) et de la force correspondant à la limite du domaine linéaire ( $F_e$ ) déterminées sur les courbes de traction monotone des différents assemblages (figure IV.4b) :  $0,8 F_{\max}$ ,  $F_e$ ,  $0,7 F_e$  et  $0,3 F_e$ . Le logiciel d'acquisition des données de la machine de fatigue permet d'enregistrer le temps (s), la force (N) et le déplacement (mm) à la fréquence de 200 Hz.

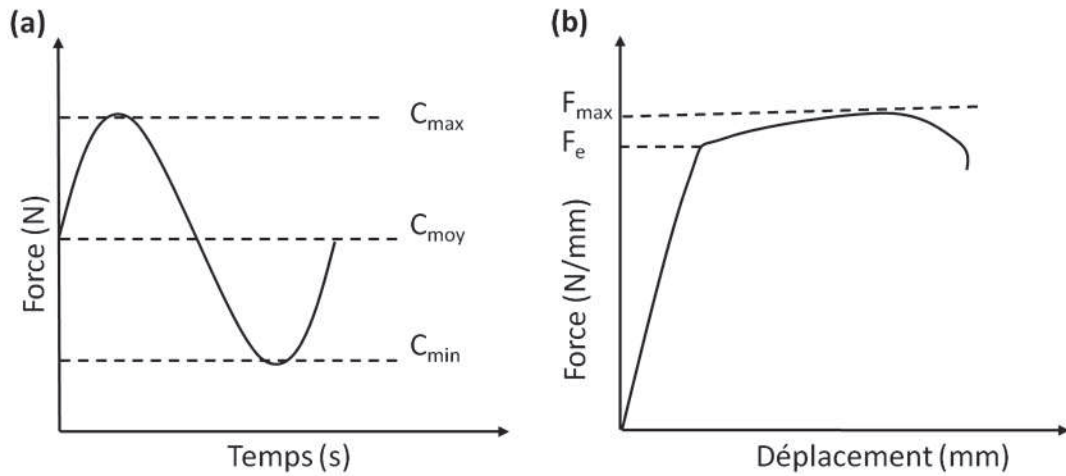


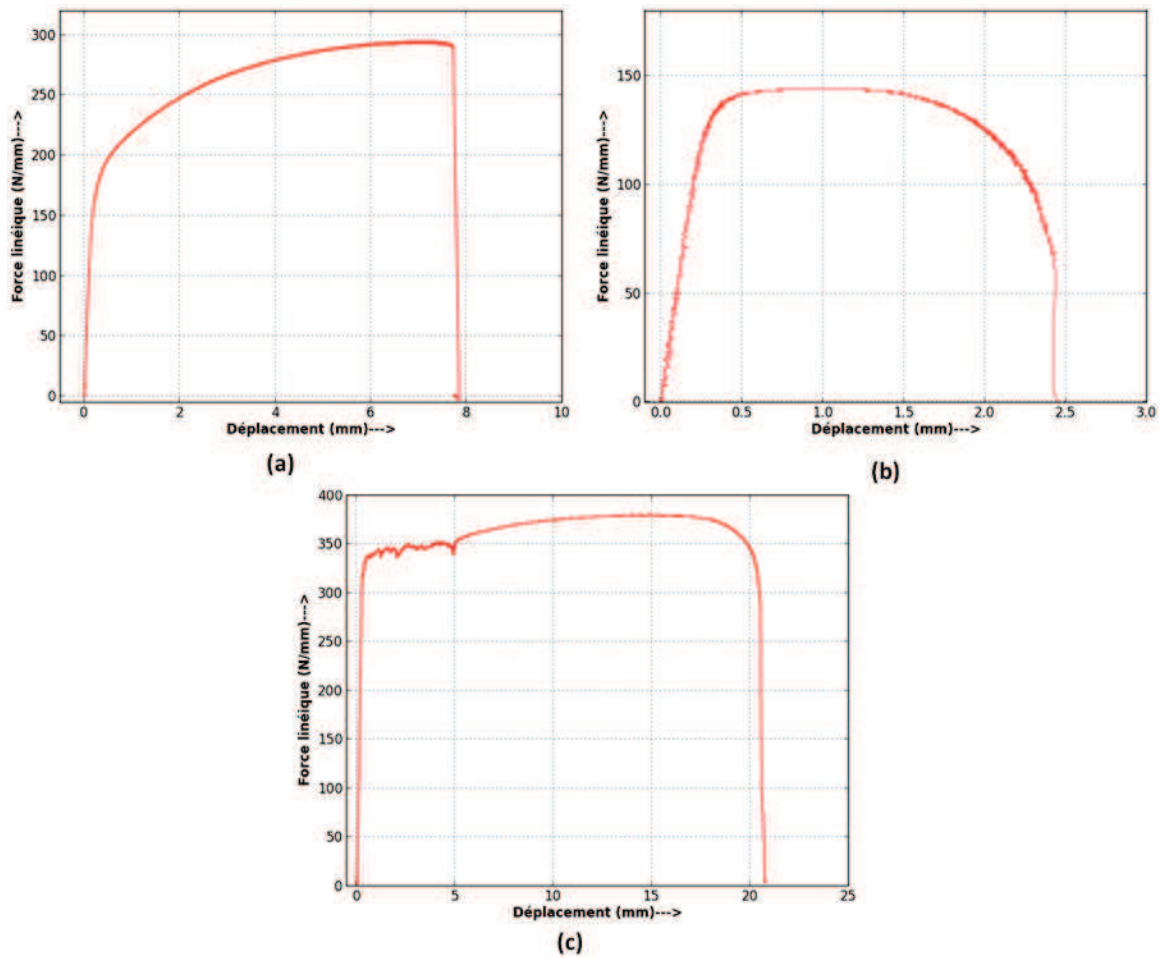
FIGURE IV.4: (a) Chargement sinusoïdal appliqué au cours de l'essai de fatigue, (b) courbe caractéristique de traction monotone.

## IV.2 Comportement en traction monotone quasi-statique des assemblages

### IV.2.1 Comportement en traction monotone quasi-statique des assemblages

Avant de caractériser les assemblages, les matériaux de base ont été testés en traction, afin de faciliter l'interprétation ultérieure des résultats. La figure IV.5 montre l'évolution des forces linéiques (N/mm) en fonction du déplacement, pour les trois matériaux de base utilisés. La distance initiale entre les mors de la machine d'essai a été choisie identique à celle utilisée pour les essais de traction sur assemblage afin de pouvoir comparer les déplacements. On peut constater que l'aluminium 1050 est bien à l'état écroui (H12 ou H14) et non pas à l'état recuit, qui conduirait à une force maximale bien plus faible.

On peut déduire de ces courbes de traction les forces linéiques correspondant à la limite d'élasticité ( $F_e$ ), à la force maximale ( $F_{max}$ ) et le déplacement à rupture ( $d_{max}$ ) des matériaux de base (Tableau IV.1).



**FIGURE IV.5:** Courbes de traction des matériaux de base (a) 6016-T4, (b) 1050, (c) acier DC01.

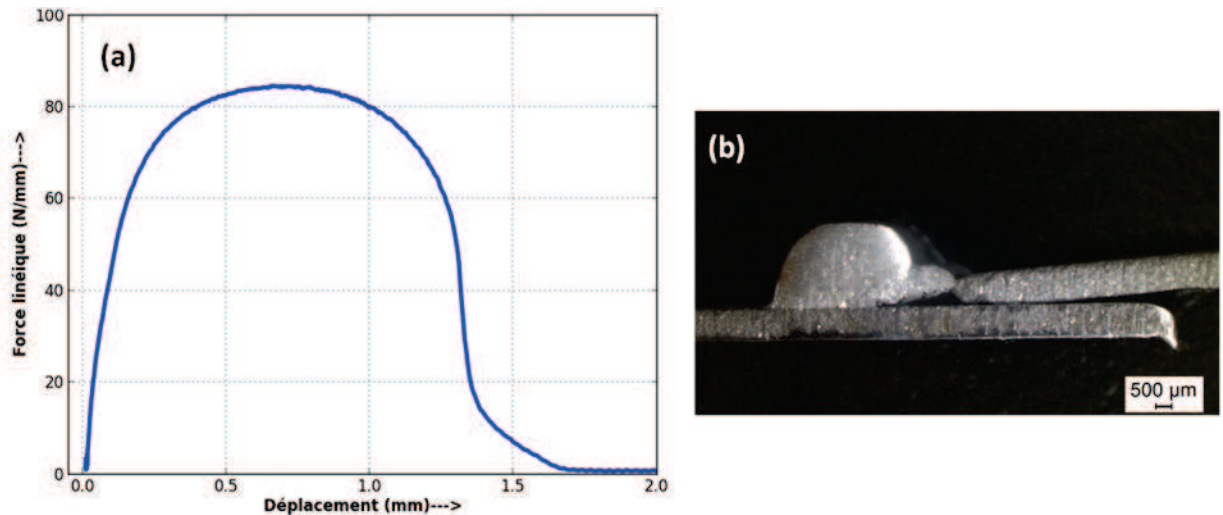
**TABLE IV.1** – Caractéristiques mécaniques des matériaux de base

Matériau	$F_e$ (N/mm)	$F_{max}$ (N/mm)	$d_{max}$ (mm)
DC01	320	380	14
1050	120	145	2,4
6016	175	294	7,2

## IV.2.2 Caractérisation des assemblages acier/aluminium 1050

L'utilisation de l'aluminium 1050 dans les assemblages conduit à la rupture systématique de la tôle d'aluminium (Figure IV.6), à l'intérieure de la ZAT, sous un niveau de chargement de 85 N/mm en moyenne, soit 58 % de la résistance linéique de l'aluminium 1050 à l'état initial (Tableau IV.1). On peut attribuer cette diminution à la modification du chargement appliqué à l'aluminium, qui subit une sollicitation combinée de traction

et flexion du fait de la dissymétrie du chargement, mais surtout à l'adoucissement que produit l'opération de soudage sur l'aluminium écroui, qui recristallise sous l'effet de l'échauffement.



**FIGURE IV.6:** (a) Courbe de traction d'un assemblage acier/aluminium 1050 réalisé à la vitesse de 50 cm/min et (b) localisation de la rupture.

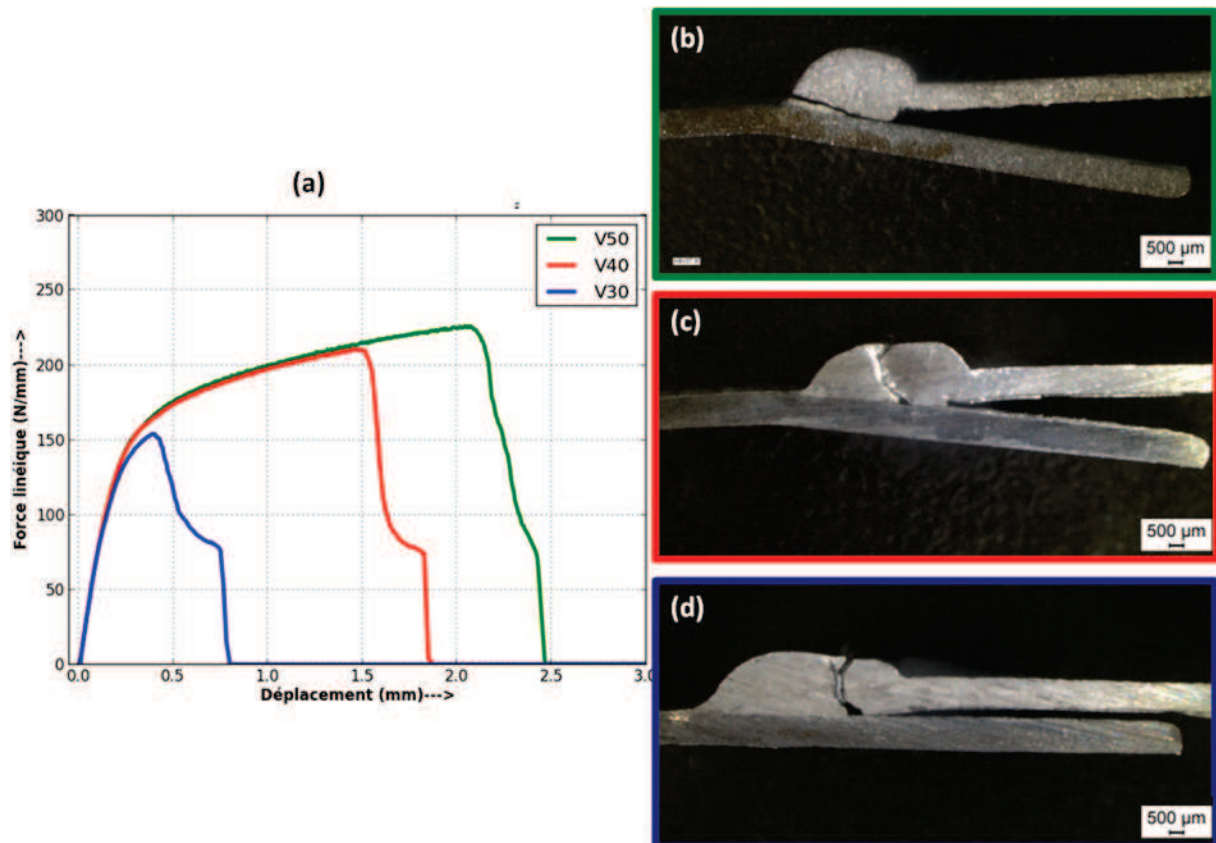
### IV.2.3 Caractérisation des assemblages acier/aluminium 6016-T4

Les assemblages avec l'aluminium 6016-T4 réalisés à la vitesse de soudage la plus lente, de 30 cm/min, ont tous rompu dans le cordon de soudure, sous des niveaux de chargement relativement faibles, de 150 N/mm environ. En revanche, les assemblages réalisés à des vitesses de soudage plus élevées ont montré des résistances et des mécanismes de rupture différents. Nous comparons dans la suite les résultats des essais issus des assemblages réalisés avec les mêmes paramètres de forme d'onde, mais trois vitesses de soudage différentes (30, 40 et 50 cm/min), qui correspondent aux essais 4, 8 et 10 du chapitre précédent (Tableau 3.2, chapitre III).

Les courbes de traction sur éprouvettes réalisées avec différentes vitesses de soudage (Figure IV.7) montrent toutes une partie linéaire, quasiment identique, ce qui montre des rigidités similaires. La partie non linéaire démarre un peu plus tôt pour la vitesse de soudage la plus faible, révélant une plastification précoce comparé aux autres éprouvettes. La rupture se produit dans ce cas pour un niveau de chargement plus faible que pour les autres assemblages, équivalent à seulement 51 % (155 N/mm) de la résistance linéique

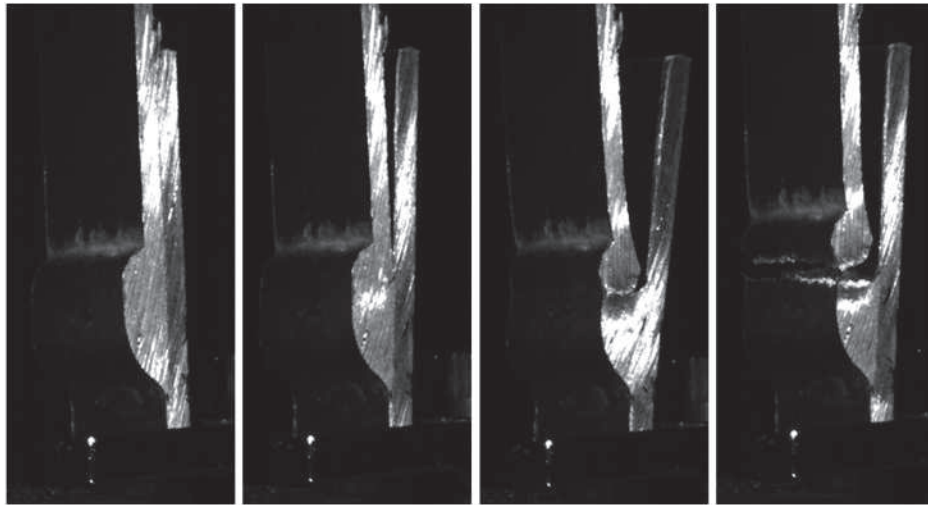


de l'aluminium 6016-T4 de base. La faible valeur de déplacement à rupture semble indiquer que la déformation plastique se localise très rapidement dans les zones de fortes concentrations de contraintes et/ou que la fissuration démarre très tôt. L'observation des éprouvettes après rupture montre que la rupture a été initiée en racine de cordon, et s'est propagée dans la zone fondue (Figure IV.7d).



**FIGURE IV.7:** (a) Courbes de traction sur assemblages et localisation de la rupture dans les assemblages réalisés avec une vitesse de soudage (b) de 50 cm/min, (c) de 40 cm/min, (d) de 30 cm/min.

La vidéo acquise par caméra rapide pendant l'essai (Figure IV.8) confirme le mécanisme de fissuration. Sous l'effet du chargement dissymétrique de l'interface, celle-ci subit une légère rotation augmentant la concentration de contraintes dans la zone de racine, et entraînant l'amorçage d'une fissure dans cette zone puis sa propagation dans le cordon, perpendiculairement à l'axe de traction. Des études antérieures ont en effet montré sur cette géométrie d'assemblage que la zone de racine était celle qui supportait la plus forte concentration de contraintes [50, 60].



**FIGURE IV.8:** Images vidéo de l'essai de traction montrant la rotation de l'éprouvette pendant l'essai et l'apparition de la rupture.

La figure IV.9 montre que la zone d'amorçage de la rupture en racine de cordon dans les éprouvettes réalisées à la vitesse de soudage de 30 cm/min correspond à une zone riche en porosités, attribuées à la vaporisation du zinc favorisée par de fortes puissances ou de faibles vitesses de soudage (cf. chapitre III). L'observation des faciès de rupture montre que ces larges porosités observées sur les coupes transverses en racine de cordon traversent presque la totalité des éprouvettes réalisées à la plus faible vitesse de soudage (Figure IV.9c). Des analyses EDS réalisées sur la surface de ce défaut coté cordon révèlent des teneurs en zinc élevées (>10 % at.), ce qui semble confirmer que l'origine de ces défauts serait la vaporisation du zinc. Cette zone de racine est donc le siège d'une concentration de contraintes du fait de la géométrie de l'éprouvette, mais aussi de la présence de ce défaut qui accroît la concentration de contraintes.

L'analyse des faciès de rupture montre un faciès de type ductile, avec la présence de cupules, mais aussi montre que la fissure suit un réseau de fines porosités qui se sont formées dans le cordon, au voisinage de la racine (Figure IV.10).

Les assemblages réalisés à 40 cm/min et surtout 50 cm/min présentent des courbes de traction avec une partie non linéaire plus importante, conduisant à de forts déplacements et chargements au moment de la rupture (Figure IV.7a).



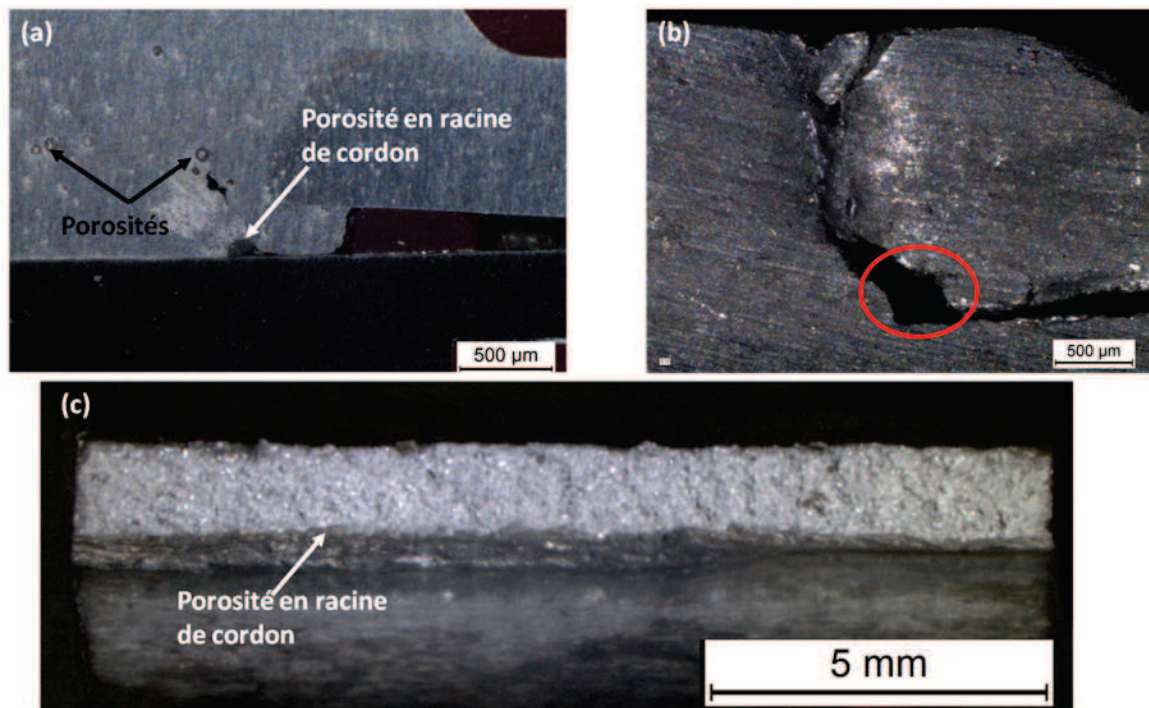


FIGURE IV.9: (a) Défauts en racine de cordon, (b) localisation de la rupture du cordon, (c) faciès de rupture (éprouvette réalisée avec une vitesse de 30cm/min).

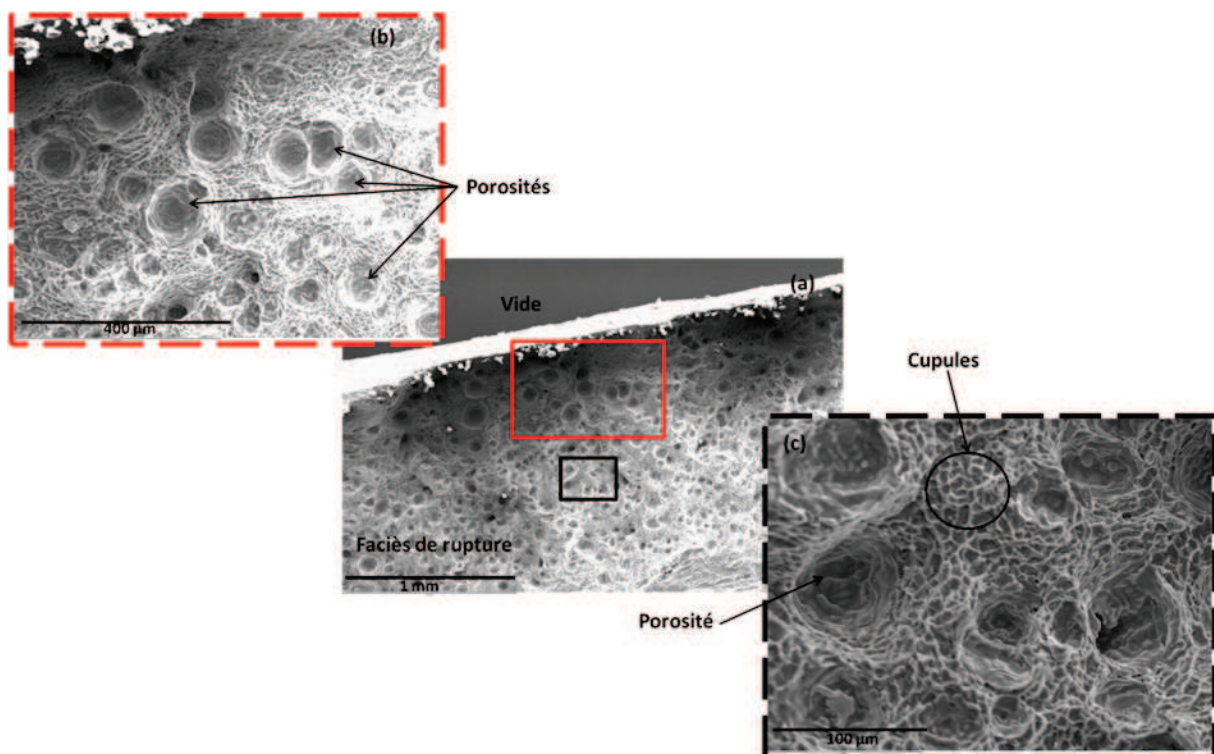
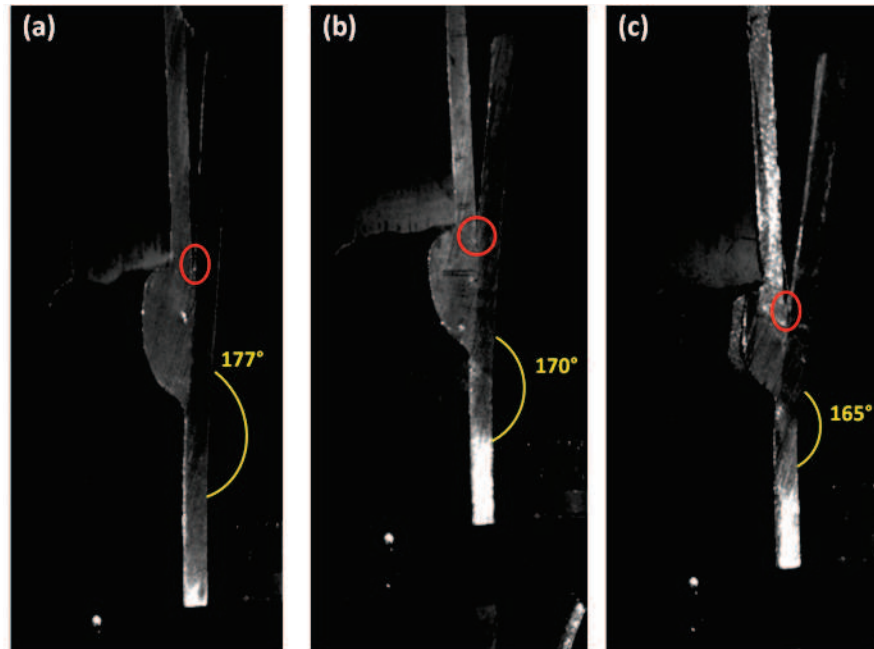


FIGURE IV.10: Observation au MEB du faciès de rupture de l'assemblage correspond à la vitesse de soudage de 30 cm/min.

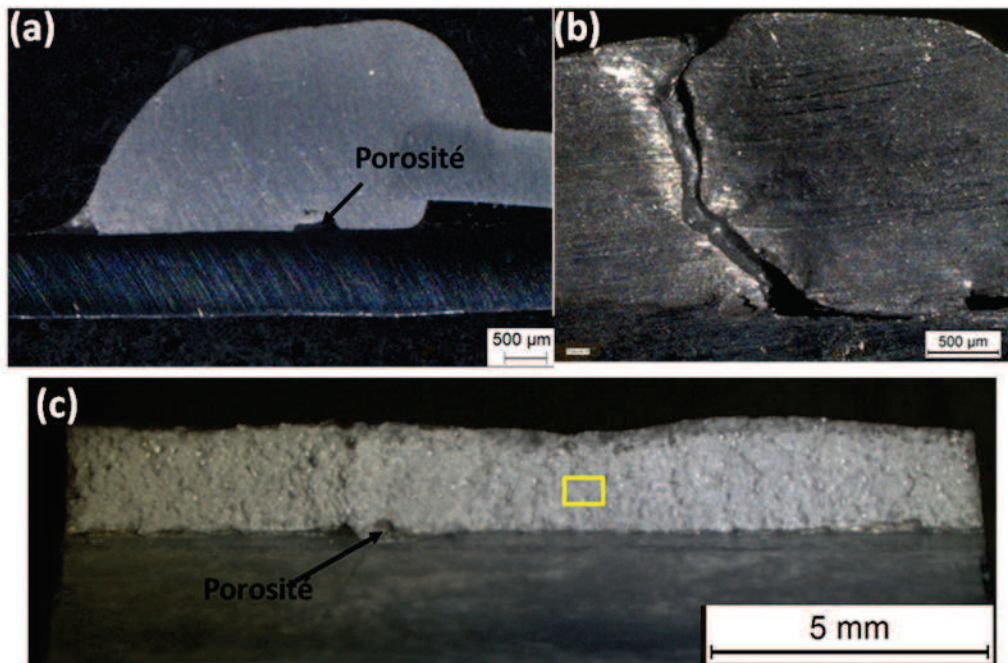
Les enregistrements vidéo à grande vitesse des essais ont également montré que la fissuration s'amorçait en racine de cordon, mais après que l'interface de liaison ait subi une rotation plus importante que dans les éprouvettes réalisées à 30 cm/min (Figure IV.11).



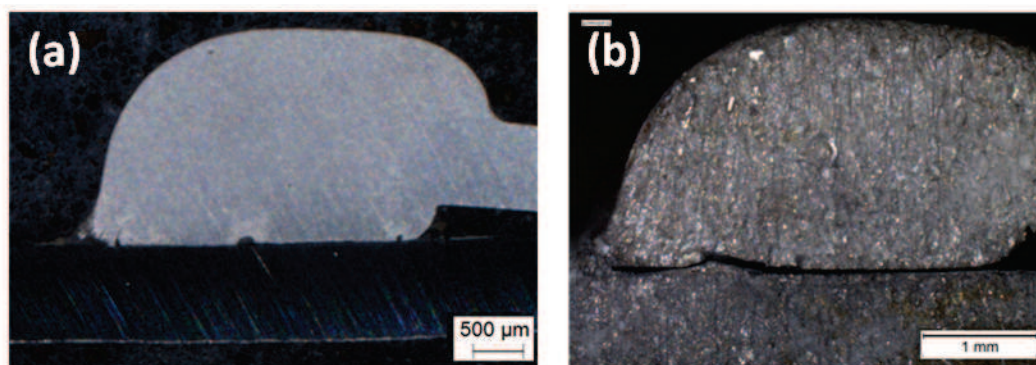
**FIGURE IV.11:** Rotation de l'interface de liaison au moment de l'amorçage de la rupture dans les assemblages réalisés à la vitesse de soudage (a) de 30 cm/min, (b) de 40 cm/min, et (c) de 50 cm/min.

La fissure se propage ensuite le long de l'interface, avant de dévier parfois dans le cordon, perpendiculairement à la direction de l'axe de traction (Figure IV.7c). La déviation est observée dans les éprouvettes soudées à la vitesse de 40 cm/min, et se produit toujours lorsque la fissure rencontre une large porosité à l'interface (Figure IV.12). La rupture a alors lieu sous des niveaux de chargement correspondant en moyenne à 70 % de la résistance de l'aluminium 6016-T4.

La déviation n'est pas observée dans le cas des assemblages réalisés à 50 cm/min, sans doute en raison de la taille moindre des porosités en zone fondue dans ce dernier cas, et la rupture se propage tout le long de l'interface acier/cordon (Figure IV.13), conduisant aux résistances linéiques les plus élevées, égales en moyenne à 76 % de la résistance de l'aluminium 6016-T4.



**FIGURE IV.12:** (a) Macrographie de cordon réalisé à la vitesse de 40 cm/min avant rupture, (b) zone de rupture du cordon, (c) faciès de rupture.



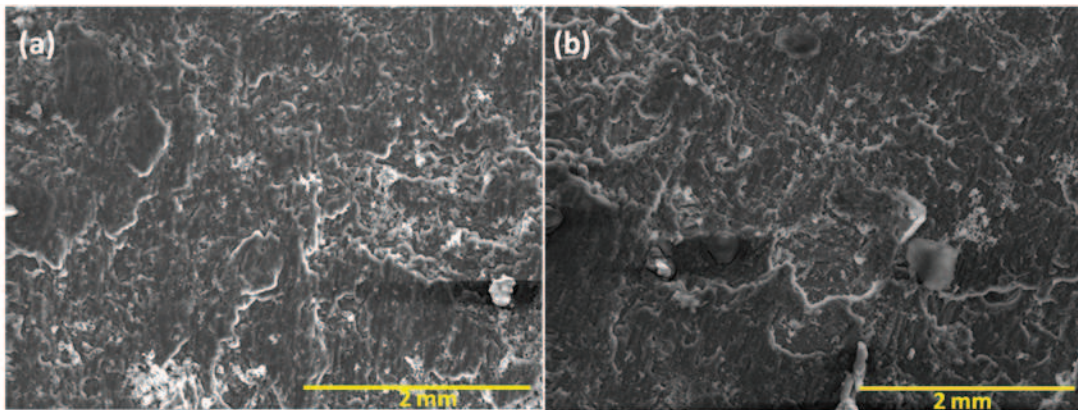
**FIGURE IV.13:** Macrographie de cordon réalisé à la vitesse de 50 cm/min, (a) avant la rupture, et (b) après la rupture.

Les faciès de rupture des zones de rupture interfaciale (le long de l'interface acier/cordon), observés en microscopie électronique à balayage du côté acier et aluminium (Figure IV.14), montrent de larges plages planes à rivières caractéristiques d'une rupture fragile par clivage. L'analyse chimique par EDS des faciès de rupture côté aluminium révèle sur toutes les zones du faciès des teneurs en fer très faibles (maximum 4 % at.), ce qui montre que la rupture s'est propagée principalement du côté aluminium de l'interface de liaison. De fortes teneurs en silicium et zinc sont aussi détectées (Figure IV.14 c). L'analyse EDS du faciès côté acier révèle des compositions très différentes en racine et en pied de cor-



#### IV.2. COMPORTEMENT EN TRACTION MONOTONE QUASI-STATIQUE DES ASSEMBLAGES

don. Côté racine, à l'endroit où la fissure s'amorce, le faciès présente des teneurs en Fe et Al élevées, ainsi que du silicium, ce qui semble montrer que la fissure suit la couche d'intermétallique, alors que près du pied de cordon, la teneur en Fe devient très faible et la teneur en Zn élevée, ce qui semble montrer que la fissure a dévié dans le cordon, bien que le faciès conserve un aspect fragile.



% atomique	Fe	Al	Zn	Si
<b>Côté Al</b>	0,5-4	55-76	4-26	10-25
<b>Côté acier (racine)</b>	60-67	24-32	6-12	-
<b>Côté acier (pied)</b>	0,5-6	55-82	15-24	2-11

**FIGURE IV.14:** Macrographie des faciès de rupture : (a) coté acier, (b) coté aluminium, (c) analyses chimiques correspondantes.

Ces résultats montrent une évolution du mécanisme de rupture et des niveaux de résistance des assemblages en fonction de l'énergie linéique de soudage. Le mécanisme de rupture semble dépendre principalement des caractéristiques des défauts de type porosité présents dans le cordon au voisinage immédiat de l'interface cordon/acier. Ces défauts sont en majorité des porosités issues de la vaporisation du zinc initialement présent à la surface de l'acier.

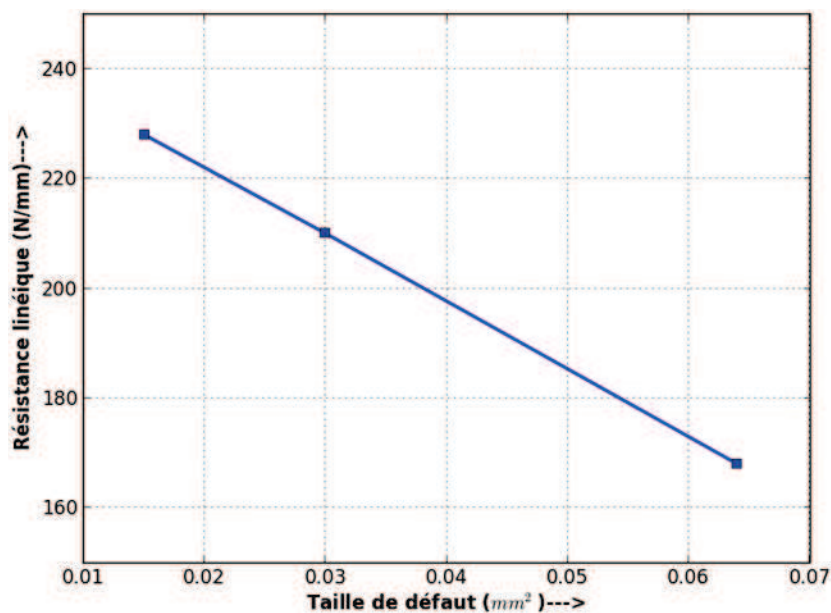
Dans tous les cas, la rupture s'amorce en racine de cordon, sous l'effet des concentrations de contraintes produites dans cette zone, accentuées par la rotation de l'interface de liaison. La propagation de la fissure se produit ensuite, selon les cas :

- dans le cordon, perpendiculairement à la direction de traction lorsque la forte énergie linéique de soudage (faible vitesse de soudage) a produit de très grosses porosités

au niveau de la racine du cordon ;

- le long de l'interface (dans la couche de réaction ou à l'interface couche de réaction/cordon) s'il n'y a pas de large porosité en racine de cordon, jusqu'à ce que la fissure rencontre une large porosité et dévie alors dans le cordon, perpendiculairement à l'axe de traction ;
- les longs de l'interface jusqu'à la séparation complète de l'éprouvette, lorsque l'énergie linéique de soudage est plus faible, et ne produit pas de grosses porosités dans le cordon.

La résistance des assemblages dépend ainsi principalement de la taille maximale des défauts formés en zone fondue près de l'interface (Figure IV.15), qui dépend elle-même de l'énergie linéique de soudage : plus celle-ci est élevée, plus la taille des défauts de type porosité est grande, et plus la résistance linéique des assemblages est faible.



**FIGURE IV.15:** Résistance linéique des assemblages acier/aluminium en fonction de la taille maximale de défaut à l'interface (mesurée sur les faciès de rupture).

## IV.3 Comportement en fatigue des assemblages

### IV.3.1 Choix des conditions d'essai

Seuls les assemblages n°4, 8 et 10, réalisés avec l'aluminium 6016-T4 à des vitesses de soudage respectivement de 30, 40 et 50 cm/min, qui ont révélé des comportements en traction monotone assez différents, sont caractérisés en fatigue. Dans la suite, les assemblages testés sont désignés en fonction de la vitesse de soudage employée :  $V_{30}$ ,  $V_{40}$  et  $V_{50}$ .

Les résultats des essais de traction monotone ont permis de déterminer les contraintes maximales retenues pour les essais de fatigue. Rappelons que les essais de fatigue sont réalisés en traction ondulée, avec des cycles de contrainte sinusoïdaux et un rapport de contrainte de 0,1 ( $C_{\min}/C_{\max}$ ). Quatre valeurs de l'effort maximal  $C_{\max}$  ont été fixées en fonction de la résistance linéique en traction monotone des assemblages  $F_{\max}$  ou de la force linéique correspondant à la fin du domaine linéaire  $F_e$  :  $0,8 F_{\max}$ ,  $F_e$ ,  $0,7 F_e$ , et  $0,3 F_e$ . Le tableau IV.2 rassemble les caractéristiques identifiées à partir des essais de traction monotone et les quatre niveaux d'effort maximal retenus pour les trois types d'assemblages. Dans tous les cas, les essais de fatigue ont été menés jusqu'à la rupture ou jusqu'à un nombre de cycles maximal égal à  $10^7$  lorsque la rupture n'a pas lieu.

**TABLE IV.2** – Caractéristiques mécaniques en traction monotone et niveaux de contraintes maximales de fatigue retenus pour les différents assemblages testés

	$V_{30}$	$V_{40}$	$V_{50}$
$F_{\max}$ (N/mm)	156	210	228
$F_e$ (N/mm)	140	140	140
Niveau 1 (N/mm)	42	42	42
Niveau 2 (N/mm)	98	98	98
Niveau 3 (N/mm)	140	140	140
Niveau 4 (N/mm)	125	170	180

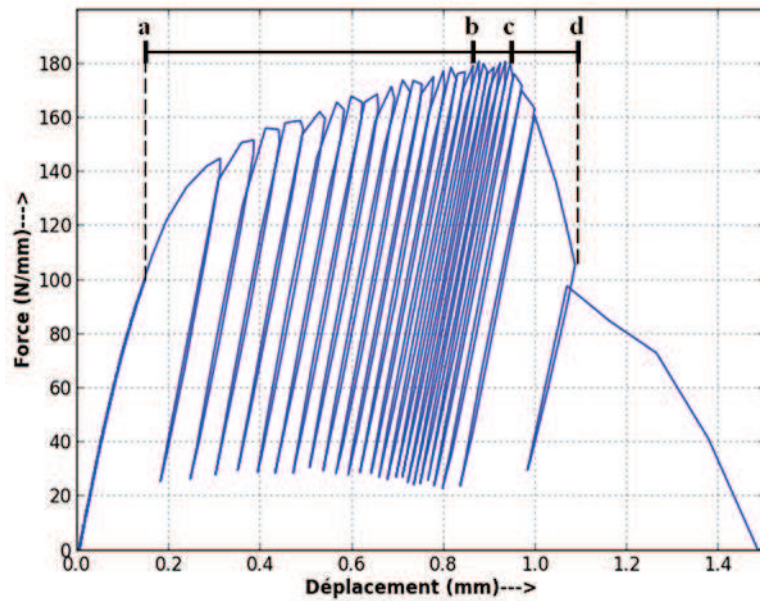
### IV.3.2 Analyse des courbes de fatigue

En raison de l'hétérogénéité et de la non symétrie de l'assemblage, les contraintes tout comme les déformations au cours de l'essai ne sont pas uniformes dans les éprouvettes. La déformation de l'éprouvette pendant l'essai est donc exprimée par le déplacement du mors mobile, tandis que le chargement est exprimé en terme de résistance linéique (N/mm) obtenue par le rapport de l'effort appliqué sur la largeur de l'éprouvette testée (15 mm).

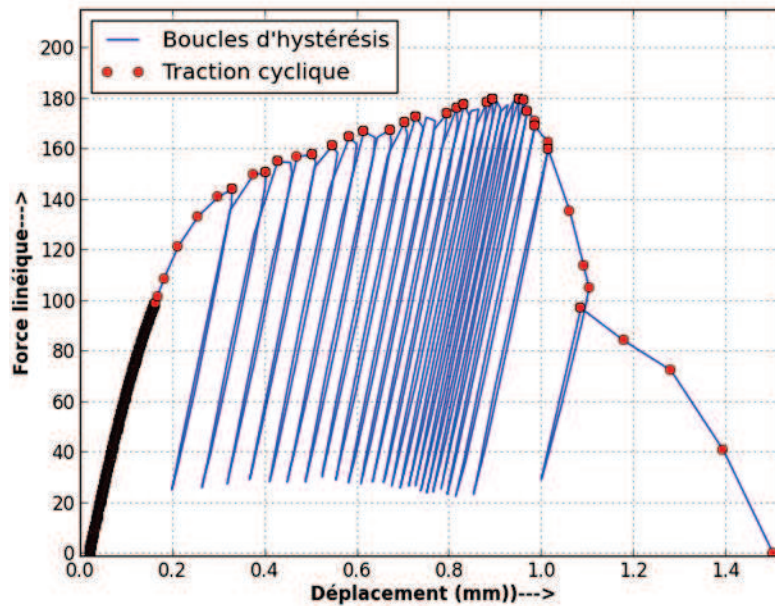
La figure IV.16 présente un exemple de courbe brute obtenue lors de l'essai de traction cyclique. Elle montre l'évolution de la force linéique en fonction du déplacement au cours de l'essai sous charge maximale de 180 N/mm pour une éprouvette  $V_{50}$ . On remarque qu'en raison de la fréquence élevée des cycles imposée à la machine servo-hydraulique (20 Hz), quelques cycles sont nécessaires (7 cycles en moyenne) pour atteindre le chargement maximal imposé (zone a-b). On observe ensuite une phase d'accommodation et un effet rochet avant d'atteindre le cycle quasi-stabilisé. Notons que dans le cas des essais avec effort maximal supérieure à la force  $F_e$ , la phase de fatigue avec boucle d'hystérésis stabilisée est quasi-inexistante, contrairement à ce qui est observé pour les essais à chargement maximal inférieur à  $F_e$  (cf. annexe). Au bout d'un certain nombre de cycles, le déplacement s'accroît à nouveau à chaque cycle de manière de plus en plus rapide, traduisant la propagation rapide d'une fissure macroscopique qui conduit en quelques cycles à la rupture de l'assemblage.

Les autres essais présentent sensiblement les mêmes allures de courbes. Les courbes brutes obtenues sur les autres assemblages sont rassemblées en annexe.

Afin de comparer les résultats obtenus pour les différents assemblages et conditions d'essai, l'enveloppe extérieure de la courbe des boucles d'hystérésis a été tracée, en joignant les sommets des boucles (Figure IV.17).



**FIGURE IV.16:** Evolution des cycle d'hystérésis de l'essai de fatigue sous chargement maximal de 180 N/mm, sur l'assemblage  $V_{50}$ .



**FIGURE IV.17:** Courbe de traction cyclique.

La figure IV.18 présente les courbes de traction cyclique obtenues sous différents chargements pour chaque assemblage. Les courbes correspondant au chargement égal à  $0,3 F_e$  ne sont pas présentées car la rupture n'a pas lieu dans ce cas avant  $10^7$  cycles. On remarque que tous les assemblages ont le même comportement dans la partie linéaire des courbes, celles-ci se superposant parfaitement. Notons que dans le cas de l'assemblage



$V_{30}$  (Figure IV.18a), le chargement correspondant à  $0,8 F_{\max}$  est inférieure à  $F_e$ , contrairement aux deux autres assemblages. Lorsque l'on superpose les courbes d'essais réalisés sous un même niveau de chargement pour les trois types d'assemblages (Figure IV.19), on observe également une très bonne superposition jusqu'à la rupture des assemblages, ce qui semble indiquer que la déformation plastique puis l'endommagement des trois assemblages se localisent dans les mêmes zones, selon des mécanismes similaires. Notons enfin que dans tous les cas, la rupture se produit après un déplacement relativement important.

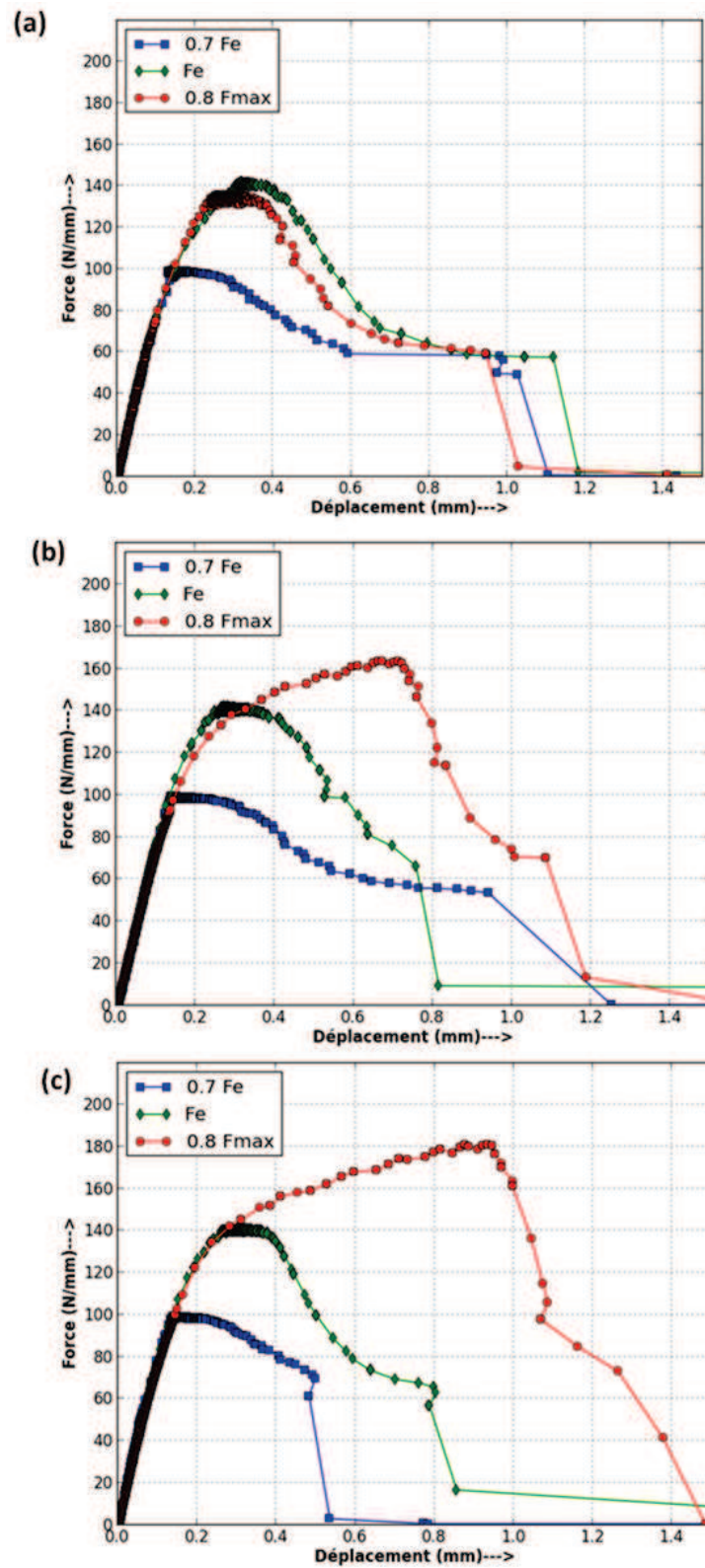


FIGURE IV.18: Courbes de traction cyclique des assemblages sous différents charge-ments maximum : (a)  $V_{30}$ , (b)  $V_{40}$ , (c)  $V_{50}$ .

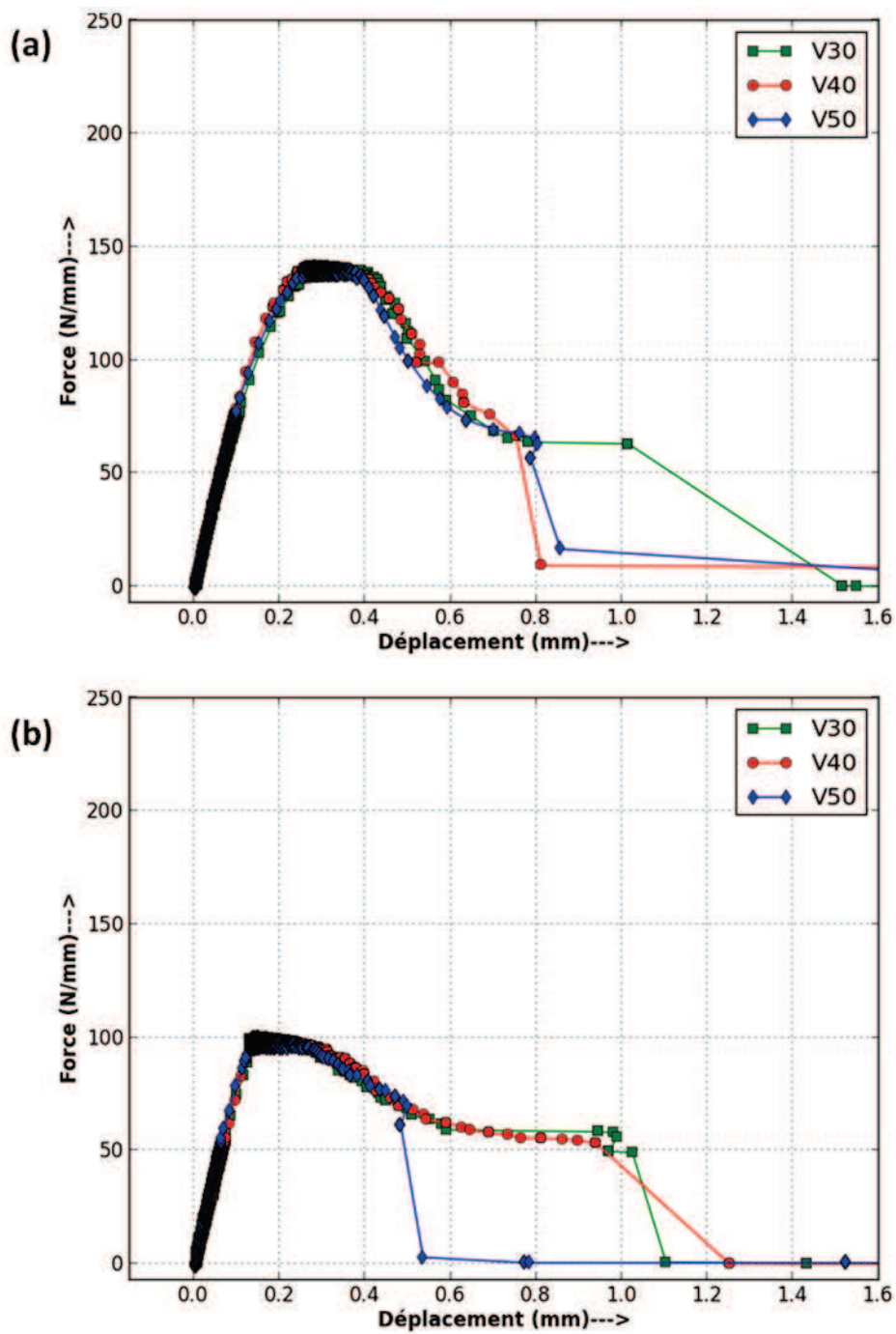


FIGURE IV.19: Courbes de traction cyclique des trois types d'assemblages sous même chargement : (a)  $F_e$ , (b)  $0,7F_e$ .

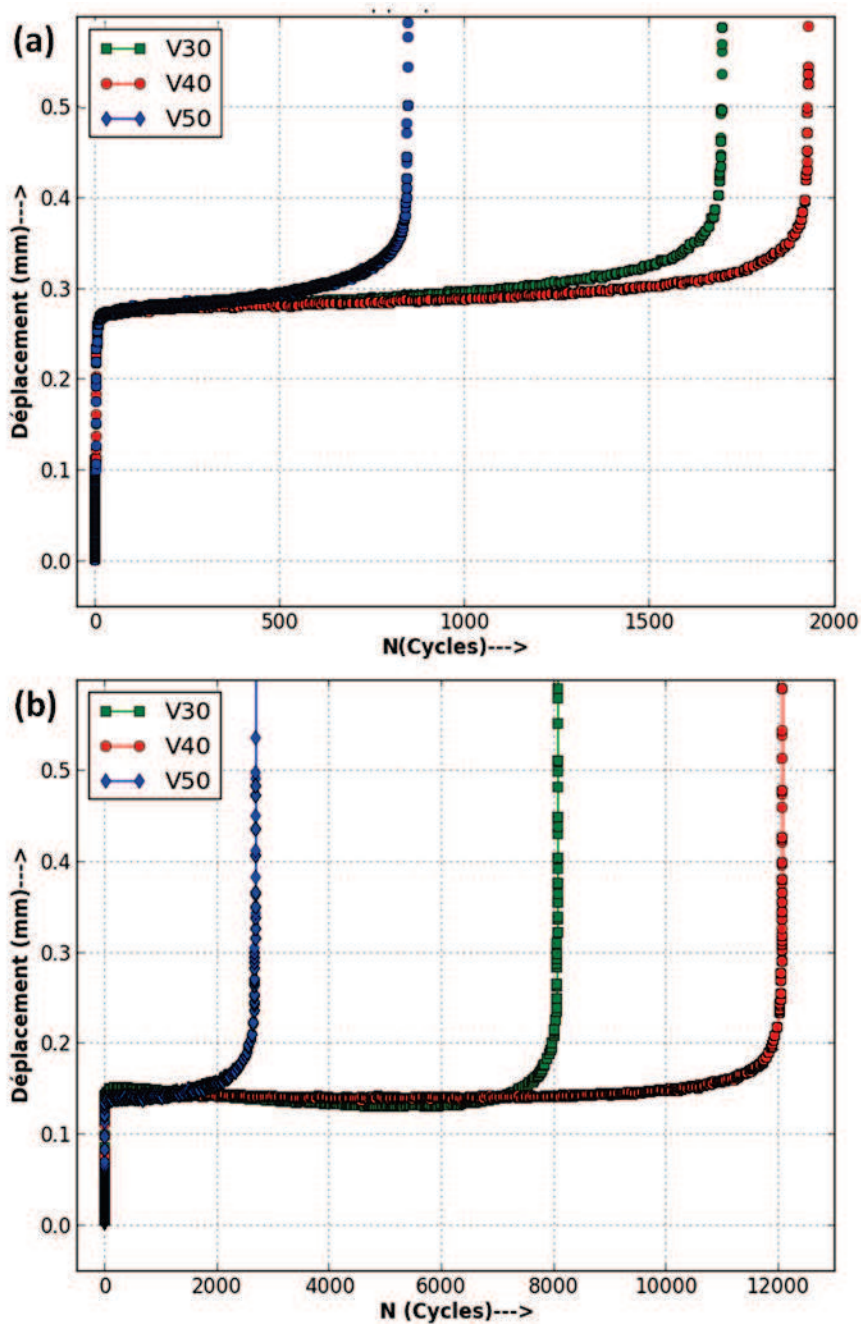
Le déplacement au début de l'endommagement  $d_{en}$  (première baisse de la force linéique) ainsi que le déplacement au moment de la rupture  $d_{max}$  augmentent avec le chargement maximal imposé (Tableau IV.3). Pour les chargements maximum de  $0,7 F_e$  et  $F_e$ , le déplacement au début de l'endommagement est quasiment le même pour les trois types d'assemblages.

**TABLE IV.3** – Déplacement au début de l'endommagement  $d_{en}$  et à la rupture  $d_{max}$  pour les différents assemblages testés

$C_{max}$ (N/mm)	$V_{30}$			$V_{40}$			$V_{50}$		
	$0,7 F_e$	$F_e$	$0,8 F_{max}$	$0,7 F_e$	$F_e$	$0,8 F_{max}$	$0,7 F_e$	$F_e$	$0,8 F_{max}$
$d_{en}$ (mm)	0,24	0,39	0,37	0,27	0,36	0,73	0,23	0,36	0,95
$d_{max}$ (mm)	0,6	1,12	0,94	0,93	0,75	1	0,48	0,80	1,05

L'évolution du déplacement maximal du cycle en fonction du nombre de cycles est présentée sur la figure IV.20. Les courbes présentant l'évolution du déplacement en fonction du nombre de cycles peuvent être divisées en trois stades distincts :

- durant le premier stade, le déplacement augmente rapidement, du fait de l'augmentation progressive du chargement maximal au cours des premiers cycles, mais aussi de l'effet rochet, jusqu'à ce qu'on atteigne un cycle stabilisé ;
- dans le second stade, la boucle d'hystérésis se stabilise et le déplacement maximal n'évolue plus ou très faiblement d'un cycle à l'autre. La durée de ce stade est d'autant plus grande que le chargement maximal imposé est faible. Cette phase est quasi-inexistante pour les essais réalisés à la plus forte charge maximale ( $0,8 F_{max}$ ) ;
- enfin, le stade final correspond à une augmentation de plus en plus rapide du déplacement maximal à chaque cycle. Ce stade est associé à l'amorçage et à la propagation d'une fissure macroscopique jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette.



**FIGURE IV.20:** Evolution du déplacement en fonction du nombre de cycles au cours des essais de fatigue sous un même chargement : (a)  $F_e$ , (b)  $0,7 F_e$ .

On remarque que pour le même chargement appliqué, l'étendue de la phase stabilisée varie avec l'énergie linéique de soudage. Elle est ainsi minimale pour les assemblages réalisés avec la plus faible énergie ( $V_{50}$ ), un peu supérieure pour ceux correspond à la plus grande énergie ( $V_{30}$ ), et maximale pour les assemblages réalisés avec une énergie intermédiaire ( $V_{40}$ ). Le déplacement maximal des cycles stabilisés est logiquement plus

élevé pour les essais réalisés à plus fort effort maximal, et la durée de ce stade, en terme de nombre de cycles, plus courte. Le stade correspondant au cycle stabilisé étant de loin le plus long, sauf pour les essais réalisés avec la plus forte charge maximale, le nombre de cycles à rupture évolue de la même façon que la durée du stade de cycles stabilisés (Figure IV.21).

Le nombre de cycles à rupture obtenu avec les chargements maximum les plus élevés ( $0,8 F_{max}$ ) étant très faible (50 cycles environ) comparé aux autres essais, ils n'ont pas été présentés sur les figures IV.20 et IV.21.

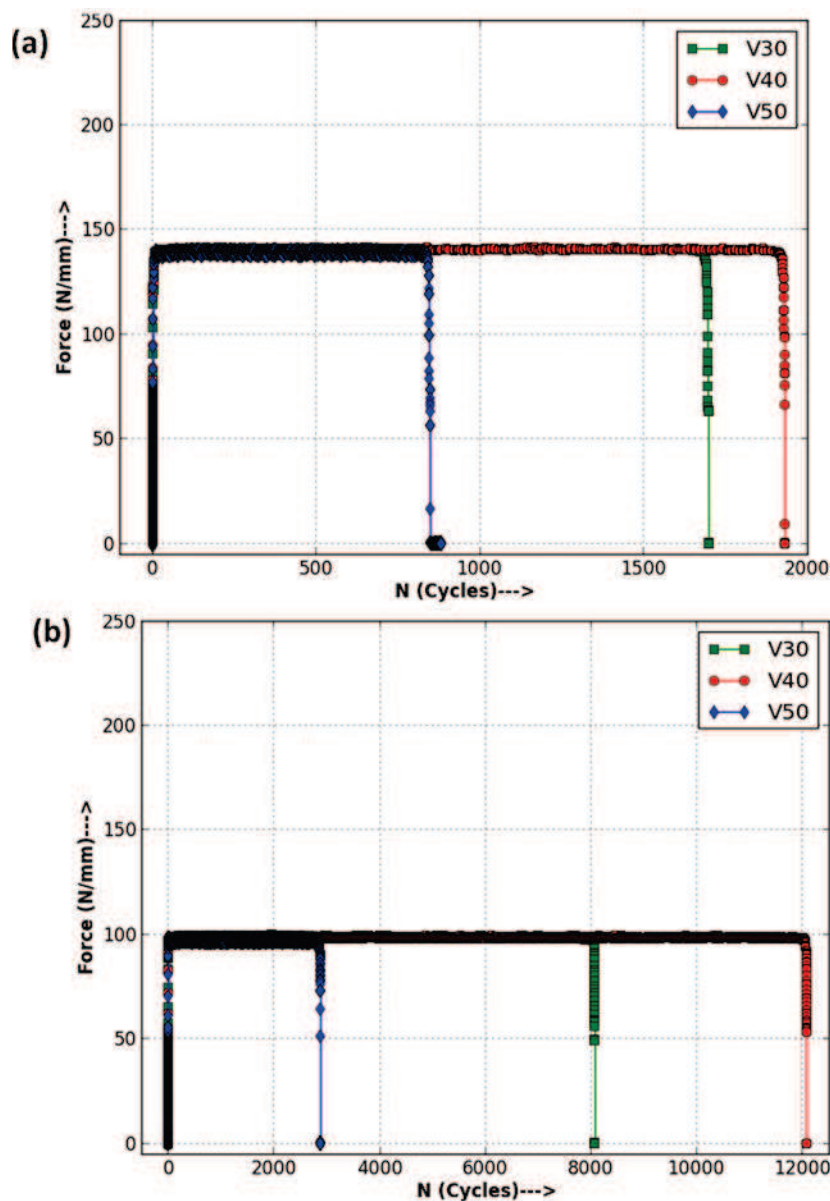


FIGURE IV.21: Durée de vie des différents assemblages sous même chargement : (a)  $F_e$ , (b)  $0,7 F_e$ .



Les courbes de Wöhler, représentant l'évolution de la charge maximale du cycle de fatigue en fonction du nombre de cycles à rupture pour les trois types d'assemblages testés sont données sur la figure IV.22. Malgré une certaine dispersion, probablement liée au caractère aléatoire de la répartition des défauts internes (porosités) dans les éprouvettes et aux caractéristiques géométriques variables des éprouvettes prélevées dans un même assemblage, cette figure montre un meilleur comportement en fatigue des assemblages V<sub>40</sub>, et dans une moindre mesure V<sub>30</sub> par rapport à l'assemblage V<sub>50</sub>, qui présentait pourtant le meilleur comportement en traction monotone.

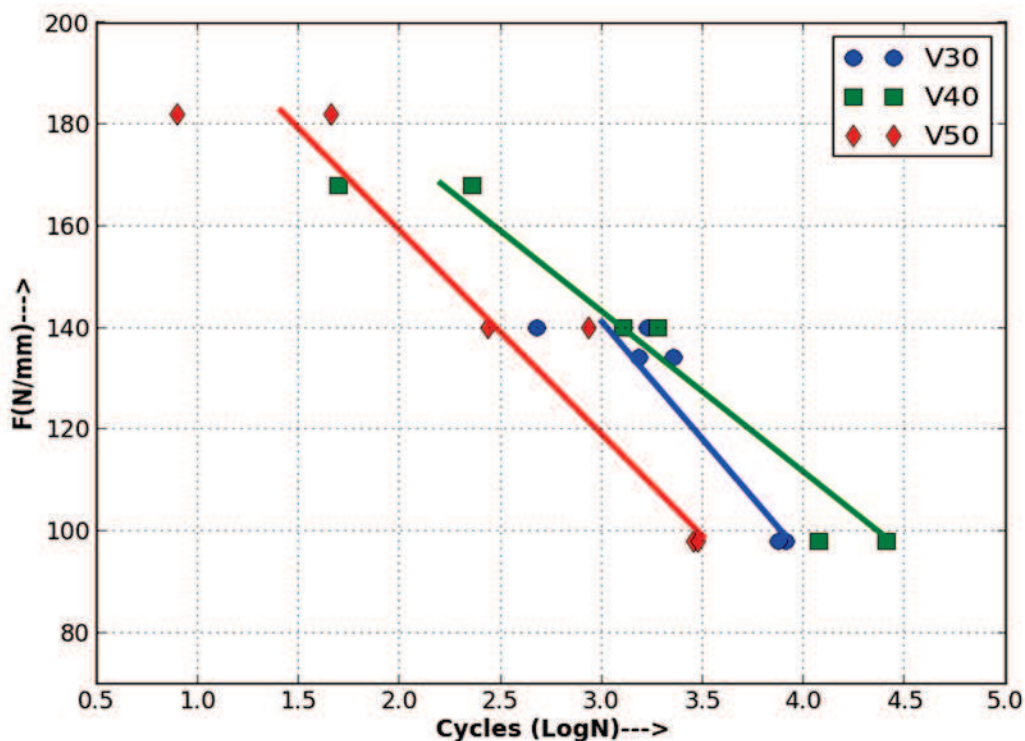


FIGURE IV.22: Courbes de Wöhler des différents assemblages.

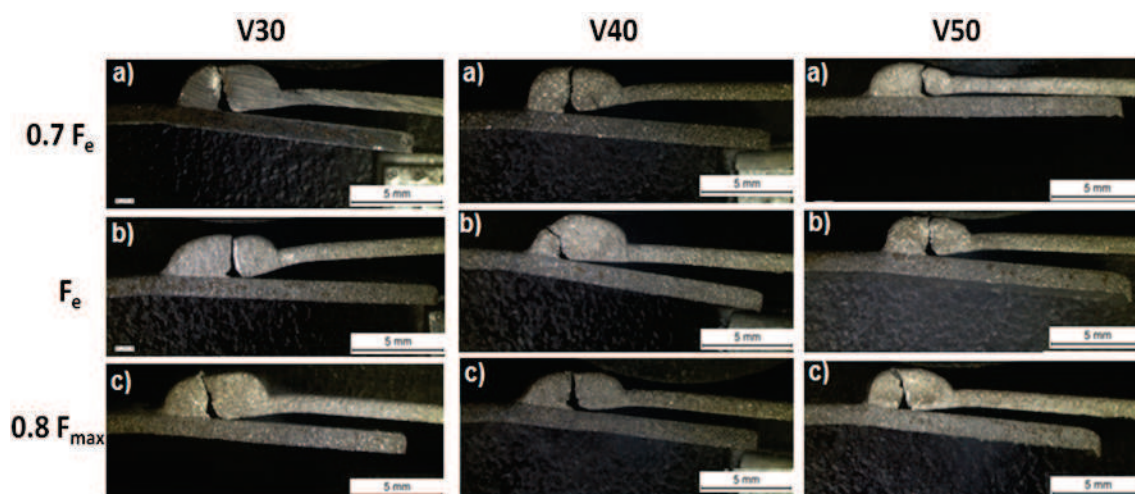
### IV.3.3 Analyse de la rupture

La figure IV.23 montre la localisation de la rupture dans les trois types d'assemblages rompus sous différents chargements cycliques. Comme dans le cas des essais de traction monotone, la rupture des assemblages sous sollicitation cyclique s'amorce systématiquement à la racine du cordon le long de l'interface cordon/acier, puis dévie dans le centre du cordon, malgré la rotation du plan d'interface, déjà observée en traction monotone,



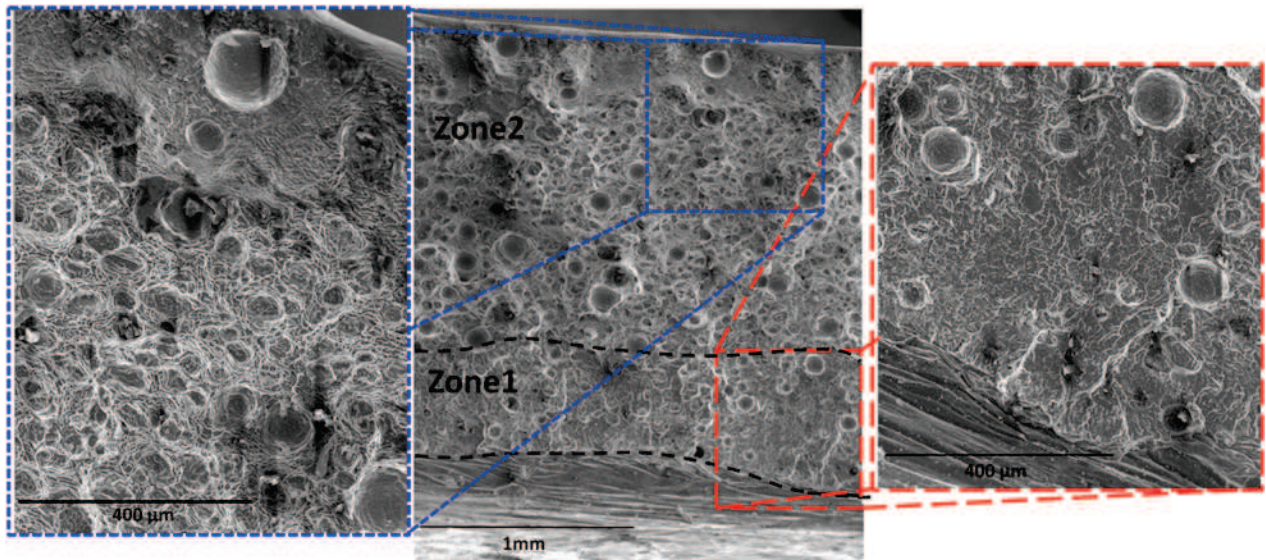
qui accroît la concentration de contraintes en pointe de fissure (solicitation en mode I). Cela laisse penser que la couche de réaction présente une assez bonne ténacité, puisque la fissure dévie dans le cordon au lieu de se propager dans toute la couche de réaction.

Les vidéos acquises par caméra rapide au cours des essais de traction cyclique confirment bien que la rupture s’amorce pour toutes les éprouvettes testées en racine de cordon, et que cette zone constitue le maillon faible de l’assemblage acier/aluminium en configuration à clin. La déviation de la fissure vers le centre du cordon après un début de propagation le long de l’interface peut être attribuée à la présence de larges porosités dues à l’évaporation du zinc, comme observé en traction monotone, et à la faible résistance de la zone fondue comparé à l’aluminium de base, qui ne présente pas ou peu de durcissement structural, et qui de plus a une section réduite du fait des porosités présentes dans le cordon.



**FIGURE IV.23:** Localisation de la rupture en fatigue des assemblages sous différents chargements.

Pour tous les assemblages rompus, l’examen au microscope électronique à balayage du faciès de rupture par fatigue montre l’existence de deux zones d’aspects distincts (Figure IV.24). La zone 1 correspond à la zone d’amorçage des fissures, près de la racine de cordon. Elle présente un faciès de rupture de type fragile, cohérent avec sa localisation dans la couche de réaction. Elle est globalement plus étendue lorsque le chargement maximal est plus faible, et disparaît presque totalement lorsque la charge maximale dépasse  $F_e$ . La zone 2 présente quand à elle un faciès ductile, et correspond à la zone de rupture qui s’est propagée dans le cordon. On observe également sur tous les faciès un nombre important de porosités dispersées sur la totalité du faciès de rupture.



**FIGURE IV.24:** Faciès de rupture caractéristique observé au MEB après rupture en fatigue (coté aluminium).

Le mécanisme de rupture en fatigue semble donc être identique à celui observé en traction monotone. Sous l'effet de la concentration de contraintes en racine de cordon, la déformation plastique se localise dans cette zone, conduisant à l'amorçage d'une fissure qui se propage dans l'interface de liaison, puis dans le cordon. La présence de porosités dans le cordon favorise bien sur cette propagation, en réduisant la section réelle de l'éprouvette et en créant des concentrations de contraintes supplémentaires. La présence en quantité importante de porosités dans les assemblages  $V_{30}$  peut ainsi expliquer qu'ils sont moins résistants à la fatigue que les assemblages  $V_{40}$ . En revanche, la plus faible résistance des assemblages  $V_{50}$  s'explique plus difficilement.

#### IV.4 Caractérisation de la résistance des interfaces acier/ aluminium

Du fait de la géométrie non symétrique et de l'hétérogénéité des assemblages, il n'est pas possible de déterminer, à partir des essais de traction et de fatigue, la contrainte de rupture des interfaces de liaison entre l'acier et l'aluminium, constituées d'une couche de composés intermétalliques fragiles. Afin de compléter la caractérisation mécanique, des essais d'adhérence par choc laser ont été réalisés pour tenter de caractériser ces interfaces

acier/aluminium. Tous les essais présentés dans cette partie ont été réalisés grâce à la collaboration de Patrice Peyre, du laboratoire Procédés et Ingénierie en Mécanique et Matériaux (PIMM, Arts et Métiers ParisTech), sur les installations du PIMM.

#### **IV.4.1 Principe de l'essai d'adhérence par choc laser**

Le principe de l'essai d'adhérence par choc laser, ou LASAT (LAsEr Shock Adhesion Test) consiste à créer un choc à la surface d'une tôle éventuellement revêtue à l'aide d'un laser impulsif de haute énergie et courte durée, afin de générer une onde de choc (compression) qui se propage dans l'épaisseur de la tôle [79]. Lorsque cette onde de choc atteint une surface libre, elle est intégralement réfléchiée en onde de détente (traction), qui peut, si elle est suffisamment intense, produire la rupture des interfaces les moins résistantes présentes dans l'éprouvette. De la même façon, lorsque l'onde de choc rencontre une interface, elle peut être réfléchiée soit en onde de choc soit en onde de détente selon les impédances acoustiques des deux matériaux.

La décohésion éventuelle des interfaces peut être détectée en analysant l'évolution des vitesses de surface libre en face envers, mesurées par exemple à l'aide d'un laser continu de faible puissance placé en face arrière (Figure IV.25) et focalisé sur la surface libre, couplé à un interféromètre Michelson (système VISAR, Velocity Interferometer System for Any Reflector) [79]. En effet, la décohésion produira une modification du profil temporel des vitesses de surface libre, et peut donc être identifiée par comparaison avec les profils temporels de vitesse de surface libre sans décohésion.

Afin de faciliter l'analyse, la propagation des ondes peut être modélisée numériquement, ce qui permet en outre d'accéder aux champs de contraintes, et donc d'en déduire d'éventuelles contraintes de décohésion.

La validité de cette méthode dépend alors beaucoup de la précision de la modélisation, c'est à dire des données disponibles sur le comportement mécanique des matériaux, les épaisseurs des différentes couches dans le cas de multi-matériaux, et les caractéristiques de l'impulsion laser, qui doit être parfaitement modélisée. L'inconvénient de l'essai est qu'il fournit une caractérisation des interfaces sous sollicitation dynamique, qui peut être difficile à transposer à des chargements quasi-statiques.

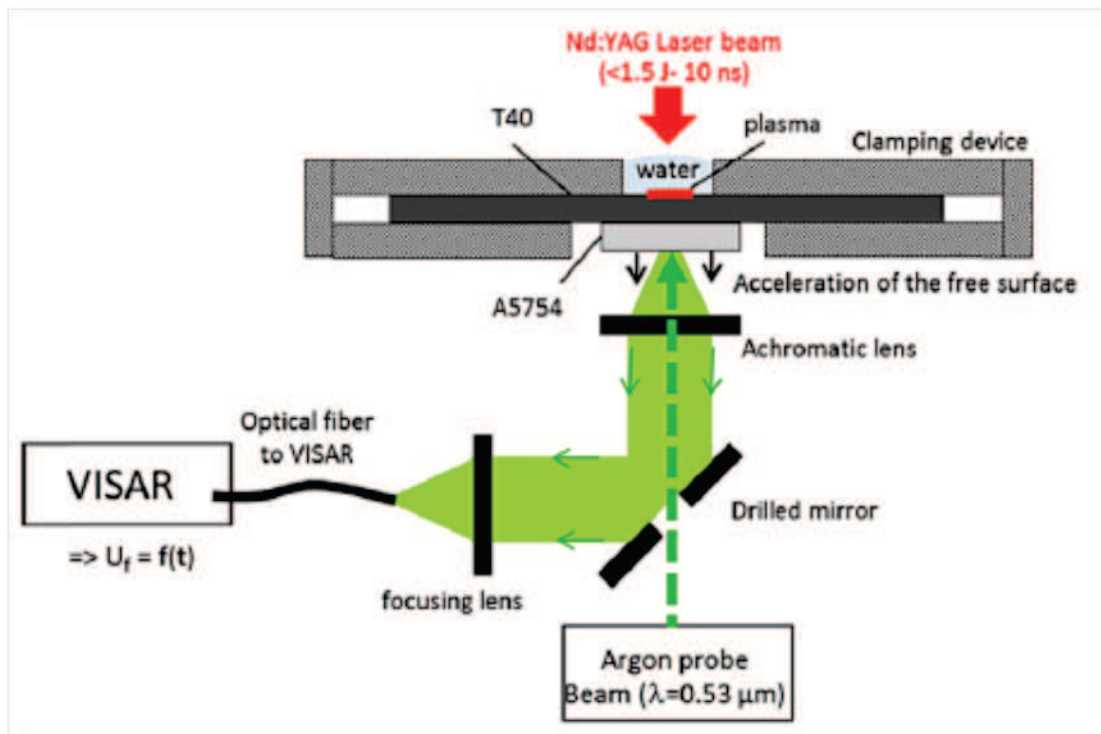


FIGURE IV.25: Configuration de l'essai d'adhérence par choc laser [80].

#### IV.4.2 Conditions opératoires et caractéristiques de la modélisation

Les essais ont été réalisés avec un laser implusionnel Thales GAIA HP, avec une durée d'impulsion de 10,5 ns et un diamètre d'impact de 4 mm. Les énergies employées sont comprises entre 1,1 J et 8,5 J, afin de produire des ondes de choc et de détente de plus en plus intenses, jusqu'à la rupture des interfaces.

Comme nous cherchons à caractériser ici l'interface entre le cordon et l'acier galvanisé, et non plus l'assemblage, les échantillons testés sont prélevés dans des éprouvettes obtenues par dépôt de métal d'apport 4043 sur l'acier DC01 galvanisé, avec deux jeux de paramètres de soudage correspondant aux conditions d'essai 12 et 13 du chapitre II (cf. Tableau II.3, chapitre II). Ces conditions de soudage ont été choisies car elles donnent les cordons les plus larges, tout en étant réguliers. Ce point est important car il faut une largeur d'aluminium déposé suffisante, de plusieurs mm, pour pouvoir utiliser la méthode. Pour que la technique soit efficace, les éprouvettes doivent être préparées avec précautions : les surfaces endroit et envers doivent être planes et parallèles, et les épaisseurs assez faibles pour pouvoir générer des contraintes de traction suffisantes dans l'interface

#### IV.4. CARACTÉRISATION DE LA RÉSISTANCE DES INTERFACES ACIER/ ALUMINIUM

[80]. Des échantillons de dimensions 20x20 mm<sup>2</sup> ont été découpés au centre des éprouvettes de dépôt d'aluminium 4043 sur acier galvanisé, puis rectifiés en surface jusqu'à atteindre une épaisseur totale de 0,8 mm (soit une épaisseur de 0,4 mm environ d'aluminium et de 0,4 mm d'acier). Les échantillons sont ensuite fixés dans un montage dédié, positionné pour que la surface de l'aluminium soit orientée vers la diode laser de mesure vélocimétrique (système VISAR), et la surface d'acier vers le laser impulsionnel (Figure IV.25).

La modélisation de l'essai est réalisée à l'aide du code de calcul Abaqus 6.9 explicit, en 2 dimensions axisymétrique. Les matériaux (acier, aluminium et revêtement de zinc) sont supposés avoir un comportement élasto-plastique parfait (sans écrouissage). Les caractéristiques de la couche d'intermétallique ne sont pas prises en compte dans la modélisation, l'interface entre l'acier et l'aluminium étant supposée parfaite. Les caractéristiques mécaniques retenues dans la modélisation sont rassemblées dans le tableau IV.4.

**TABLE IV.4** – Caractéristiques mécaniques des matériaux utilisées pour la simulation numérique

Matériau	Module d'Young (GPa)	Coefficient de Poisson	Limite d'élasticité (MPa)
Acier	214	0,32	280
Zinc	80	0,31	150
Aluminium	73	0,34	150

La pression exercée par le laser durant le choc est modélisée par une distribution spatiale sphérique de pression [80] :

$$P(x) = P_0(t) \left(1 - 0,5 \frac{x^2}{r^2}\right)^{1/2} \quad (\text{IV.1})$$

avec  $x < 1$ ,  $r$  étant la largeur de la distribution, et  $P_0(t)$  la pression au centre de la cible, déterminée pour chaque essai en fonction de la densité de puissance laser employée [80]. La figure IV.26 montre un exemple d'évolution temporelle de la pression  $P_0$  au centre de la cible.

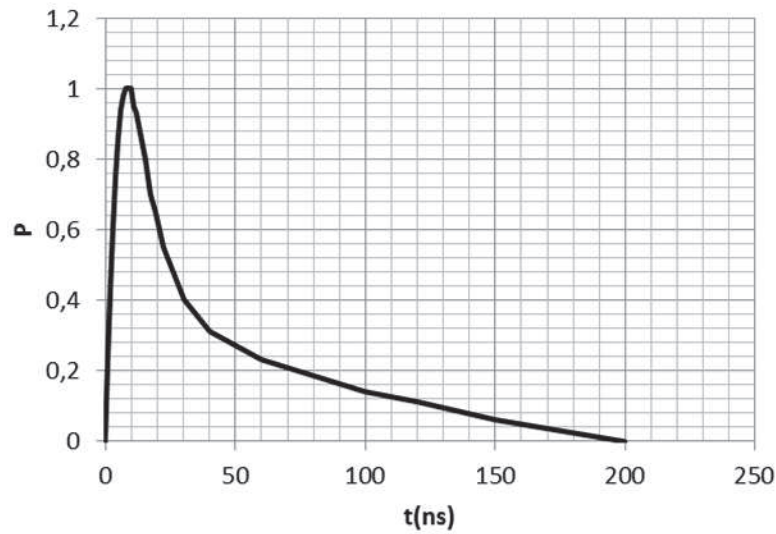


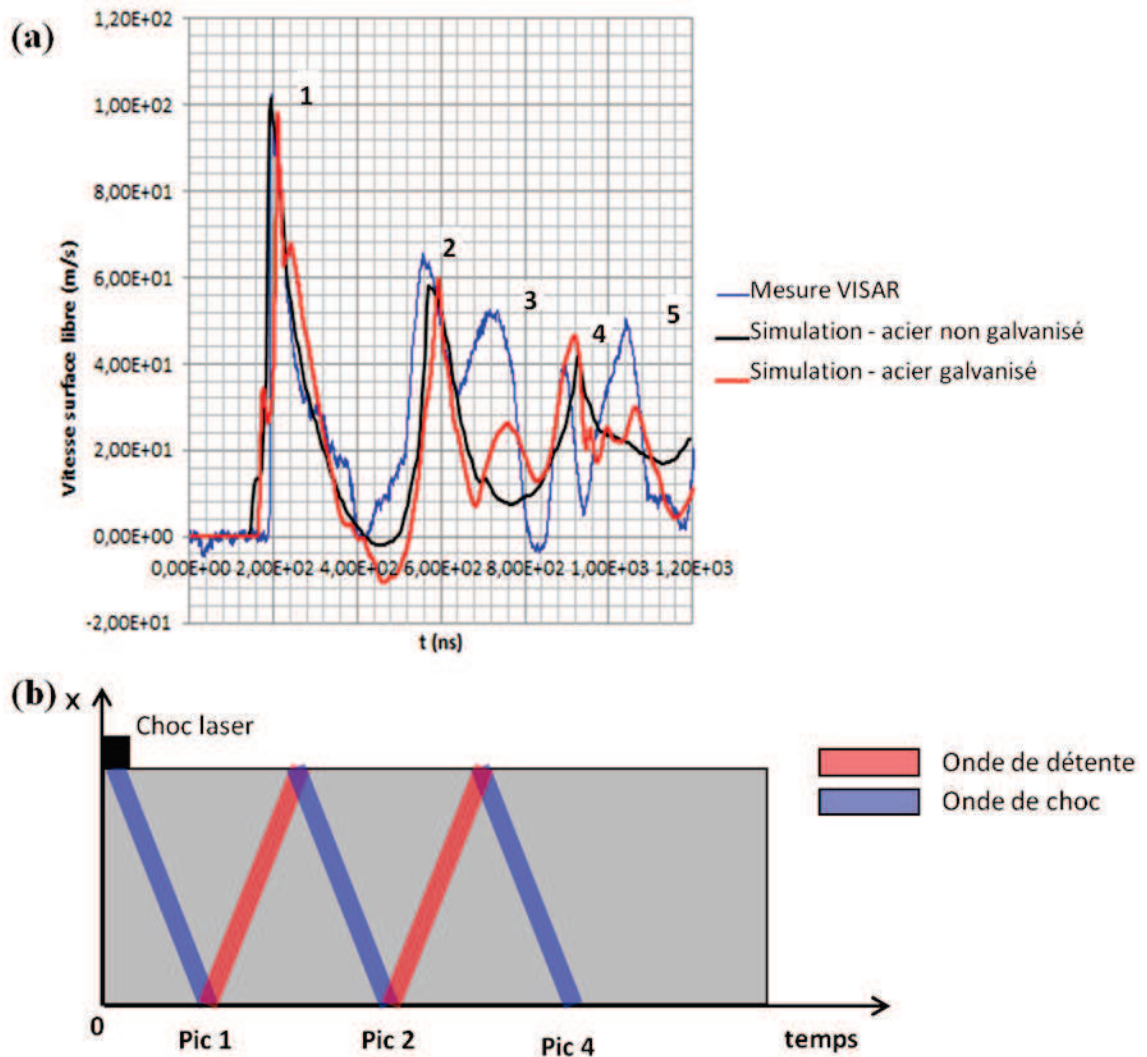
FIGURE IV.26: Exemple de profil de pression modélisé, appliqué au centre de la cible.

### IV.4.3 Validation du modèle numérique

Pour valider la modélisation, des premiers essais sont réalisés sur acier galvanisé seul. Les profils de vitesse mesurés en face arrière au centre de l'échantillon par le système VISAR sont comparés à ceux issus de la simulation sur la figure IV.27a. Chacun des pics de vitesse correspond à l'arrivée d'une onde sur la face envers, qui produit un déplacement très rapide de la surface libre (Figure IV.27b). Le premier pic, le plus intense, correspond donc à la première traversée de l'onde de choc. Il est suivi d'autres pics de moindre intensité apparaissant à intervalles réguliers, correspondant aux ondes réfléchies (pics 2 et 4). Ces pics sont assez bien reproduits par la simulation numérique réalisée en négligeant l'effet du revêtement de zinc. En revanche, les pics 3 et 5 mesurés par VISAR ne sont pas reproduits par la modélisation si l'on ne prend pas en compte le revêtement de Zn (courbe noire), ce qui laisse penser qu'ils sont liés à des ondes réfléchies par l'interface acier/Zn. La prise en compte du revêtement de Zn dans la simulation (courbe rouge) fait apparaître le pic 3, ce qui permet de valider cette dernière modélisation, même si les profils de vitesse expérimentaux et numériques ne sont pas parfaitement superposés.



#### IV.4. CARACTÉRISATION DE LA RÉSISTANCE DES INTERFACES ACIER/ ALUMINIUM



**FIGURE IV.27:** (a) Profils des vitesses de surface libre envers mesuré par VISAR sur tôle d'acier galvanisé et calculé par simulation numérique, et (b) diagramme temps-position montrant le parcours des ondes de choc et de détente dans l'éprouvette d'acier.

La figure IV.28 montre la propagation de l'onde de choc dans l'épaisseur de l'acier, la pression atteignant au centre 4,2 GPa pour une impulsion laser de  $5 \text{ GW/cm}^2$ .



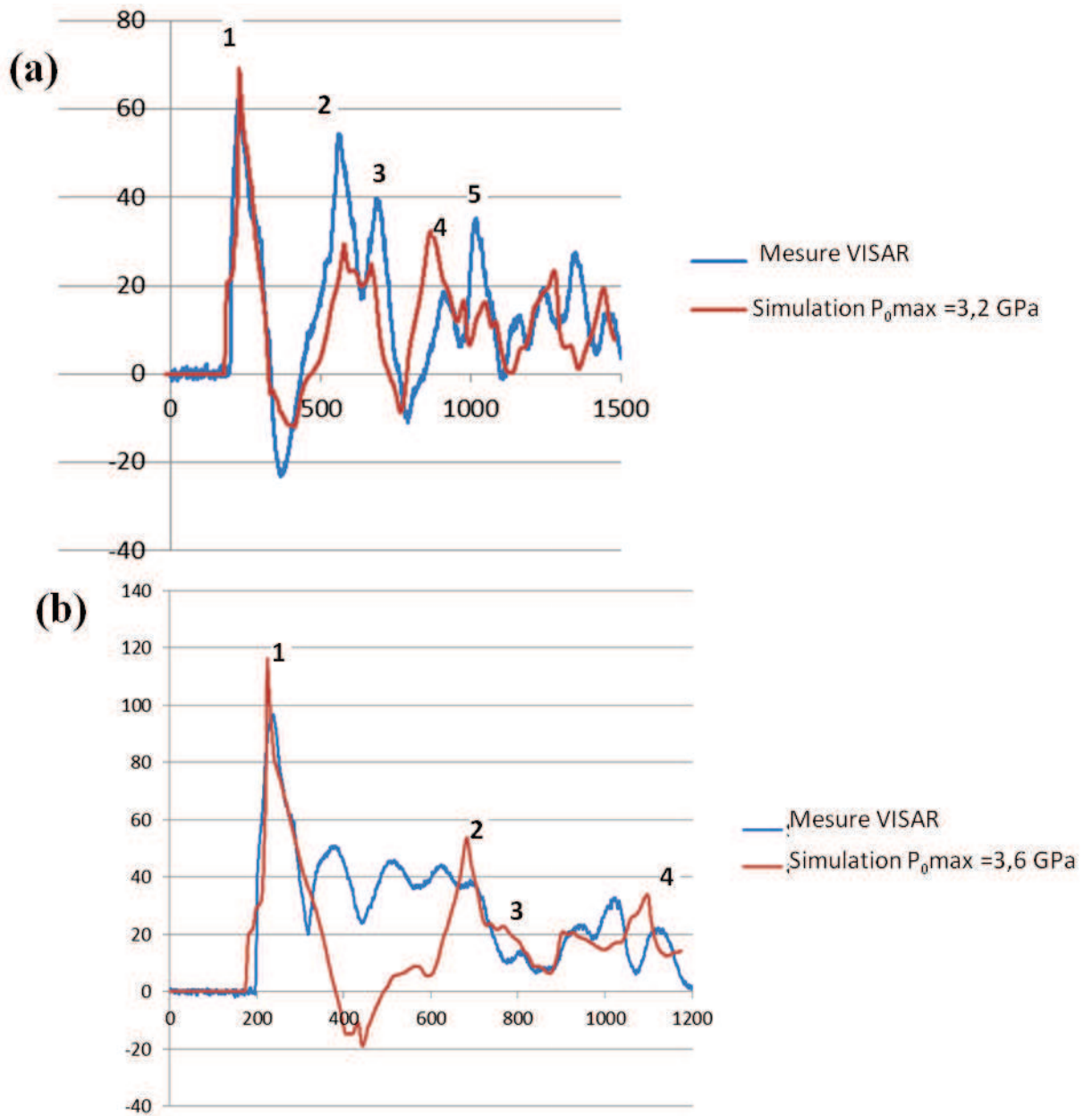


**FIGURE IV.28:** Profil de pression calculé par simulation numérique dans l'éprouvette d'acier galvanisé 48 ns après le choc laser, pour une densité de puissance laser de 5 GW/cm<sup>2</sup>

#### IV.4.4 Résultats des essais de choc laser sur assemblages

Onze essais ont été réalisés sur les deux échantillons testés, en augmentant progressivement la densité de puissance du laser impulsionnel de 1 GW/cm<sup>2</sup> à 3,9 GW/cm<sup>2</sup>. Pour chaque essai, on tente de repérer les pics principaux et les pics secondaires de réflexion. La comparaison avec la simulation numérique permet de valider cette dernière.

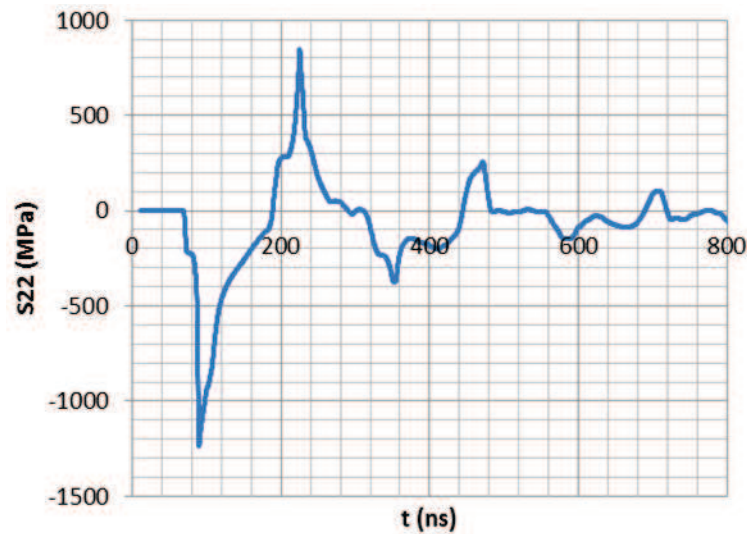
Sur la figure IV.29a, correspondant à une impulsion laser de 1,8 GW/cm<sup>2</sup>, le pic principal (1) et les pics de réflexion (2 et 4) sont bien identifiés, et la modélisation les prédit relativement bien. En revanche, sur la figure IV.29b, correspondant à une impulsion laser de 3,9 GW/cm<sup>2</sup>, les pics de réflexion n'apparaissent plus nettement, ce qui peut être lié à la décohésion de l'interface après le premier passage de l'onde sous l'effet des contraintes de traction produites par l'onde réfléchie. La présence d'une surface interne non liée empêche alors la réflexion des ondes depuis l'acier jusqu'à la face envers, ce qui peut expliquer l'absence des pics de réflexion.



**FIGURE IV.29:** Profils de vitesse mesurés dans l'assemblage et simulés, (a) avec une densité de puissance laser de  $1,8 \text{ GW/cm}^2$  correspondant à une pression maximale appliquée de  $2,7 \text{ GPa}$ , et (b) avec une densité de puissance laser de  $3,9 \text{ GW/cm}^2$  correspondant à une pression maximale appliquée de  $4 \text{ GPa}$ .

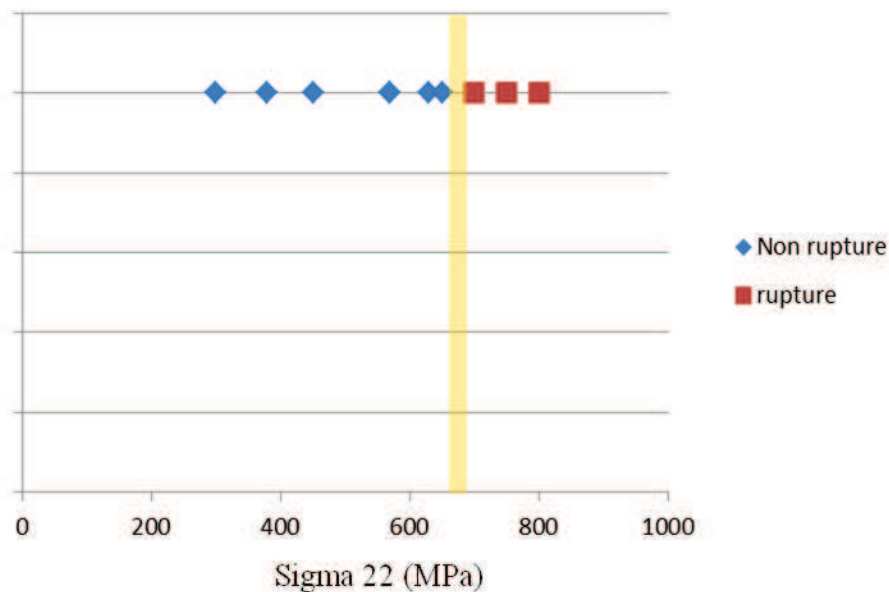
La simulation numérique permet également de suivre l'évolution des contraintes au centre de l'interface de liaison entre l'acier et l'aluminium. La figure IV.30 montre une illustration de l'évolution de la contrainte normale à l'interface. On voit bien qu'après le passage de l'onde de choc, qui génère une forte contrainte normale de compression, l'interface est soumise à une contrainte normale de traction au passage de l'onde réfléchie

par la surface libre envers.



**FIGURE IV.30:** Evolution de la contrainte normale au plan de l'interface, au centre de l'interface.

La comparaison de ces pics de contrainte pour les différents essais réalisés permet d'estimer une contrainte de rupture des interfaces sous sollicitation dynamique. Pour les deux assemblages testés, les résultats sont sensiblement identiques et donnent une contrainte de rupture comprise entre 640 et 700 MPa (Figure IV.31).



**FIGURE IV.31:** Synthèse des essais de chocs laser sur assemblages et identification de la contrainte de rupture.

On peut essayer de confronter ces résultats avec ceux issus d'études antérieures, même si la comparaison avec des résultats issus d'essais statiques peut être délicate en raison des sollicitations dynamiques à très haute vitesse produites par l'essai de choc laser. Sierra a présenté des résultats issus de simulations numériques d'essais de traction transversale ou d'essais d'arrachement (essai de "plot collé") qui permettent d'estimer les différentes composantes du tenseur des contraintes dans l'interface acier/aluminium au moment de la rupture [50].

Lors d'essais d'arrachement dans la direction perpendiculaire au plan de l'interface (essais de "plot collé"), les contraintes de rupture de l'interface calculées sont de 215 MPa, bien plus faibles que les valeurs déterminées dans notre étude. L'état de contrainte le long de la couche de réaction n'est cependant pas du tout uniforme lors de cet essai, avec de très fortes concentrations de contrainte en bords de liaison, ce qui a conduit Sierra à suggérer que le très fort gradient de contrainte pouvait, plus que le niveau de contrainte maximal atteint, relativement faible, être responsable de la rupture de l'interface.

La simulation d'essais de traction transversale sur éprouvettes acier/aluminium soudées à clin a donné des résultats très différents, avec toujours des concentrations de contraintes aux extrémités de la couche de réaction, en pied et en racine de cordon, mais avec des gradients de contrainte bien moindre que lors de l'essai d'arrachement. Les contraintes principales maximales dans la couche de réaction à l'interface atteignaient alors 350 à 460 MPa au moment de la rupture, ce qui est déjà plus proche des valeurs identifiées par les essais de choc laser.

Il est difficile de pousser plus loin la comparaison, en raison d'une part des vitesses de sollicitation très différentes déjà citées, mais aussi des différences de nature et d'épaisseur de la couche d'intermétalliques formée dans les différentes études, et des différences de conditions d'assemblages, les procédés employés par Sierra (soudage laser et TIG) produisant des cycles thermiques différents de ceux du procédé CMT, et donc des caractéristiques de liaisons et des états de contraintes résiduelles qui ne sont pas forcément comparables.

## IV.5 Conclusion

Dans ce chapitre, le comportement en traction monotone et cyclique des assemblages a été étudié. Quelque soit le chargement, la rupture des assemblages à clin s'amorce systématiquement en racine de cordon, puis se propage le long de l'interface et/ou dans le cordon.

La résistance en traction monotone est principalement déterminée par la taille des porosités formées dans le cordon au voisinage de l'interface, issues principalement de la vaporisation du zinc. Pour de fortes énergies linéiques de soudage (faibles vitesses de soudage), le cordon présente de larges porosités, et les fissures amorcées en racine de cordon dévient dans le cordon et produisent sa rupture sous de faibles charges. En revanche, lorsque l'énergie linéique est plus faible (vitesse de soudage élevée), les porosités formées dans le cordon sont de plus petite taille, et le cordon ne rompt pas. Comme l'interface de liaison entre l'acier et l'aluminium est alors moins large, la rupture se propage entièrement dans la couche de réaction, sous des niveaux de contrainte plus élevés.

Le comportement en traction cyclique des assemblages est plus complexe. Si les larges porosités formées dans le cordon sous de faibles vitesses de soudage produisent le même effet qu'en traction monotone, en diminuant la durée de vie des assemblages, une augmentation trop importante de la vitesse de soudage diminue également la durée de vie sous chargement cyclique, alors que la résistance en traction monotone de tels assemblages est meilleure.

Les essais d'adhérence par choc laser ont permis d'estimer la contrainte de décohéation de la couche d'intermétalliques reliant l'aluminium à l'acier dans les assemblages, comprise entre 650 à 700 MPa. Ces valeurs sont cohérentes avec certains résultats issus de la littérature, même si les conditions de chargement fortement dynamique de l'essai de choc laser rendent les comparaisons délicates. La contrainte de rupture de l'intermétallique est cependant probablement dépendante des caractéristiques de la couche formée.

Le dernier chapitre est consacré à l'étude thermique du procédé CMT. Les caractéristiques des couches de réaction étant bien sur liées au cycle thermique associé au procédé, nous essaierons de mieux comprendre les relations, déjà abordées dans le chapitre 2, entre les paramètres procédés et la quantité de chaleur transférée à l'interface, afin de tenter de maîtriser les facteurs gouvernant la formation et la croissance des couches de réaction.

---

---

## CHAPITRE V

---

# ETUDE DU TRANSFERT DE CHALEUR EN CMT

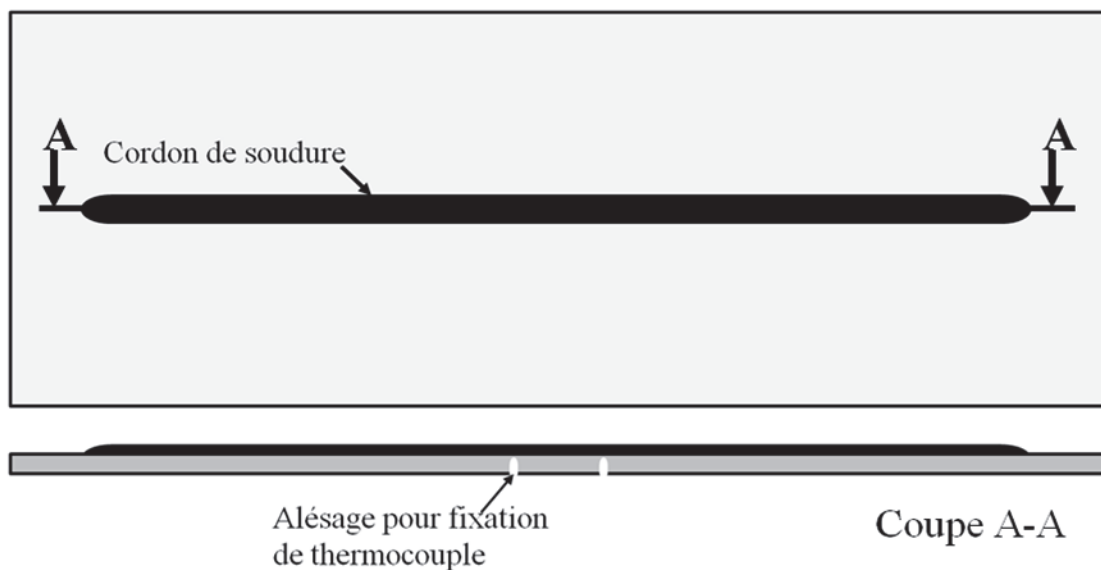
Nous avons montré dans le chapitre II que le transfert de matière était très dépendant de la forme d'onde utilisée, et que la relation entre la puissance moyenne et le taux de dépôt n'était de ce fait pas monotone. Ce résultat est vraisemblablement lié au mécanisme de transfert d'énergie, qui dépend à la fois de la forme d'onde électrique, qui gouverne principalement l'échauffement du fil d'apport, et du mécanisme de transfert de métal par dévidage alterné, qui "force" le détachement du métal liquide.

Dans ce chapitre, nous essayons de mieux comprendre la relation entre la forme d'onde et le transfert d'énergie au métal de base. Des essais instrumentés sont réalisés pour essayer de caractériser l'échauffement de l'éprouvette d'acier sous l'effet du dépôt d'aluminium en CMT, et les résultats sont analysés et comparés aux résultats issus de modèles analytiques ou numériques, pour essayer de quantifier la part de l'énergie de soudage transmise à l'éprouvette, responsable de la formation et de la croissance de la couche de réaction intermétallique se formant à l'interface.

## V.1 Mesure des températures

### V.1.1 Description des essais

Des éprouvettes de tôle d'acier galvanisé d'épaisseur 1 mm, de largeur 100 mm et de longueur 250 mm ont été utilisées. Sur chacune, un dépôt de 200 mm de long est réalisé, exactement au centre de la largeur de l'éprouvette (Figure V.1). Deux alésages de diamètre 0,5 mm et de profondeur 0,8 mm ont été réalisés sur chaque éprouvette sur la face envers le long de l'axe longitudinal, à 20 mm de distance l'un de l'autre, dans la partie centrale de l'éprouvette (Figure V.1). Des thermocouples gainés de type K de diamètre 0,5 mm sont introduits en force au fond de ces alésages, préalablement remplis d'une pâte thermique pour favoriser les échanges thermiques entre l'éprouvette et la gaine des thermocouples. L'extrémité de la gaine des thermocouples se trouve ainsi à environ 0,2 mm sous la surface de l'acier en contact avec l'aluminium liquide.



**FIGURE V.1:** Schéma des éprouvettes et position des perçages pour les thermocouples.

Les éprouvettes sont fixées à un support par quatre points (Figure V.2), de manière à limiter les surfaces d'échange entre le support et l'éprouvette, et donc la dissipation thermique dans le support.

Sept conditions d'essais sont retenues, correspondant à sept formes d'ondes différentes. La vitesse de soudage (60 cm/min), le débit de gaz (12 l/min) et la distance buse-



éprouvette (10 mm) sont gardés constants pour tous les essais. Seuls les paramètres de la forme d'onde sont changés (Tableau V.1). Les paramètres choisis sont identiques à ceux des essais 4, 5, 6, 7, 12, 13 et 14 du chapitre II. Ils correspondent à deux types de formes d'ondes, une forme d'onde à pulsation d'intensité et durée moyennes (essais 4 à 7), et une forme d'onde à pulsation de forte intensité et courte durée (essais 12 à 14). La reproductibilité des résultats est vérifiée par la réalisation de deux cordons de soudure pour chaque condition opératoire.



FIGURE V.2: Système de bridage de l'éprouvette.

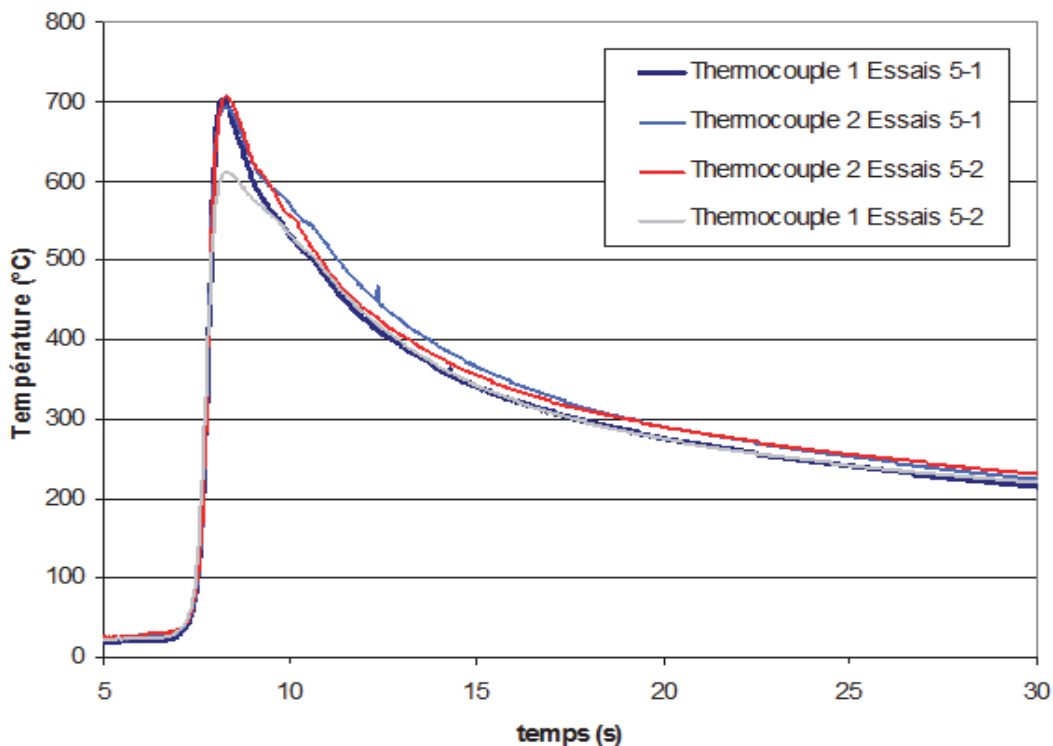
TABLE V.1 – Paramètres de forme d'onde choisis pour les essais instrumentés

N° d'essai	$I_p$ (A)	$t_p$ (s)	$I_f$ (A)	$I_{cc}$ (A)	$V_f$ (m/min)	$P_{moy}$ (J/s)
4	47.1	13	16.4	40	20	477
5	64.3	11	17.8	40	20	570
6	81.4	9	19.2	40	20	786
7	98.5	7	20.7	40	20	755
12	150	1.30	32.6	40	20	463
13	150	1.38	34.6	40	20	505
14	150	1.53	38.4	40	20	523

## V.1.2 Résultats

La figure 3 montre les mesures de températures enregistrées par les thermocouples pour les deux essais n°5. Les origines de temps pour les différentes courbes ont été calées pour qu'elles se superposent. On observe au début de la phase de refroidissement quelques oscillations qui pourraient être liées à des modifications de la surface de contact

entre le thermocouple et l'éprouvette, qui induisent donc des erreurs sur les températures mesurées. Cependant, ces oscillations disparaissent sur la plupart des enregistrements au dessous de 500°C, et nous avons considéré les courbes exploitables en dessous de cette température. On constate que les deux thermocouples d'une même éprouvette fournissent sensiblement les mêmes évolutions de température (thermocouples 1 et 2 de l'essai 5-1, Figure V.3), ce qui montre que la zone de l'éprouvette où les températures sont enregistrées subit un régime thermique quasi-stationnaire, les champs de températures demeurant stationnaires dans un repère mobile centré sur l'axe de la source de chaleur. Certains thermocouples enregistrent des valeurs plus faibles que les autres (thermocouple 1 essais 5-2 de la figure V.3), ce qui pourrait être lié à un mauvais contact ou à un mauvais positionnement au fond du trou, et ne sont alors pas pris en compte dans l'analyse des résultats. On peut constater, lorsque l'on compare les différents cycles enregistrés pour les sept essais (Figure V.4), que les cycles de température sont cohérents avec les niveaux de puissance moyenne des différents essais.



**FIGURE V.3:** Comparaison des enregistrements de températures pour les quatre thermocouples utilisés avec la forme d'onde de l'essai n° 5.

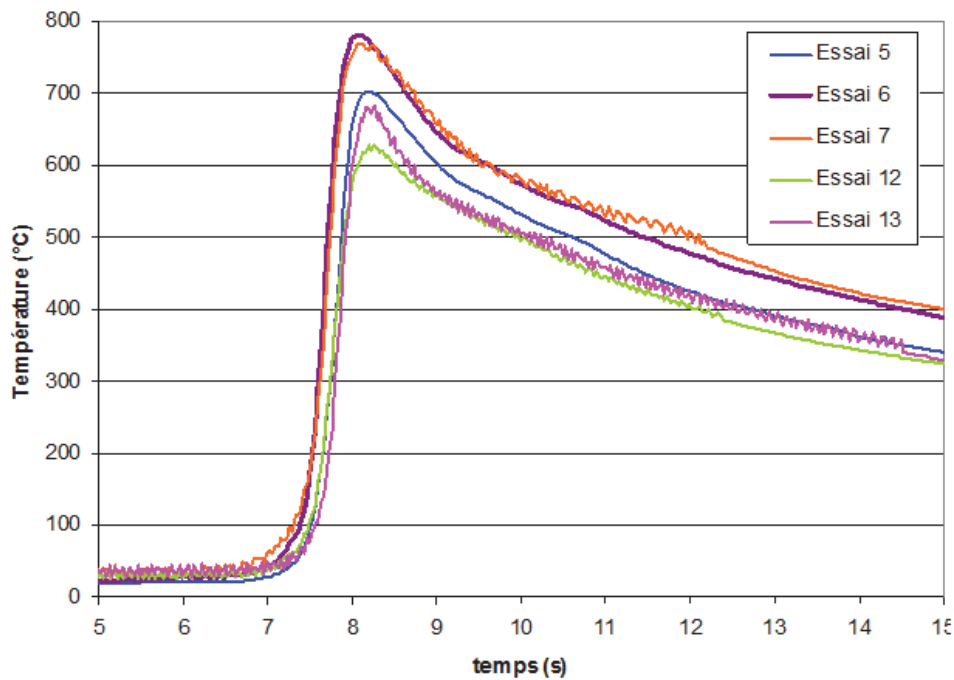


FIGURE V.4: Comparaison des cycles de température enregistrés pour différentes formes d'ondes.

## V.2 Modèle analytique de l'évolution des températures

### V.2.1 Modèle de Rosenthal

Plusieurs auteurs ont proposé des expressions mathématiques de la répartition thermique en régime transitoire ou stationnaire, dans le cas du soudage des tôles minces et dans celui du dépôt d'un cordon de soudure sur des tôles de fortes épaisseurs [81, 82, 83]. Ces expressions sont en général établies à partir de la résolution de l'équation de la chaleur (équation V.1), et ne s'appliquent qu'à des cas particuliers.

$$\rho(T)c(T)\frac{\partial T}{\partial t} = Q + \text{div}(\lambda(T).\text{grad}T) \quad (\text{V.1})$$

avec  $T$  la température,  $\rho$  la masse volumique ( $\text{kg.m}^{-3}$ ),  $c$  la capacité spécifique ( $\text{J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$ ),  $\lambda$  la conductivité thermique ( $\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ ) et  $Q$  la production volumique interne d'énergie ( $\text{W.m}^{-3}$ ), supposée nulle.

Si l'on suppose les propriétés physiques du matériau  $\rho$  et  $\lambda$  indépendantes de la température, l'équation (V.2) peut alors être ramenée à :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = K \Delta T \quad (\text{V.2})$$

avec  $K = \lambda/\rho c$  la diffusivité thermique.

La source de chaleur est supposée ponctuelle et se déplace à vitesse constante  $v$  (Figure V.5). On peut définir un système de coordonnées mobiles lié à la source (Figure V.5) en posant  $X = x - vt$ . Dans ce cas l'équation (V.1) devient :

$$\frac{\partial^2 T}{\partial X^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{1}{K} \frac{\partial T}{\partial t} - \frac{v}{K} \frac{\partial T}{\partial X} \quad (\text{V.3})$$

En régime quasi-stationnaire (stationnaire dans le repère mobile),  $\frac{\partial T}{\partial t} = 0$ , l'équation précédente devient alors :

$$\frac{\partial^2 T}{\partial X^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = -\frac{v}{K} \frac{\partial T}{\partial X} \quad (\text{V.4})$$

Rosenthal [81] a considéré que la solution finale de l'équation (V.4) était de la forme :

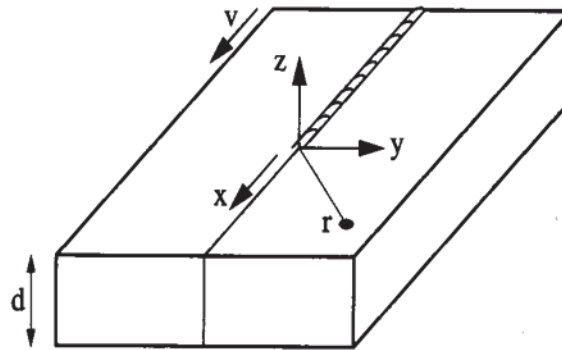
$$T = T_0 + \exp\left(\frac{-vX}{2K}\right) \Psi(X, y, z) \quad (\text{V.5})$$

où  $T_0$  est la température initiale et est une fonction à définir. L'équation différentielle (V.4) peut être résolue en régime stationnaire en considérant plusieurs cas particuliers distincts.

Dans le cas du soudage de produits minces, l'écoulement de la chaleur est négligeable dans le sens de l'épaisseur. Les isothermes sont donc perpendiculaires à la surface des pièces (Figure V.6), ce qui implique que  $\frac{dT}{dz} = 0$ . Parmi les différentes solutions simplifiées de l'équation, nous retenons l'une des plus courantes [84] :

$$T = T_0 + \frac{q/v}{d(4\pi\lambda\rho ct)^{1/2}} \exp\left(\frac{-r^2}{4Kt}\right) \quad (\text{V.6})$$

avec  $r$  la distance du point considéré par rapport à la source de chaleur ( $r = \sqrt{X^2 + y^2 + z^2}$ ),  $d$  l'épaisseur des pièces soudées, et  $q$  la puissance de la



**FIGURE V.5:** Définition des coordonnées, pour une source de chaleur se déplaçant à vitesse constante  $v$ .

source de chaleur.

En soudage à l'arc, la puissance "effective"  $q$  est reliée à la puissance électrique générée par l'arc par la relation  $q = \eta UI$ , où  $\eta$  est appelé rendement du procédé, et  $U$  et  $I$  sont respectivement la tension et l'intensité de l'arc électrique.



**FIGURE V.6:** Ecoulement schématique de la chaleur dans le cas du soudage de produits minces.

On peut également à partir de cette solution déterminer le temps de refroidissement pour passer d'une température  $T_1$  à une température  $T_2$  :

$$\Delta t_{T_2}^{T_1} = \frac{(q/vd)^2}{4\pi\lambda\rho C} \left( \frac{1}{(T_2 - T_0)^2} - \frac{1}{(T_1 - T_0)^2} \right) \quad (\text{V.7})$$

## V.2.2 Comparaison des résultats issus du modèle analytique

Afin de comparer l'expérience et la modélisation analytique des champs de température, il faut fixer pour chaque condition de soudage la valeur du rendement  $\eta$ . Ce rendement caractérise la fraction de puissance électrique de l'arc transmise à l'éprouvette, à travers l'interface de liaison acier/aluminium. Pour estimer ce rendement, nous nous sommes basés sur la relation (V.7) donnant le temps de refroidissement "théorique" pour

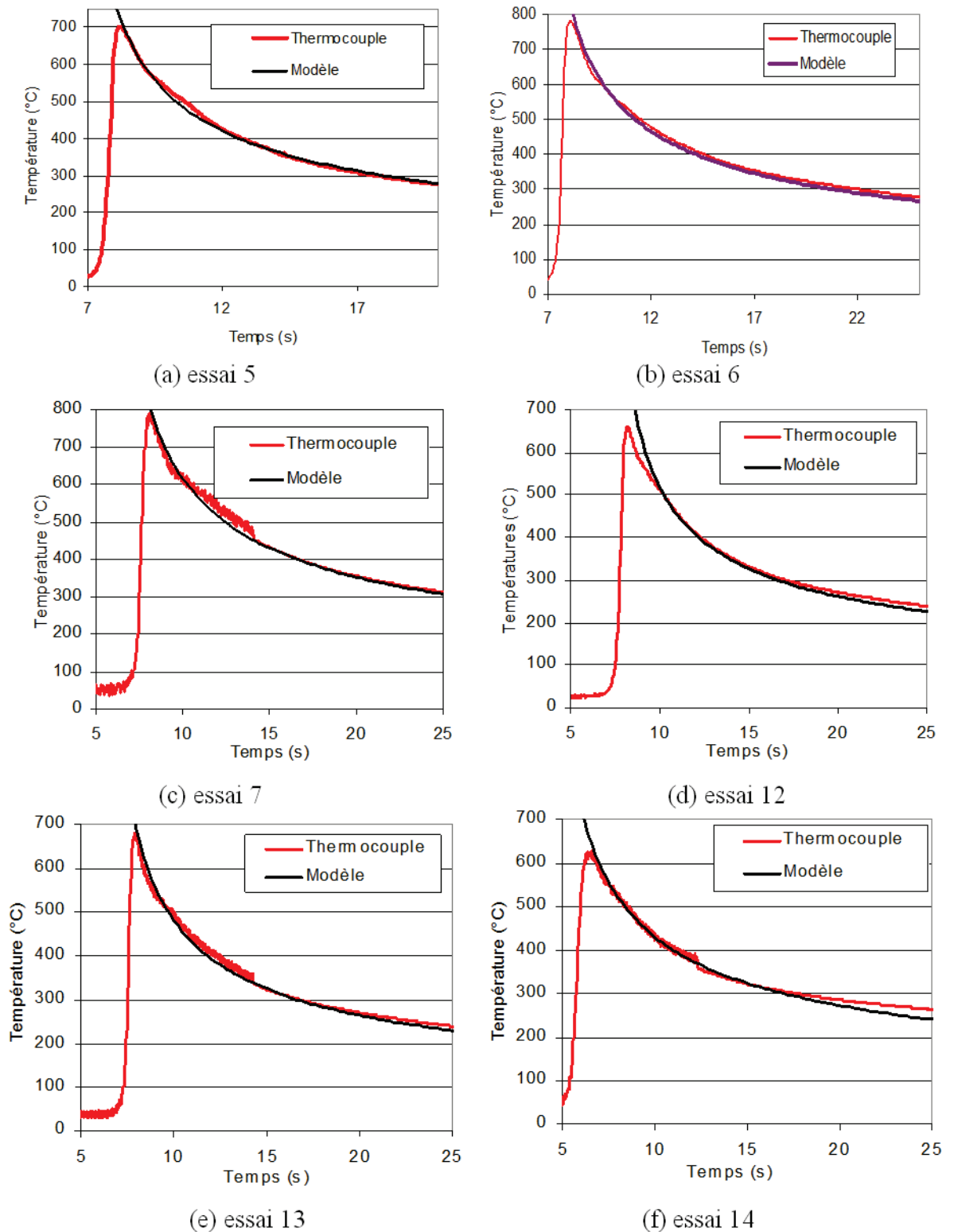
passer de 500°C à 300°C, domaine de température où les courbes issues des mesures de thermocouples sont peu perturbées pour tous les essais. Le rendement est alors obtenu par comparaison avec les temps de refroidissement mesurés. Les résultats sont rassemblés dans le tableau V.2. On peut noter que d'après ces résultats basés sur un modèle analytique simplifié, la fraction de l'énergie instantanée qui traverse l'interface de liaison est plus élevée pour les formes d'onde de type 2 (pulsations intenses de courte durée), de 0,93 en moyenne, que ceux obtenus avec la forme d'onde de type 1 (pulsations de moyennes intensité et durée), de 0,78 en moyenne.

**TABLE V.2** – Mesure des temps de refroidissement de 500 à 300°C sur les thermogrammes et rendements calculés à l'aide de la relation (V.7).

Type de forme d'onde	N° d'essai	P moyenne (J/s)	$\Delta t$ 500/300 (s)	rendement
1	4	477	4,6	0,78
1	5	570	7,5	0,83
1	6	786	9,2	0,67
1	7	755	13,1	0,83
2	12	463	6,2	0,93
2	13	505	6,7	0,89
2	14	523	8,4	0,96

L'hypothèse avancée dans le chapitre II, expliquant que la fusion plus lente du fil à puissance moyenne équivalente pour des formes d'onde de type 1, pouvait s'expliquer par une fraction de chaleur plus importante dissipée dans le métal de base lors des courts-circuits ne semble donc pas validée. Au contraire, la proportion d'énergie transmise par le fil à la pièce est plus faible, ce qui signifie que les pertes ont lieu par d'autres types de transfert, vers le milieu environnant par convection et rayonnement ou plus vraisemblablement par conduction dans le tube contact et les autres éléments de la torche.

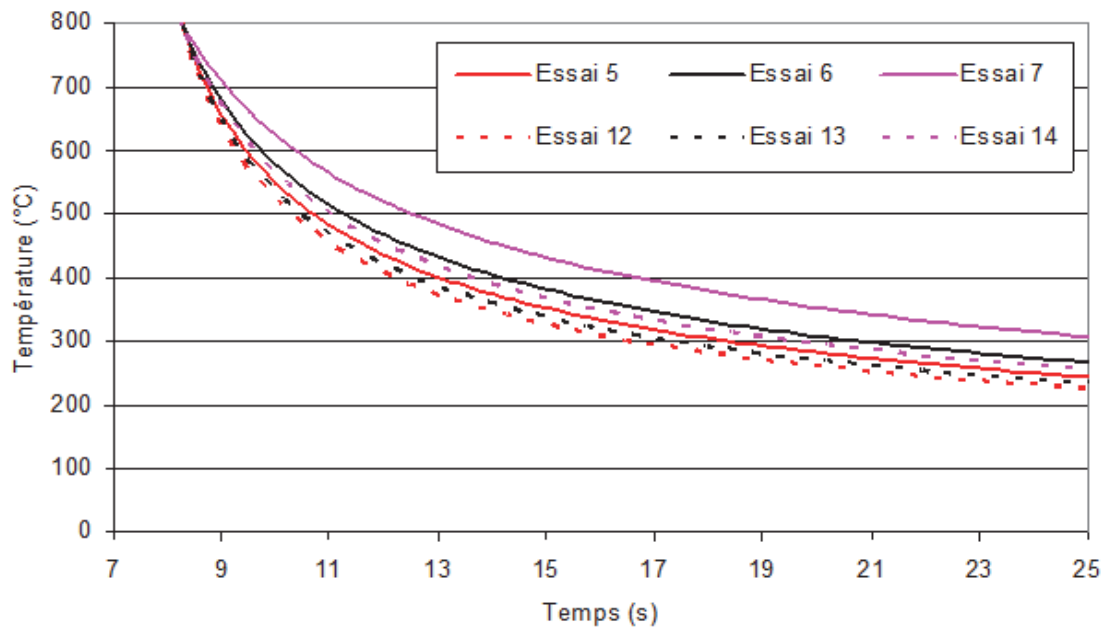
Malgré la simplicité du modèle, les cycles de refroidissement théoriques en un point situé à 0,2 mm de la source ponctuelle et les cycles de température enregistrés pour les différents essais sont étonnamment concordants (Figure V.7). La température maximale en revanche est très surestimée par le modèle, ce qui est tout à fait cohérent puisque l'on est tout près de la source ponctuelle, et que dans le modèle on considère que toute l'énergie est apportée en un point, ce qui a bien sûr pour effet de surestimer la température de ce point et des zones immédiatement adjacentes, avant que la chaleur ne soit transférée par conduction.



**FIGURE V.7:** Comparaison des cycles de refroidissement enregistrés et calculés à l'aide de la solution approchée de la relation (V.6) pour les conditions de soudage des essais 5, 6, 7, 12, 13, 14.



La figure V.8 montre la superposition des courbes de refroidissement obtenues avec le modèle analytique pour différents essais, et montre la différence de vitesse de refroidissement.



**FIGURE V.8:** Comparaison des cycles de refroidissement calculés pour différentes conditions de soudage.

Le modèle analytique proposé est basé sur plusieurs hypothèses simplificatrices, et ne donne donc qu'une solution approximative des champs de température. La modélisation de la source de chaleur en particulier, ponctuelle, ne permet pas de déterminer la température maximale atteinte en un point situé trop près du centre de la source de chaleur, ce qui limite les comparaisons avec l'expérience. Afin de tenter de déterminer de manière plus précise la proportion de puissance transmise à l'éprouvette pour les différentes formes d'onde du cycle CMT, nous proposons dans la suite une modélisation numérique basée sur des hypothèses plus représentatives de l'expérience réelle. Le calage de la simulation numérique est réalisé en combinant deux types d'informations expérimentales : les températures mesurées par thermocouples sous la surface, mais aussi la répartition d'épaisseur de couche de réaction le long de l'interface, qui est un indicateur de la quantité de chaleur transférée en chaque point de l'interface.

## V.3 Modélisation numérique du soudage

Nous proposons dans cette partie une nouvelle approche pour quantifier la quantité de chaleur transmise à l'éprouvette d'acier, basée sur la simulation numérique du procédé. Le principe de l'approche consiste à modéliser numériquement le problème thermique par la méthode des éléments finis en utilisant pour caler les paramètres du modèle de source de chaleur à la fois l'information fournie par les thermocouples, qui est ponctuelle, et la répartition d'épaisseurs de la couche de réaction. Ce calage permet d'estimer le rendement caractérisant le rapport entre la puissance transmise à l'éprouvette d'acier et la puissance électrique délivrée par l'arc.

La simulation numérique est menée en deux étapes. Dans une première étape, le calcul thermique par la méthode des éléments finis, réalisé avec le logiciel libre Elmer, permet de déterminer l'évolution des températures dans l'éprouvette. Dans la seconde étape, les cycles thermiques calculés aux différents nœuds de l'interface acier/aluminium sont utilisés pour calculer, à l'aide d'un modèle de croissance diffusionnelle, l'épaisseur de la couche de réaction en chacun de ces nœuds.

### V.3.1 Modèle numérique

#### V.3.1.1 Résolution numérique de l'équation de la chaleur

L'équation de la chaleur est résolue numériquement dans l'éprouvette en acier considérée comme un milieu solide, en appliquant des conditions aux limites sur les surfaces externes de l'éprouvette pour modéliser les échanges par convection et rayonnement, et en appliquant un chargement surfacique pour modéliser la source de chaleur.

Pour gagner en temps de calcul, la résolution de l'équation de la chaleur est réalisée par une analyse stationnaire dans un repère Eulérien dont le centre  $O'$  se déplace en translation le long de l'axe  $X$  à la vitesse  $V$  (Figure V.9).

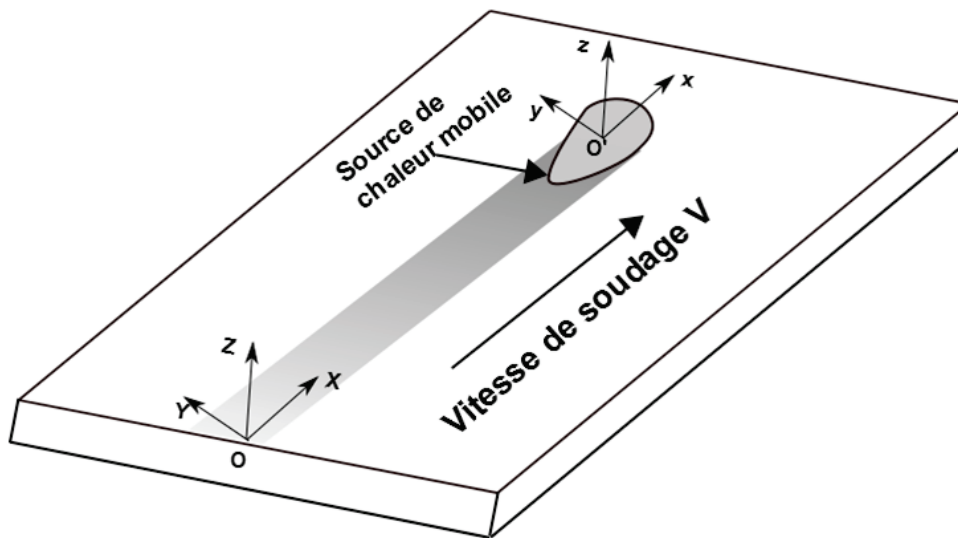
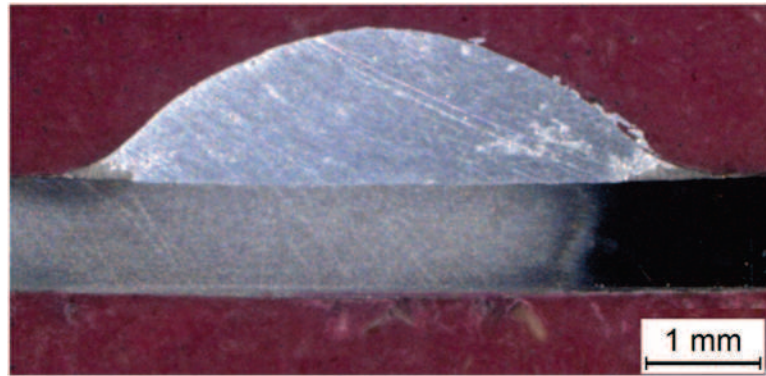


FIGURE V.9: Géométrie du problème.

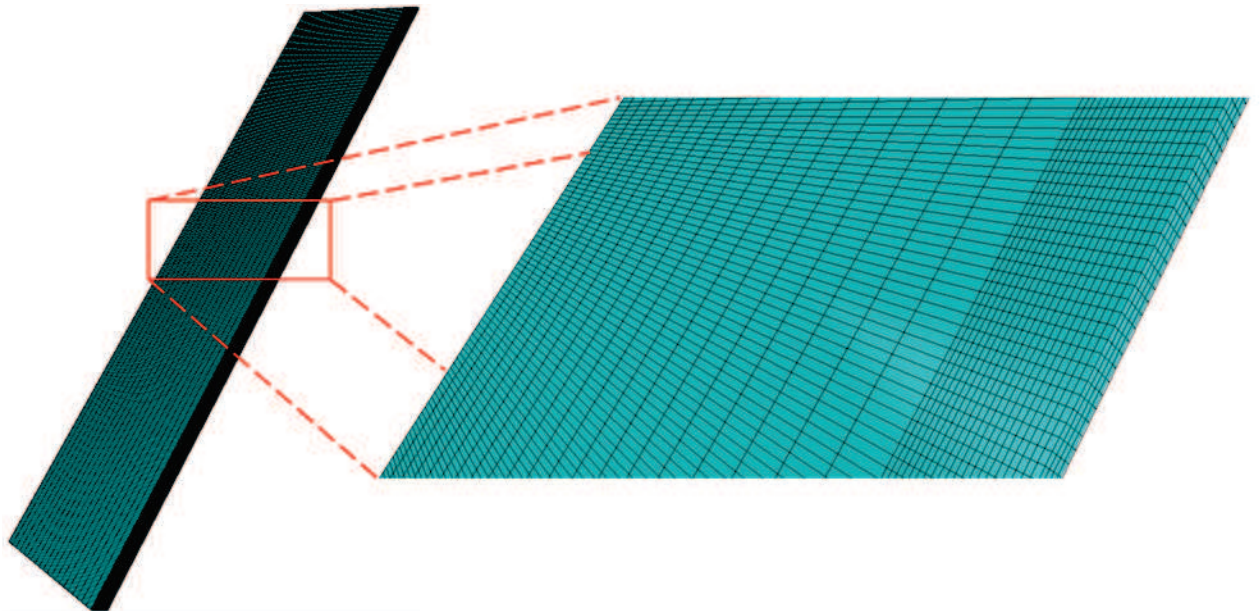
### V.3.1.2 Maillage

Vu que la géométrie des cordons déposés est quasi-symétrique (Figure V.10) par rapport au plan vertical central à la soudure, on ne modélise qu'une moitié de l'éprouvette (longueur 250 x demi-largeur 50 x épaisseur 1 mm<sup>3</sup>). La géométrie du dépôt d'aluminium n'est pas modélisée, on ne prend en compte dans le modèle que l'énergie que transmet l'aluminium liquide déposé à l'éprouvette, par l'intermédiaire du flux de chaleur transmis modélisé par une source de chaleur (cf. paragraphe suivant). Le maillage de l'éprouvette est réalisé automatiquement par le logiciel GMSH avec des éléments "brique" 3D à 8 nœuds. A cause du fort gradient de température attendu près de l'emplacement de la source de chaleur, le maillage est raffiné dans cette zone de manière à obtenir le maximum de nœuds et donc un nombre de points suffisant pour récupérer les cycles thermiques nécessaires pour le calcul diffusionnel (Figure V.11). Le maillage comprend 40000 éléments 3D brique et 26160 éléments 2D sur les surfaces extérieures de l'éprouvette pour modéliser les échanges thermiques avec le milieu extérieur.

Une étude paramétrique a été menée pour s'assurer que la taille du maillage n'avait pas d'influence sur le résultat de la simulation.



**FIGURE V.10:** Coupe transverse de cordon obtenu lors du dépôt d'aluminium 4043 sur la tôle d'acier.



**FIGURE V.11:** Maillage de l'éprouvette.

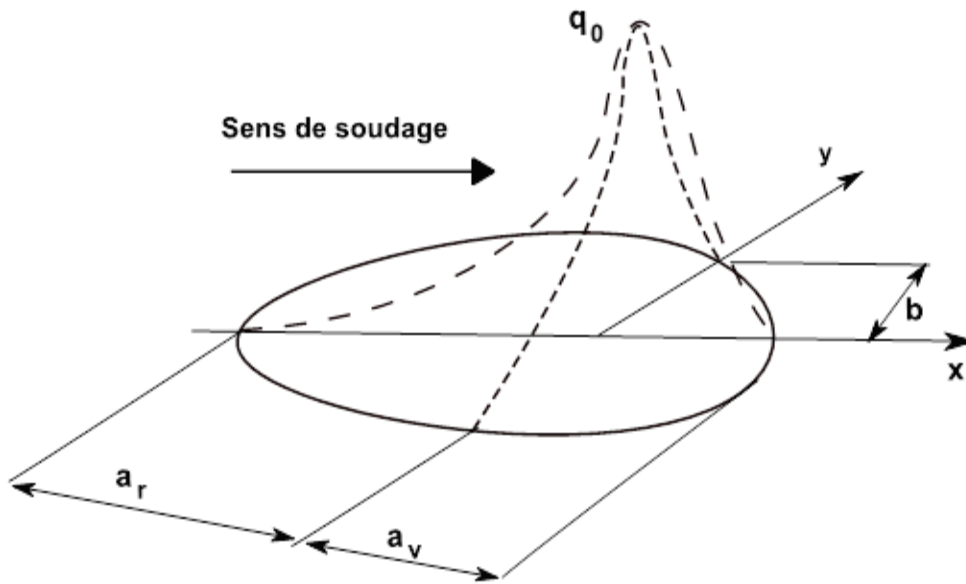
### V.3.1.3 Modélisation de la source de chaleur

Comme toute l'éprouvette en acier reste à l'état solide, on peut modéliser la source de chaleur, provenant du dépôt d'aluminium à l'état liquide, par une distribution surfacique de densité de puissance. Cette distribution de puissance est modélisée dans le repère Eulerien par une double distribution gaussienne, avec des largeurs de distribution différentes selon l'axe X et Y, et selon l'axe X avec une largeur différente à l'avant et à l'arrière, du fait que le dépôt d'aluminium liquide est plus étendu à l'arrière du centre de l'arc qu'à

l'avant (Figure V.12) :

$$q(x, y, z) = q_0 \exp\left(-\frac{3x^2}{a_\zeta^2}\right) \cdot \exp\left(-\frac{3y^2}{b^2}\right) \quad (\text{V.8})$$

avec :  $\zeta = v$  ou  $r$  selon que  $x$  est devant ou derrière l'électrode,  $a_v$  demi-longueur avant (m),  $a_r$  demi-longueur arrière (m),  $b$  demi-largeur (m), et  $q_0$  la densité surfacique de puissance ( $\text{W}/\text{m}^2$ ) au centre de la gaussienne.



**FIGURE V.12:** Représentation schématique de la distribution de puissance du modèle double gaussienne.

On peut relier les constantes du modèle de source à la puissance de soudage en intégrant la distribution (8) dans le plan de la surface de la tôle, supposée de dimensions infinies par rapport à la taille de la source :

$$\int_{-\infty}^{+\infty} \int_{-\infty}^{+\infty} q_0 \exp\left(-\frac{3x^2}{a_\zeta^2}\right) \cdot \exp\left(-\frac{3y^2}{b^2}\right) dx dy = \eta UI \quad (\text{V.9})$$

ce qui permet de fixer  $q_0 = \frac{12\eta UI}{\pi b(a_v + a_r)}$

La valeur de demi-largeur ( $b$ ) est prise égale à la demi-largeur du cordon déposé pour chaque essai. Les demi-longueurs avant ( $a_v$ ) et arrière ( $a_r$ ) sont identifiées par la méthode proposée par Kerrouault [85]. Cette méthode consiste à mesurer ces deux paramètres sur la trace que laisse l'extinction subite de l'arc électrique sur le métal fondu à la fin de la

soudure. L'ensemble des valeurs de paramètres du modèle fixés pour la modélisation des différents essais est listé dans le tableau V.3.

**TABLE V.3** – Paramètres du modèle retenus pour les différents essais

N° d'essai	V (mm/s)	UI (J/s)	b (mm)	$a_v$	$a_r$
4	10	477	2,8	2,53	6
5	10	570	4,2	3,75	7,2
6	10	786	5,6	4,45	7,3
7	10	755	6,7	5,2	7,68
10	10	356	2,9	3,86	6,68
11	10	399	3	3,36	7,2
12	10	463	4,3	3,43	6,24
13	10	505	4,78	4,2	6,66
14	10	523	4,9	3,6	5,8

La valeur du rendement  $\eta$  reste donc le seul paramètre inconnu à déterminer par comparaison entre les résultats de simulation et ceux de l'expérience.

#### V.3.1.4 Conditions aux limites

Une condition aux limites de Neumann de flux normal imposé est fixée sur toutes les surfaces externes de la pièce. Le flux normal est ainsi la somme des flux entrant dans la zone où la source de chaleur est appliquée et des flux sortant du fait des phénomènes de convection et de rayonnement :

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = q(x, y, z, t) - h(T - T_0) - \epsilon \sigma (T^4 - T_0^4) \quad (\text{V.10})$$

avec  $\lambda$  la conductivité thermique ( $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ),  $T$  la température de la pièce (K),  $n$  la normale extérieure,  $q$  le flux de chaleur surfacique correspondant à l'apport de chaleur de la source ( $\text{W} \cdot \text{m}^{-2}$ ),  $h$  le coefficient de convection ( $\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ ),  $T_0$  la température du milieu extérieure (K),  $\epsilon$  l'émissivité de la surface du matériau ( $0 < \epsilon < 1$ ), et  $\sigma$  la constante de Stefan-Boltzman ( $\sigma = 5.6710 - 8 \text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4}$ ).

L'émissivité et le coefficient d'échange par convection sont choisis, selon des données issues de la littérature, indépendants de la température et égaux respectivement à 0,6 et  $15 \text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ . La température extérieure  $T_0$  est fixée à  $22^\circ\text{C}$ , température qui est aussi

prise comme condition initiale sur l'ensemble de la pièce.

L'échantillon étant fixé au support en quatre points situés aux angles de l'éprouvette (Figure V.2), nous avons négligé dans la modélisation les pertes thermiques par conduction dans le support. Une condition de flux normal nul  $\frac{\partial T}{\partial y} = 0$  est appliquée sur le plan  $y=0$ , de manière à prendre en compte la symétrie de l'éprouvette. La figure V.13 schématise l'ensemble des conditions aux limites appliquées sur la pièce.

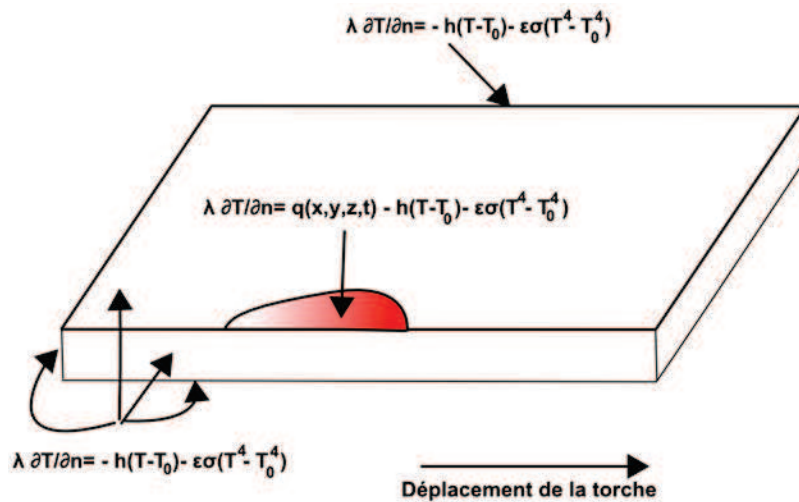


FIGURE V.13: Conditions aux limites appliquées sur les différentes surfaces de l'éprouvette.

### V.3.1.5 Modélisation des propriétés thermiques de l'acier

Les valeurs des propriétés thermo-physiques de l'acier aux différentes températures utilisées dans la modélisation sont indiquées dans le tableau V.4 [86]. La densité de l'acier  $\rho = 7854 \text{ kg/m}^3$  est considérée indépendante de la température et la chaleur latente de fusion n'est pas prise en compte pour limiter le temps de calcul. Sierra [50] a montré que l'introduction de cette chaleur latente dans le calcul ne modifiait que très peu les résultats du calcul thermique.

TABLE V.4 – Propriétés thermo-physiques de l'acier DC01 [86]

T (K)	300	400	600	800	1000
$C_p (J.kg^{-1}.K^{-1})$	434	487	559	686	1169
$\lambda (W.m^{-1}.K^{-1})$	60,5	56,7	48,0	39,2	30,0



### V.3.2 Modélisation de la croissance de la couche de réaction

La couche de réaction obtenue dans tous les assemblages est composée majoritairement de la phase  $Fe_2Al_5$ , contenant des teneurs en Si relativement élevées. Conformément aux résultats généralement admis dans la littérature, nous supposons que la croissance de cette couche de réaction est gouvernée par la diffusion des éléments, principalement Fe et Al, à travers cette couche de réaction [20, 23, 22, 25, 26, 27, 29, 21, 87]. Nous négligeons de ce fait la phase initiale gouvernée par la réaction, qui est extrêmement courte et conduit à une couche de très faible épaisseur, mais aussi le mécanisme de dissolution dans l'aluminium liquide, que l'on peut justifier par le fait que la température de l'aluminium liquide déposé est relativement faible avec le procédé CMT.

En conditions isothermes, les cinétiques de croissance gouvernée par la diffusion peuvent être modélisées par une loi de type parabolique :

$$x = (2K_T t)^{1/2} \quad (V.11)$$

avec  $x$  l'épaisseur de la couche de réaction (m),  $K_T$  la constante cinétique de croissance à la température  $T$  ( $m^2 \cdot s^{-1}$ ), et  $t$  le temps d'interaction (s).

La constante  $K_T$  varie en fonction de la température selon une loi d'Arrhénius :

$$K_T = K_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (V.12)$$

avec  $K_0$  le facteur de fréquence ( $m^2 \cdot s^{-1}$ ),  $Q$  l'énergie d'activation ( $J \cdot mol^{-1}$ ),  $R$  la constante des gaz parfaits ( $R=8,314 J \cdot mol^{-1} K^{-1}$ ), et  $T$  la température d'interaction (K).

En conditions anisothermes, on peut supposer que l'épaisseur de couche de réaction formée est égale à la somme des épaisseurs  $dx$  formées à chaque température du cycle thermique, décomposé en paliers isothermes de durée  $dt$  :

$$dx = (K_0/2)^{1/2} \exp\left(-\frac{Q}{2RT}\right) t^{-1/2} dt \quad (V.13)$$

L'épaisseur cumulée  $x$  est alors donnée par :

$$x = \int_{t_i}^{t_f} (K_0/2)^{1/2} \exp\left(-\frac{Q}{2RT}\right) t^{-1/2} dt \quad (\text{V.14})$$

ou bien, en discrétisant le cycle thermique en paliers isothermes de durée  $t$  :

$$x = \sum_{t_i}^{t_f} (K_0/2)^{1/2} \exp\left(-\frac{Q}{2RT}\right) t^{-1/2} \Delta t \quad (\text{V.15})$$

avec  $t_i$  et  $t_f$  les temps de début et de fin d'interaction de l'aluminium avec l'acier.

Nous considérons que l'interaction commence (temps  $t_i$ ) dès que la température de l'acier atteint 600°C, valeur comprise dans l'intervalle de fusion du métal déposé Al-5Si (entre 573 et 625 °C, [30]).

Nous avons retenu les valeurs d'énergie d'activation déterminées par Yin et al [23] lors de l'immersion de fer pur (99,99%) dans un bain d'alliage d'aluminium contenant 3% de silicium, composition assez proche de l'alliage utilisé dans cette étude, à des températures comprises entre 700 et 850 °C :  $Q = 172 \text{ kJ.mol}^{-1}$  et  $k_0 = 0,69.10^{-3} \text{ m}^2/\text{s}$ .

Le calcul numérique de l'épaisseur d'intermétallique formé est réalisé par un post-traitement des champs de température calculés à l'aide du logiciel Elmer. Un programme en langage Python est développé pour traiter l'évolution en fonction du temps des températures des différents nœuds de l'interface de liaison acier/aluminium le long d'une ligne transversale, et en déduire l'épaisseur finale d'intermétallique formé à l'aide de la relation (V.15).

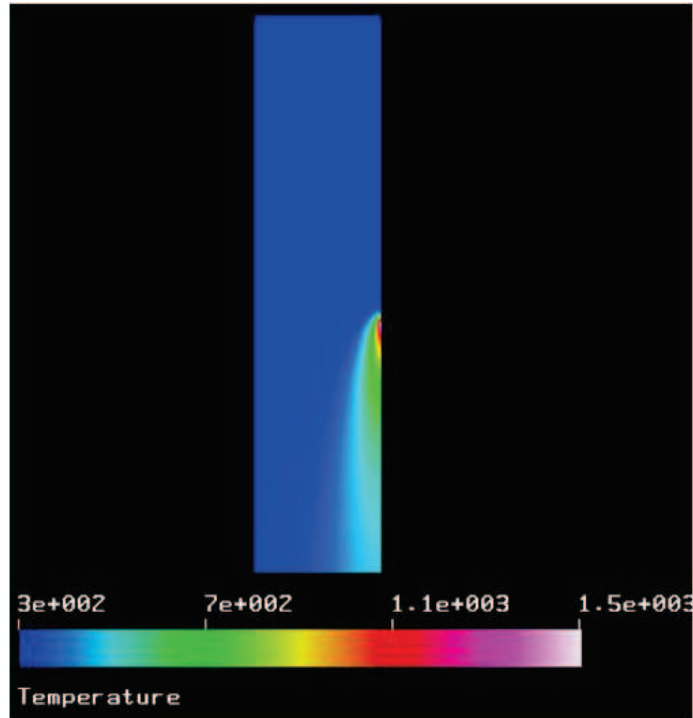
### V.3.3 Résultats

Considérant que l'apport de chaleur est correctement modélisé, seul le rendement ( $\eta$ ) de la source de chaleur sera modifié pour recalibrer le modèle avec l'expérience.

Le rendement est déterminé pour chaque essai de soudage par itérations successives jusqu'à ce que l'épaisseur maximale et la largeur de couche de réaction calculées par le modèle collent avec le résultat expérimental. La comparaison des températures mesurées par thermocouple et calculées aux nœuds les plus proches de la position de l'extrémité des thermocouples permet de valider la méthode.

La figure V.14 montre la répartition des températures à la surface de la tôle d'acier en

régime quasi stationnaire, pour l'énergie de soudage correspondant à l'essai 4. On peut constater que les températures calculées atteignent localement plus de 1000°C.



**FIGURE V.14:** Répartition des températures (°K) à la surface de la tôle d'acier de l'essai 4.

La figure V.15 montre une comparaison des distributions d'épaisseurs de couches de réaction mesurées et calculées à l'aide de la modélisation, après calage du rendement, pour l'essai 5. La concordance est relativement bonne entre les deux. La comparaison du cycle thermique au nœud situé à 0,2 mm de la surface de la tôle avec celui mesuré par thermocouple (Figure V.16) montre aussi une bonne concordance, ce qui semble valider à la fois la modélisation thermique et le modèle de croissance diffusionnelle de la couche de réaction.

La même méthode est employée pour simuler numériquement tous les essais de soudage instrumentés réalisés avec différents jeux de paramètres CMT (Tableau V.3). La figure V.17 montre les cycles thermiques issus de la simulation numérique aux nœuds situés à 0,2 mm sous la surface de la tôle (position estimée des thermocouples), pour les différents essais simulés. On constate que les températures maximales calculées numériquement sont bien plus proches de l'expérience que celles issues du calcul analytique (partie 2.2), même si elles sont parfois un peu supérieures aux températures maximales mesurées (Figure V.4). Cette différence peut être attribuée au fait que les soudures chaudes

des thermocouples qui permettent la mesure des températures ne sont pas exactement au fond de l'alésage, puisque les thermocouples sont gainés, et qu'il est difficile de s'assurer que la gaine est systématiquement en contact avec le fond du perçage. Les gradients thermiques dans cette zone étant très élevés, un décalage de un dixième de mm peut entrainer un variation de plusieurs dizaines voir d'une centaine de degrés.

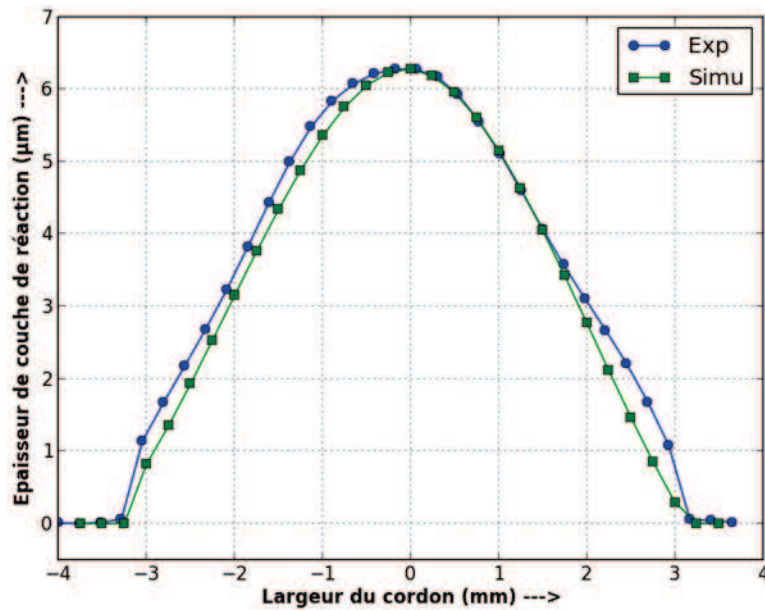


FIGURE V.15: Comparaison expérience-simulation de la distribution de l'épaisseur de la couche de réaction pour l'essai 5.

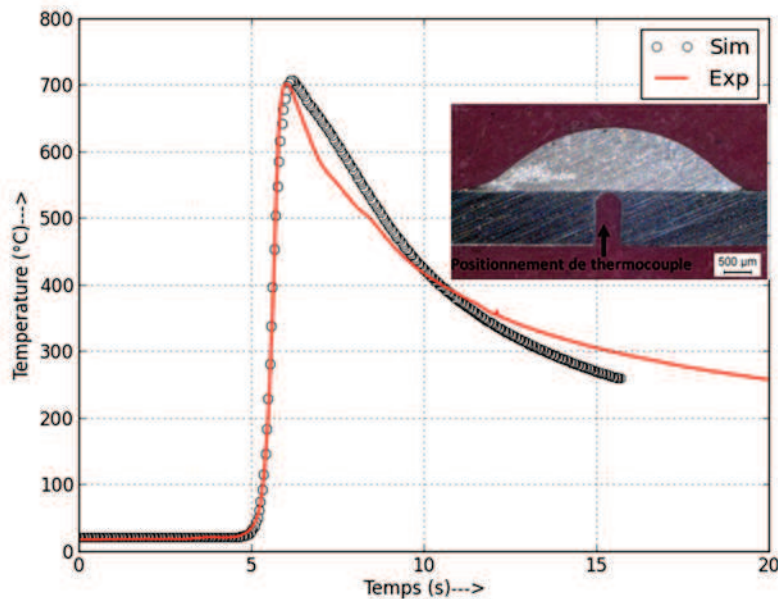
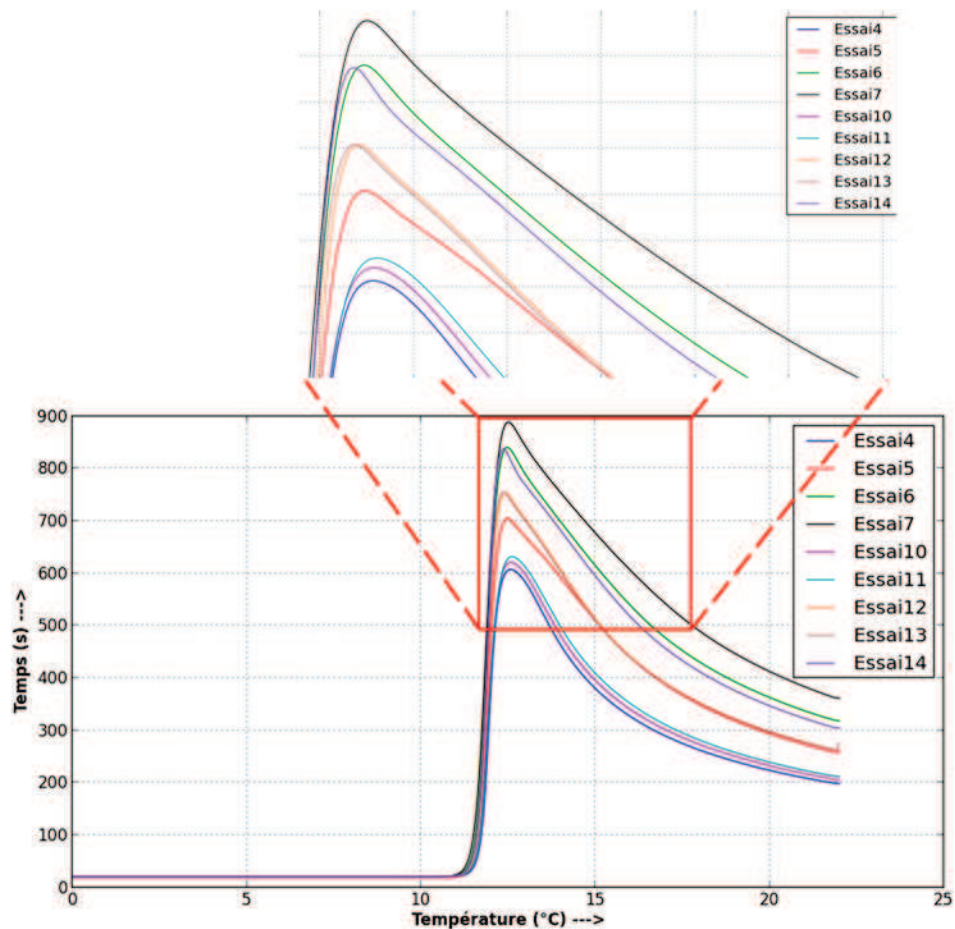


FIGURE V.16: Comparaison expérience-simulation du cycle thermique de l'essai 5.



**FIGURE V.17:** Comparaison des cycles thermiques calculés numériquement au centre de la tôle d'acier, à 0,2 mm sous la surface de contact avec l'aluminium déposé, pour les différents essais.

La comparaison des épaisseurs mesurées et issues du calcul après calage pour les différents essais est donnée sur la figure V.18, et les paramètres du modèle de la source de chaleur correspondant (après calage du rendement) sont donnés dans le tableau V.5. La modélisation permet de reproduire relativement bien à la fois l'épaisseur maximale et la largeur de la couche de réaction pour les différents essais. Les rendements retenus sont très proches de ceux identifiés par la méthode analytique de la section V.2.2 (tableau V.2). La tendance générale montre une baisse du rendement lorsque la puissance moyenne augmente, avec cependant des différences significatives entre les deux types de formes d'ondes utilisées (Figure V.19). La valeur moyenne du rendement est en effet de 0,78 pour les formes d'onde de type 1 (pulsations d'intensités et de durées moyennes) et de 0,92 pour les formes d'onde de type 2 (pulsations courtes de forte intensité), valeurs moyennes quasiment identiques à celles estimées par la méthode analytique.

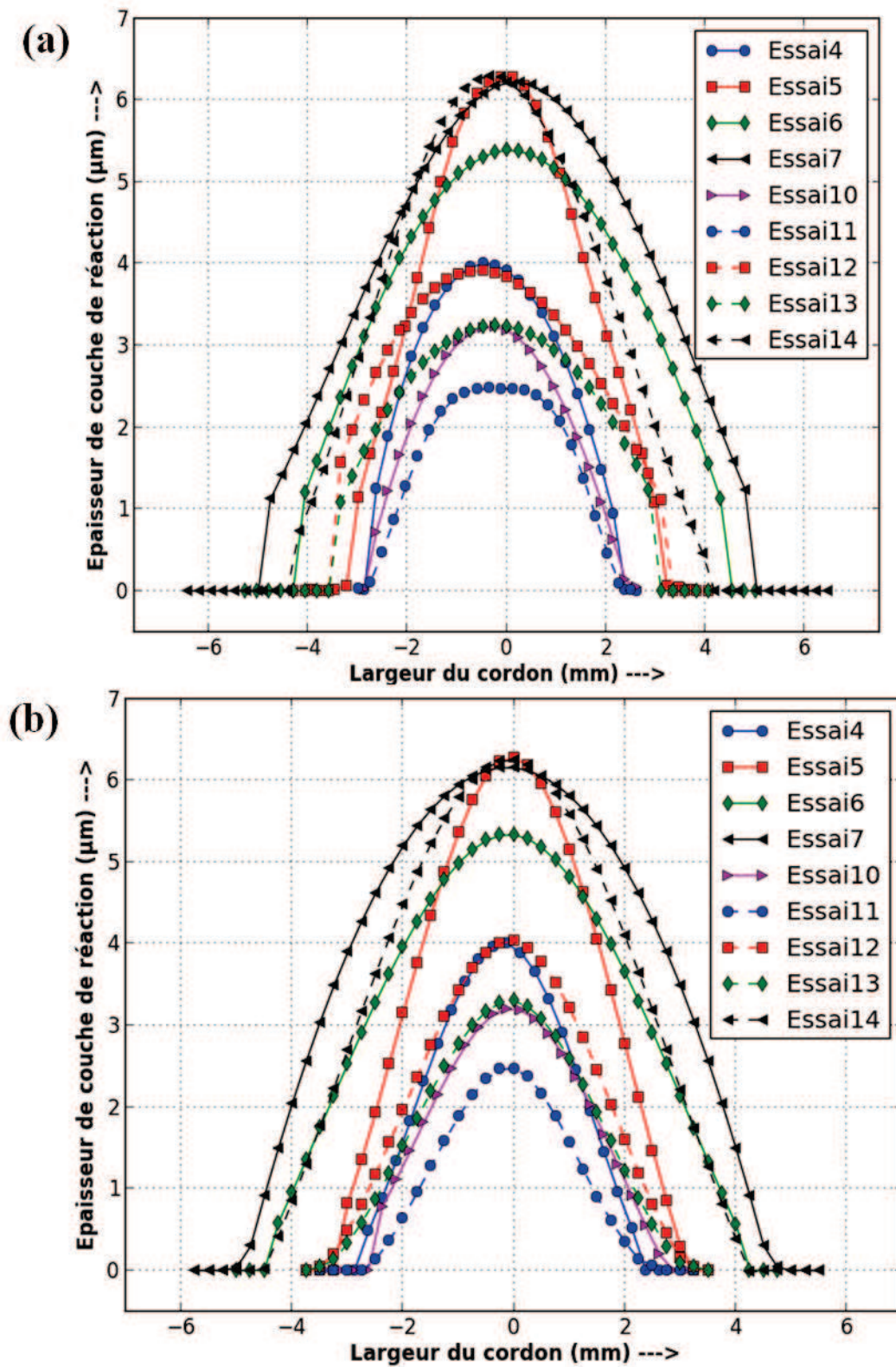
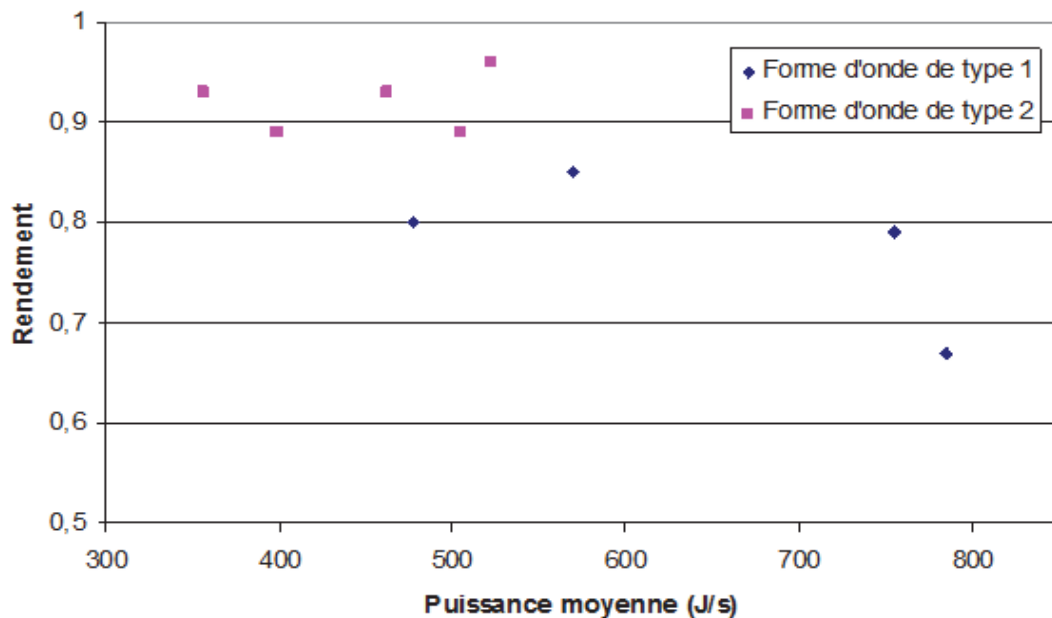


FIGURE V.18: Comparaison des répartitions d'épaisseur de couche de réaction (a) mesurées et (b) calculées.



**TABLE V.5** – Paramètres de la source de chaleur utilisés pour modéliser les différents essais de soudage après calage

N° d'essai	V (mm/s)	UI (J/s)	b (mm)	$a_v$	$a_r$	$\eta$
4	10	477	2,8	2,53	6	0,80
5	10	570	4,2	3,75	7,2	0,85
6	10	786	5,6	4,45	7,3	0,67
7	10	755	6,7	5,2	7,68	0,79
10	10	356	2,9	3,86	6,68	0,93
11	10	399	3	3,36	7,2	0,89
12	10	463	4,3	3,43	6,24	0,93
13	10	505	4,78	4,2	6,66	0,89
14	10	523	4,9	3,6	5,8	0,96



**FIGURE V.19:** Evolution du rendement en fonction de la puissance moyenne et du type de forme d'onde.

Ces différences peuvent s'expliquer, nous l'avons déjà mentionné, par des pertes plus importantes par conduction dans le tube contact lorsque les temps d'arc sont plus longs, c'est à dire pour les formes d'onde de type 1. Notons que le rendement déterminé pour l'essai 6 est nettement plus faible que celui déterminé pour les autres essais réalisés avec la même forme d'onde de type 1. L'essai 6 est celui utilisant la plus forte puissance moyenne, et conduit à des dépôts irréguliers (cf. chapitre II), phénomène attribué à la vaporisation du revêtement de zinc de la tôle d'acier, qui perturbe de mouillage de l'aluminium liquide. Selon Zhou et al. [76] la vaporisation du zinc "consomme" une partie de l'énergie



transmise à la tôle, qui n'est pas restituée ensuite si le zinc ne se condense pas au même endroit sur la tôle. La diminution du rendement observée dans le cas de l'essai 6 pourrait s'expliquer par la vaporisation et l'élimination du revêtement de zinc, lorsque la puissance moyenne devient trop élevée.

On peut estimer la quantité de chaleur ainsi dissipée par la vaporisation du zinc en additionnant l'énergie nécessaire pour chauffer la couche de zinc au dessus de sa température de vaporisation, égale à 907°C, la chaleur latente de fusion, et la chaleur latente de vaporisation du zinc (équation V.16) :

$$Q = c\Delta t + \Delta H_v + \Delta H_f \quad (\text{V.16})$$

avec  $\Delta T$  l'écart de température entre la température de vaporisation et la température ambiante (900°C),  $c$  la chaleur massique du zinc ( $0,388 \text{ J.g}^{-1}.\text{K}^{-1}$ ),  $\Delta H_f$  la chaleur latente de fusion du zinc ( $111 \text{ J.g}^{-1}$ ), et  $\Delta H_v$  la chaleur latente de vaporisation du zinc ( $1748 \text{ J.g}^{-1}$ ).

En supposant que la couche de zinc, d'épaisseur moyenne de 23 microns, est vaporisée sur une largeur de 15 mm (le cordon déposé fait plus de 10 mm de large dans le cas de l'essai 6), on arrive à une énergie totale consommée de 54 J/s environ. Cela ne représente que 7% de l'énergie totale, et ne permet donc pas d'expliquer totalement la différence de rendement observée par rapport aux autres essais.

Les résultats du chapitre II ont montré que la tension d'arc, et donc la hauteur d'arc, était plus élevée dans le cas des essais 6 et 7 (Figure II.15, chapitre II). Comme tous les essais sont réalisés avec la même distance buse-pièce de 10 mm, l'augmentation de la hauteur d'arc rapproche l'arc électrique du tube contact, et donc accentue les pertes thermiques par conduction dans le tube contact et les autres éléments de la torche. Ce phénomène peut donc aussi expliquer en partie le faible rendement de l'essai 6. Il devrait cependant aussi se manifester pour l'essai 7, puisque la tension des phases d'arc est aussi élevée pour ce dernier essai, et pourtant le rendement estimé pour cet essai est plus élevé.

Ces observations confirment la complexité des mécanismes de transfert de chaleur intervenant avec le procédé CMT. Si l'on néglige les variations liées aux pertes par rayonnement et convection, les différences observées entre essais peuvent être liées à trois mécanismes principaux de transfert de la chaleur produite par l'arc électrique :

- un transfert de chaleur par conduction dans le tube contact et les éléments de la torche, qui est d'autant plus important que la distance entre l'arc et le tube contact est faible, et que la durée des phases d'arc est grande ;
- un transfert par vaporisation du revêtement de zinc, qui est d'autant plus important que le revêtement de zinc est épais, et que l'énergie linéique est élevée ;
- la fraction d'énergie restante, qui représente toujours la majeure partie de l'énergie générée par l'arc électrique, est transférée par conduction dans la tôle d'acier, et produit la germination puis la croissance des composés intermétalliques à l'interface.

## V.4 Conclusion

Ce dernier chapitre visait à mieux comprendre les phénomènes de transfert thermique intervenant dans le cas du procédé CMT. A partir d'essais instrumentés de thermocouples et d'un modèle analytique simple, une estimation de la quantité de chaleur transmise par conduction dans la tôle d'acier galvanisé a pu être obtenue pour différents essais, qui a révélé que la fraction de chaleur transmise était plus élevée dans le cas de formes d'onde avec des temps d'arc très courts et des fréquences de court-circuit élevées. Une modélisation numérique des phénomènes thermiques a aussi été menée pour tenter d'obtenir des résultats plus précis, couplée à la modélisation de la croissance de la couche de réaction. La comparaison entre les distributions d'épaisseurs de couches de réaction mesurées pour différents essais et celles calculées à partir de la modélisation numérique a permis de déterminer plus précisément les quantités de chaleur transmises dans l'acier à travers l'interface avec le dépôt d'aluminium liquide, responsable de la formation et de la croissance de la couche d'intermétallique. Ces résultats ont confirmé que la fraction de chaleur produite par l'arc électrique transmise à la tôle d'acier était plus faible pour des formes d'onde à durée d'arc importante, du fait de pertes plus importantes par conduction dans le tube contact. De fortes énergies linéiques produisent aussi une diminution de la quantité de chaleur transmise à la tôle du fait de la vaporisation du revêtement de zinc, qui consomme une fraction de l'énergie générée par l'arc électrique.

---

## CONCLUSION ET PERSPECTIVES

L'objectif que s'était fixé cette étude était d'élaborer à l'aide du procédé de soudage CMT des assemblages entre tôles d'aluminium et d'acier galvanisé présentant de bonnes caractéristiques mécaniques, en maîtrisant les paramètres opératoires.

Le procédé retenu se caractérise par une forme d'onde de courant complexe et un dévidage alterné du fil d'apport, et nécessite de régler un grand nombre de paramètres. Nous nous sommes donc attaché, dans un premier temps, à étudier le fonctionnement du procédé et l'influence des principaux paramètres sur le transfert de métal et d'énergie, lors du dépôt d'un fil d'apport Al-5Si sur une tôle d'acier galvanisé. Le transfert de métal se fait avec le procédé CMT par une succession de courts-circuits "contrôlés", la forme d'onde et le mouvement du fil variant au cours d'un cycle de transfert pour faciliter le dépôt régulier de gouttes de métal d'apport fondu. Le cycle de transfert est ainsi constitué de trois phases : une phase de pulsation du courant d'arc qui chauffe l'extrémité du fil d'apport et permet la formation d'une gouttelette ; une seconde phase d'arc à plus faible intensité, au cours de laquelle le fil d'apport est dévidé à vitesse contrôlée jusqu'au contact avec la surface du métal de base ; une phase de court-circuit au cours de laquelle le mouvement du fil s'inverse, pour permettre le détachement de la gouttelette de métal liquide et le réamorçage de l'arc électrique. L'étude de l'influence des paramètres de forme d'onde a montré qu'à puissance moyenne équivalente, les formes d'onde présentant des pulsations de courant de forte intensité et de très courte durée produisaient à chaque court-circuit le transfert d'une très petite gouttelette mais à des fréquences très élevées, conduisant à des

taux de dépôt plus élevés.

Des assemblages à clin entre l'acier DC01 galvanisé et les alliages d'aluminium 1050 et 6016-T4 ont ensuite été réalisés, en utilisant le même métal d'apport Al-5Si et en choisissant plusieurs formes d'ondes et plusieurs vitesses de soudage. Une énergie linéique moyenne trop élevée conduit à la vaporisation du revêtement de zinc de la tôle d'acier, et produit des cordons irréguliers du fait d'un moins bon mouillage de l'aluminium liquide sur l'acier nu. Pour une puissance moyenne donnée, les cordons deviennent également irréguliers lorsque la vitesse de soudage devient trop importante. Les cordons formés présentent systématiquement des porosités, localisées près de l'interface avec l'acier et attribuées à la vaporisation du zinc, ou dans la partie supérieure des cordons et attribuées à l'hydrogène dissout dans l'aluminium liquide. Les couches de réaction formées à l'interface sont constituées d'une couche de composé intermétallique FeAlSi côté aluminium, qui a tendance à disparaître probablement par dissolution dans l'aluminium lorsque la vitesse de soudage est faible, et d'une couche d'intermétallique FeAl, probablement  $Fe_2Al_5$ , côté acier. L'épaisseur de ces couches, d'autant plus élevée que l'énergie linéique moyenne est grande, est toujours inférieure à 10 microns.

Les assemblages ont été caractérisés en traction monotone et cyclique. L'aluminium 1050 ayant une faible résistance, la rupture en traction monotone des assemblages réalisés avec cet alliage se produit toujours dans la tôle d'aluminium. En revanche, pour les assemblages réalisés avec l'alliage 6016-T4, la rupture s'amorce toujours en racine de cordon, dans la zone de plus forte concentration de contraintes, puis se propage, soit le long de l'interface en traction monotone sous des chargements élevés lorsque la vitesse de soudage est grande et que le cordon ne présente pas de larges porosités, soit dévie dans le cordon en traction monotone sous de plus faibles chargements ou en fatigue, en suivant les porosités formées. La résistance à rupture de l'interface de liaison a aussi pu être estimée grâce à des essais d'adhérence par choc laser, qui ont révélé des valeurs de contrainte de rupture supérieures à 600 MPa.

Enfin, le transfert de chaleur dans l'éprouvette d'acier a été étudié à partir d'essais instrumentés de thermocouples et de calculs analytiques ou numériques, afin de tenter d'estimer les rendements, c'est à dire la part de l'énergie générée par l'arc transférée dans l'éprouvette. Les résultats ont montré que le rendement était très différent selon les

---

formes d'onde, supérieur à 0,9 lorsque la forme d'onde présente des pulsations courtes et intenses, et inférieure à 0,8 voire même à 0,7 lorsque les pulsations sont plus longues, et la puissance moyenne plus élevée.

La faisabilité des liaisons acier/aluminium par la procédé CMT a donc été démontrée, et les caractéristiques obtenues, en traction monotone comme en traction cyclique, se sont avérées honorables, même si les niveaux de résistance restent inférieurs à ceux des matériaux de base. La tenue en fatigue à grand nombre de cycle des assemblages a aussi été démontrée, puisque tous les assemblages testés ont résisté à  $10^7$  cycles sous un niveau de chargement maximal égale à 30 % de la limite d'élasticité des assemblages. De nombreux points restent cependant à approfondir ou à améliorer.

Au niveau de la compréhension des mécanismes de transfert avec le procédé CMT, nous avons identifié une difficulté à relier les paramètres procédé relatifs à la forme d'onde, ou même la puissance moyenne de soudage, à la vitesse de fusion du fil et à la quantité de chaleur transmise à l'éprouvette. Ces paramètres varient en effet significativement, à puissance moyenne équivalente, selon les formes d'onde utilisées, et probablement aussi selon les paramètres de vitesse du fil, qui n'ont pas été modifiés dans cette étude. Un travail important reste donc à faire pour mieux comprendre les relations entre paramètres procédé et phénomènes de transfert et masse et d'énergie.

Au niveau des assemblages, la nature exacte des composés formés n'a pu être identifiée avec certitude, en raison de la faible épaisseur des couches de réaction formées. Il est probable qu'au moins deux composés de natures différentes se forment, mais l'effet des conditions de soudage, notamment la vitesse de soudage, qui peut favoriser ou non la dissolution partielle de la couche, devraient être mieux étudié, pour peut-être tenter de minimiser encore l'épaisseur de couche de réaction ou favoriser les composés présentant les meilleurs propriétés.

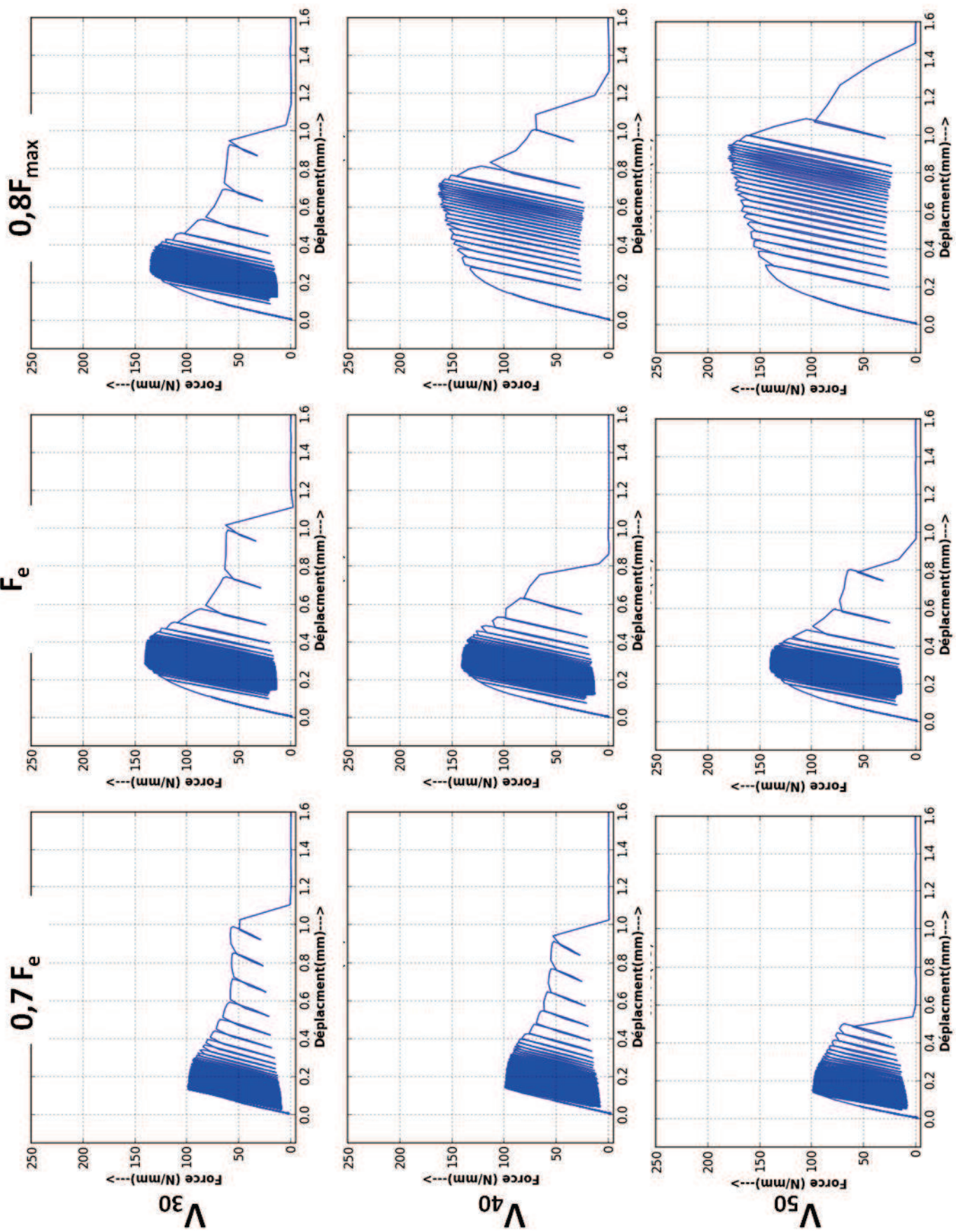
Enfin, au niveau de la caractérisation mécanique des interfaces, si l'essai d'adhérence par choc laser a permis d'estimer une contrainte de rupture de l'interface sous sollicitations dynamiques, on ne sait pas si ce résultat est transposable aux chargements statiques. La simulation numérique des essais de traction monotone ayant conduit à une rupture de la couche de réaction pourrait permettre d'accéder à l'état de contrainte en racine de cordon au moment de la rupture de l'interface, et de comparer ces valeurs avec celle estimée par

les essais de choc laser. Les caractéristiques mécaniques des assemblages pourraient aussi être améliorées. Nous avons vu qu'en traction monotone, la résistance peut être améliorée en augmentant la vitesse de soudage, pour limiter les porosités formées dans le cordon, ce qui conduit à la rupture de la couche d'intermétallique. L'amélioration des caractéristiques de cette couche, déjà suggéré plus haut, permettra alors d'augmenter encore les caractéristiques mécaniques sous sollicitation quasi-statique. En traction cyclique, la rupture a lieu dans le cordon, et le choix d'un matériau d'apport plus résistant, ou bien l'augmentation de la dilution avec l'aluminium de base 6016, pourrait permettre d'améliorer la résistance du cordon.



---

ANNEXE : COURBES BRUT DES  
ESSAIS DE FATIGUE



---

## BIBLIOGRAPHIE

- [1] R. Blondeau. *Procédés et application industrielle du soudage*. LAVOISIER Paris, 2001.
- [2] K. Weman. *Aide mémoire : procédés de soudage*. Dunod Paris, 2005.
- [3] R. Cazes. Procédés de soudage (principes généraux et critères de choix). *Technique d'ingénieur*, (B 7 700), 1995.
- [4] A. Michel. Pièces mécaniques soudées (rappels et définitions). *Technique d'ingénieur*, (BM 5 185), 2006.
- [5] D. Erlandsson. *Les fondamentaux du procédé MIG/MAG, Soudage - MIG/MAG*. ESAB Welding Equipment, 2007.
- [6] S. Belakhowsky. *Théorie et pratique du soudage*. PYC-Edition Paris, 1973.
- [7] Air Liquide Welding. *Les procédés de soudage à l'arc : les soudages TIG, MIG et MAG*. SAF, 2002.
- [8] D. Iordachescu. L. Quintino. R. Miranda. G. Pimenta. Influence of shielding gases and process parameters on metal transfer and bead shape in mig brazed joints of the thin zinc coated steel plates. *Materials and Design*, (27) :381–390, 2006.
- [9] <http://www.fronius.com/> : *Soudage manuel MIG/MAG haute puissance : TIME 5000 DIGITAL*.
- [10] M. Kaspers. <http://www.lasschool.nl/pdf/ForceArc> : *Een krachtige variant op het MIG/MAG lassen*, 2006.

- [11] <http://www.ewm-sales.co.uk/downloads/wm030101.pdf> : EWM-forceArc :A powerful tool for MIG/MAG welding.
- [12] <http://www.lincolnelectric.com> : Waveform control technology : Surface Tension Transfer.
- [13] <https://www.ewm-group.com> : Innovations 2013/2014.
- [14] <http://www.fronius.com/> : The new revolution in digital GMA welding.
- [15] <http://www.fronius.com/> : Cold Metal Tansfert.
- [16] Fronius. *Mode d'emploi de la télécommande RCU 5000i*, 2004.
- [17] T. B. Massalski. *Binary Alloy Phase Diagrams. Volume 1*. American Society for Metals, Ohio, 1986.
- [18] H.R Shahvedri. M.R Ghomashchi. S. Shabestari. J. Hejazi. Microstructural analysis of interfacial reaction between molten aluminium and solid iron. *Journal of Material Technology*, (124) :345—352, 2002.
- [19] M. Yasuyama. K. Ogawa. T. Taka. Spot welding of aluminum and steel sheet with insert of aluminum clad steel sheet - part 1. *Quarterly Journal of Japan Welding Society*, (2) :314–320, 1996.
- [20] H. Springer. A. Kostka. E.J. Payton. D. Raabe. A. Kaysser-Pyzalla. G. Eggeler. On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys. *Acta Materialia*, (59) :1586–1600, 2011.
- [21] K. Bouché. F. Barbier. A. Coulet. Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium. *Materials Science and Engineering*, (A249) :167–175, 1998.
- [22] W. Cheng. C. Wang. Effect of silicon on the formation of intermetallic phases in aluminide coating on mild steel. *Intermetallics*, (19) :1455–1460, 2011.
- [23] F. Yin. M. Zhao. Y. Liu. W. Han. Z. Li. Effect of si on growth kinetics of intermetallic compounds during reaction between solid iron and molten aluminum. *Transformation fo Nonferrous Metals Society China*, (23) :556–561, 2013.
- [24] V. N. Yeremenko. Ya. V. Natanzon. V. I. Dybkov. The effect of dissolution on the growth of the fe<sub>2</sub>ai, interlayer in the solid iron -liquid aluminium system. *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE*, (16) :1748–1756, 1981.

- [25] H. R. Shahvedri. M. R. Ghomashchi. S. Shabestari. J. Hejazi. Kinetics of interfacial reaction between solid iron and molten aluminium. *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE*, (37) :1061—1066, 2002.
- [26] A. Bouayad. Ch. Gerometta. A. Belkebir. A. Ambari. Kinetic interactions between solid iron and molten aluminium. *Materials Science and Engineering*, (A363) :53–61, 2003.
- [27] N. Tang. Y.P. Li.S. Kurosu. Y. Koizumi. H. Matsumoto. A. Chiba. Interfacial reactions of solid co and solid fe with liquid al. *Corrosion Science*, (60) :32—37, 2012.
- [28] D. Phelan. B. Jiang Xu. R. Dippenaar. Formation of intermetallic phases on 55 wt.% al–zn–si hot dip strip. *Materials Science and Engineering*, (A420) :144—149, 2006.
- [29] S. Kobayashi. T. Yakou. Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment. *Materials Science and Engineering*, (A338) :44–53, 2002.
- [30] T. Heumann and S. Dittrich. Uber die kinetik der reaktion von festem und flüssigem aluminium mit eisen. *Zeitschrift fur Metallkunde*, (50) :617–625, 1959.
- [31] G. Sierra. P. Peyre. F. Deschaux Beaume. D. Stuart. G. Fras. Galvanised steel to aluminium joining by laser and gtaw processes). *MATERIALS CHARACTERIZATION*, (59) :1705–1715, 2008.
- [32] M.J. Zhang. G.Y. Chen. Y. Zhang. K.R. Wu. Research on microstructure and mechanical properties of laser keyhole welding–brazing of automotive galvanized steel to aluminum alloy. *Materials and Design*, (45) :24–30, 2013.
- [33] P. Peyre. G. Sierra. F. Deschaux-Beaume. D. Stuart. G. Fras. Generation of aluminium–steel joints with laser-induced reactive wetting. *Materials Science and Engineering*, (A444) :327–338, 2007.
- [34] G. Sierra. P. Peyr. F. Deschaux Beaume. D. Stuart. G. Fras. Steel to aluminium braze welding by laser process with al-12si filler wire. 2008.
- [35] A. Mathieu. R. Shabadi. A. Deschamps. M. Suery.S. Mattei. D. Grevey. E. Cicala. Dissimilar material joining using laser(aluminum to steel using zinc-based filler wire). *Optics and Laser Technology*, (39) :652–661, 2007.

- [36] C. Dharmendra. K.P. Rao. J. Wilden. S. Reich. Study on laser welding–brazing of zinc coated steel to aluminum alloy with a zinc based filler. *Materials Science and Engineering*, (A528) :1497–1503, 2011.
- [37] G. Liedl. R. Bielak. J. Ivanova. N. Enzinger. G. Figner. J. Bruckner. H. Pasic. M. Pudar. S. Hampel. Joining of aluminum and steel in car body manufacturing. *Physics Procedia*, (12) :150–156, 2011.
- [38] H. Zhang. J. Liu. Microstructure characteristics and mechanical property of aluminum alloy/stainless steel lap joints fabricated by mig welding–brazing process. *Materials Science and Engineering*, (A 528) :6179–6185, 2011.
- [39] Y. Su. X. Hua. Y. Wu. Effect of input current modes on intermetallic layer and mechanical property of aluminum–steel lap joint obtained by gas metal arc welding. *Materials Science and Engineering A*, (578) :340–345, 2013.
- [40] H. Dong. L. Yang. C. Dong. S. Kou. Improving arc joining of al to steel and al to stainless steel. *Materials Science and Engineering*, (534) :424–435, 2012.
- [41] H. Dong. W. Hu. Y. Duan. X. Wang. C. Dong. Dissimilar metal joining of aluminum alloy to galvanized steel with al–si, al–cu, al–si–cu and zn–al filler wires. *Journal of Materials Processing Technology*, (212) :458–464, 2012.
- [42] J. E. Nicholls. Hot dipped aluminium coatings. *Anti Corrosion Methods and Materials*, (10) :11–16, 1964.
- [43] J.C. Viala. M. Peronnet. F. Barbeau. F. Bosselet. J. Bouix. Interface chemistry in aluminium alloy castings reinforced with iron base inserts. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, (33) :1417–1420.
- [44] J.L. Song. S.B. Lin. C.L. Yang. C.L. Fan. Effects of si additions on intermetallic compound layer of aluminum–steel tig welding–brazing joint. *Materials Science and Engineering*, (488) :217—222, 2009.
- [45] J. Fan. C. Thomy. F. Vollertsen. Effect of thermal cycle on the formation of intermetallic compounds in laser welding of aluminum-steel overlap joints. *Physics Procedia*, (12) :134—141, 2011.

- [46] B. Rattana . T. Yachi. Y. Miyashita. Y. Mutoh. Suppression of intermetallic reaction layer formation by controlling heat flow in dissimilar joining of steel and aluminum alloy. *Materials Science and Engineering*, (A467) :108—113, 2007.
- [47] G. Sierra. P. Peyr. F. Deschaux Beaume. D. Stuart. G. Fras. Steel to aluminium key-hole laser welding. *Materials Science and Engineering*, (A447) :197–208, 2007.
- [48] M.J. Torkamany. S. Tahamtan. J. Sabbaghzadeh. Dissimilar welding of carbon steel to 5754 aluminum alloy by nd yag pulsed laser). *Materials and Design*, (31) :458–465, 2010.
- [49] S. Yan. Z. Hong. T. Watanabe. T. Jingguo. Cw/pw dual-beam yag laser welding of steel/aluminum alloy sheets. *Optics and Lasers in Engineering*, (48) :732–736, 2010.
- [50] G. Sierra. *Etude métallurgique et mécanique de l'assemblage hétérogène Acier-Aluminium par les procédé laser et TIG. Thèse de doctorat. Université Montpellier II*, 2006.
- [51] A. Mathieu. S. Pontevicci. J. Viala. E. Cicala. S. Mattei. D. Grevey. Laser brazing of a steel/aluminium assembly with hot filler wire (88% al, 12% si). *Materials Science and Engineering*, (435-436) :19–28, 2006.
- [52] H. Dong. C. Liao. L. Yang. C. Dong. Effects of post-weld heat treatment on dissimilar metal joint between aluminum alloy and stainless steel. , *Materials Science and Engineering*, (550) :423– 428, 2012.
- [53] D.R. Andrews. Joining aluminium to mild steel by argon arc welding. *British Welding Journal*, (12) :650–658, 1962.
- [54] Y. Su. X. Hua. Y. Wu. Influence of alloy elements on microstructure and mechanical property of aluminum–steel lap joint made by gas metal arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*, (214) :750–755, 2014.
- [55] S.B. Lin. J.L. Song. C.L. Yang. C.L. Fan. D.W. Zhang. Brazability of dissimilar metals tungsten inert gas butt welding–brazing between aluminum alloy and stainless steel with al–cu filler metal. *Materials and Design*, (31) :2637–2642, 2010.



- [56] L. Agudo. D. Eyidi. C. Schmaranzer. E. Arenholz. N. Jank. J. Bruckner. R. Pyzalla. Intermetallic fexaly phases in a steel/al-alloy fusion weld. *Journal of Materials Science*, (42) :4205–4214, 2007.
- [57] Enno Arenholz. Juergen Wagner. Heinz Hackl. Jürgen Bruckner. A. R. Pyzalla L. Agudo. S. Weber. H. Pinto. Study of microstructure and residual stresses in dissimilar al/steels welds produced by cold metal transfer. *Materials Science Forum*, (571) :347–353, 2008.
- [58] H. Hackl H.T. Zhang. J.C. Feng.P.He. Interfacial microstructure and mechanical properties of aluminium–zinc-coated steel joints made by a modified a metal inert gas welding–brazing process. *Materials Characterization*, (58) :288—292, 2007.
- [59] H.T. Zhang. J.C. Feng.P.He. B.B. Zhang. J.M. Chen.L.Wang. The arc characteristics and metal transfer behaviour of cold metal transfer and its use in joining aluminium to zinc-coated steel. *Materials Science and Engineering A*, (499) :111–113, 2009.
- [60] J. Lin. N. Ma. Y. Lei. H. Murakawa. Shear strength of cmt brazed lap joints between aluminum and zinc-coated steel. *Journal of Materials Processing Technology*, (213) :1303–1310, 2013.
- [61] S. Yang. J. Zhang. J. Lian. Y. Lei. Welding of aluminum alloy to zinc coated steel by cold metal transfer. *Materials and Design*, (49) :602–312, 2013.
- [62] J.H. Chen. Pei-Chung Wang R. Cao.Gang Yu. Cold metal transfer joining aluminum alloys-to-galvanized mild steel. *Journal of Materials Processing Technology*, (213) :1753–1763, 2013.
- [63] R. Cao. Q. Huang. J.H. Chen. P.C. Wang. Cold metal transfer spot plug welding of aa6061-t6-to-galvanized steel for automotive applications. *Journal of Alloys and Compounds*, (585) :622–632, 2014.
- [64] J. Chapuis. *Une approche pour l'optimisation des opérations de soudage à l'arc. Thèse de doctorat.* LMGC Université de Montpellier II, 2011.
- [65] F. Rousselin. *Réalisation d'un banc de soudage instrumenté et asservi. Thèse de Master.* INSA LYON, 2006.
- [66] Fronius. soudage cmt. In *http ://www.fronius.com*, 2009.

- [67] hks prozesstechnik. <http://www.hks-prozesstechnik.de/en/products/sensors/>, 2005.
- [68] ArcelorMittal. *Aciers pour formage à froid. Fiche technique*, 2013.
- [69] NF EN 10209. *Produits plats laminés à froid en acier doux pour émaillage par vitrification - Conditions techniques de livraison*, 2013.
- [70] <http://www.kobelco-welding.jp/education-center/Fundamentals>.
- [71] A. Lesnewich. Control of melting rate and metal transfer in gas shielded metal arc welding. part i - control of electrode melting rate. *Welding Journal*, (37) :418–425, 1958.
- [72] H. Waszink. J. P. M. Van Den Heuvel. Heat generation and heat flow in the filler metal in gma welding. *Welding Journal*, (61) :269–280, 1982.
- [73] I. J. Polmear. *Light Alloys - Metallurgy of the Light Metals. 3rd edition*. Wiley, 1995.
- [74] J. Charbonnier. Gaz dans les alliages d'aluminium de fonderie. *Techniques De l'ingénieur*, 1991.
- [75] M. Gatzen. T. Radel. C. Thomy. F. Vollertsen. Wetting behavior of eutectic al-si droplets on zinc coated steel substrates. *Journal of Materials Processing Technology*, (214) :123–131, 2014.
- [76] Y. Zhou. Q. Lin. Wetting of galvanized steel by al 4043 alloys in the first cycle of cmt process. *Journal of Alloys and Compounds*, (589) :307–313, 2014.
- [77] V. Raghavan. Section ii : Phase diagram evaluations al-fe-si (aluminum-iron-silicon). *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, (2) :1547–7037, 2009.
- [78] M. Gatzen. T. Radel. C. Thomy. F. Vollertsen. The role of zinc layer during wetting of aluminium on zinc-coated steel in laser brazing and welding. *Physics Procedia*, (56) :730 – 739, 2014.
- [79] C. Bolis. *Etude numérique et expérimentale de la séparation par chocs brefs d'interface de revêtements multi-couches. Application au test d'adhérence par chocs laser. Thèse de doctorat*. Université de Poitiers, 2004.
- [80] M. Dal S. Pouzet P. Sallamand I. Tomashchuk P. Peyre, L. Berthe. Generation and characterization of t40/a5754 interfaces with lasers. *Journal of Materials Processing Technology*, (214) :1946–1953, 2014.

- [81] D. Rosenthal. Théorie mathématique de la répartition de la chaleur du soudage et de coupage. *Welding Journal*, (5) :220–234, 1941.
- [82] N. Ryklin. Calcul du processus thermique en soudage. *Edit Moscou*, 1960.
- [83] S. Tanaka. Répartition de la température dans les tôles soudées. *Journal of the Japon Welding Society*.
- [84] K. Poorhaydari. B. M. Patchett. D. . Ivey. Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness. *Supplement To The Welding Journal*, 2005.
- [85] N. Kerrouault. *Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique stabilisé au titane. Thèse de doctorat*. Ecole Central Paris, 2000.
- [86] L. Theodore. B. Adrienne. S. Lavine. P.Incropera. P. Dewitt. *Fundamentals of Heat and Mass Transfer. 7th editon*. Willy and Sons, 2002.
- [87] M. Yousaf. J. Iqbal. M. Ajmal. Variables affecting growth and morphology of the intermetallic layer (fe2al5). *Materials characterization*, (62) :517– 525, 2011.

---

## TABLE DES FIGURES

I.1	Classification des procédés de soudage. . . . .	16
I.2	Les différentes zones caractéristiques d'une soudure par fusion [4]. . . . .	18
I.3	Installation de soudage MIG [5]. . . . .	20
I.4	Représentation schématique de l'arc électrique et de la variation de tension [7]. . . . .	21
I.5	Transfert par court-circuit [8]. . . . .	22
I.6	Transferts de métal par pulvérisation [8] : (a) Transfert par pulvérisation axiale, (b) Transfert par veine liquide droite, (c) Transfert par veine liquide rotative. . . . .	23
I.7	Transfert globulaire [8]. . . . .	24
I.8	Carte des modes de transfert de métal en soudage MIG [8]. . . . .	24
I.9	Principe du procédé ForceArc et visualisation du transfert de métal [11]. . . . .	26
I.10	Forme d'onde du courant de soudage associée au régime de transfert STT [12]. . . . .	26
I.11	Formes d'ondes du courant I et de la tension U, et vitesse de dévidage du fil VD lors d'un cycle de transfert de goutte avec le procédé CMT [16]. . . . .	28
I.12	Diagramme de phase Fe-Al [17]. . . . .	29
I.13	Comportement en compression des intermétalliques Fe-Al [19]. . . . .	30
I.14	Mécanisme de formation et de croissance de la couche de réaction. . . . .	32

I.15	Morphologie de la couche de réaction Fe-Al [21]. . . . .	33
I.16	Effet de la teneur de Si dans l'aluminium sur l'épaisseur de couche de réaction formée après 180 s à 700°C [22]. . . . .	34
I.17	Cartographie des phases formées lors de l'immersion d'un acier à 700°C pendant 180 s dans un bain Al-5Si [22]. . . . .	35
I.18	Configuration de soudage en transparence [47]. . . . .	36
I.19	Coupes transversales de cordons obtenus en soudage laser par transparence en configuration acier sur aluminium (a) cordon à faible pénétration, (b) cordon à forte pénétration, (c) détail de la zone d'interface cordon/aluminium [47]. . . . .	37
I.20	(a) Configuration de l'assemblage "à double faisceau", (b) morphologie "en racine" de l'interface [49]. . . . .	39
I.21	Configuration d'assemblage à clin par soudo-brasage laser [31]. . . . .	39
I.22	Les différents modes de rupture observés lors d'un essai de traction transversale (a), (b) rupture par cisaillement de la couche de réaction, (c) rupture dans la zone fondue ou dans la ZAT de l'aluminium [50]. . . . .	40
I.23	Corrélation entre la géométrie de cordon et sa résistance à la traction en soudo-brasage à clin avec métal d'apport Zn-15Al [35]. . . . .	42
I.24	Configuration de soudo-brasage en angle pour augmenter la surface de liaison [51]. . . . .	43
I.25	Configuration de soudo-brasage bout-à-bout [32]. . . . .	43
I.26	Configuration de soudage TIG par transparence en position "plafond" [50].	44
I.27	Configuration de soudo-brasage MIG à clin [38]. . . . .	44
I.28	Configuration de soudo-brasage TIG en position bout-à-bout, et (b) macrographie de cordon obtenu [44]. . . . .	46
I.29	Comparaison du mouillage de l'aluminium (a) sur acier inoxydable revêtu par aluminisation, et (b) sur acier galvanisé [38]. . . . .	46
I.30	Principe du soudage TIG à clin assisté par ultrasons [40]. . . . .	47
I.31	Forme d'onde de courant en mode alternatif à double pulsation [54]. . . . .	48
I.32	Configuration d'assemblage retenue pour évaluer l'effet de jeu inter-tôle et de l'offset [61]. . . . .	49

II.1	Représentation schématique de la plateforme expérimentale . . . . .	54
II.2	Principaux éléments du poste MIG-CMT [66]. . . . .	56
II.3	Fixation du capteur de vitesse sur le dévidoir de la torche. . . . .	57
II.4	Dispositif expérimental de visualisation des transferts. . . . .	58
II.5	(a) Microstructure de l'acier DC01, (b) épaisseur de revêtement de l'acier DC01 galvanisé (microscopie optique). . . . .	59
II.6	Géométrie des éprouvettes et du support d'essai. . . . .	61
II.7	Evolution des signaux de tension et d'intensité correspondant (a) au ré- gime de transfert par court-circuit classique [70], et (b) au régime de trans- fert CMT. . . . .	63
II.8	Cycle électrique montrant les phases du transfert de métal en CMT. . . . .	64
II.9	Images du transfert de métal et signaux de courant associés en CMT. . . . .	65
II.10	(a) Goutte formée avant le court circuit, et (b) métal resté attaché à l'ex- trémité du fil après le détachement de la goutte. . . . .	66
II.11	Evolution de la vitesse de fil et de l'intensité de soudage au cours d'une période de transfert de métal en CMT. . . . .	67
II.12	Cycle de transfert de métal en MIG-CMT. . . . .	67
II.13	Formes d'onde caractéristiques du cycle de transfert en CMT [16]. . . . .	68
II.14	Les différents types de formes d'ondes délivrées par le procédé CMT, et géométrie des gouttes formées à l'extrémité du fil. . . . .	71
II.15	Evolution de l'intensité moyenne et de la tension des trois phases du trans- fert CMT pour les différents essais. . . . .	72
II.16	Evolution de la durée des trois phases du transfert CMT et de la fréquence de court-circuit pour les différents essais. . . . .	74
II.17	Vitesses de dévidage (descente) et de retrait (montée) du fil pour les dif- férents essais. . . . .	75
II.18	Puissances moyennes calculées pour les différents essais. . . . .	75
II.19	Evolution des énergies linéiques pour les différents essais. . . . .	76
II.20	Evolution du taux de dépôt pour les différents essais. . . . .	77
II.21	Comparaison de la masse des gouttes déposées à chaque court-circuit, obtenus par pesée et calculés à partir de techniques d'analyse d'image. . . . .	79

II.22 Evolution de la masse de la goutte formée à l'extrémité du fil au cours du cycle de transfert CMT, estimé par analyse d'image. . . . .	79
II.23 Relation entre l'énergie linéique, la largeur et la régularité des différents dépôts. . . . .	80
II.24 Aspect général des dépôts. . . . .	81
II.25 Analyse par EDS de la teneur en Zn à la surface d'un dépôt irrégulier. . .	81
II.26 Comparaison des distributions d'épaisseurs d'intermétalliques pour les quatre essais retenus. . . . .	83
II.27 Evolution du taux de dépôt en fonction de l'intensité moyenne. . . . .	84
II.28 Evolution de la vitesse de fusion en fonction de l'intensité d'arc moyenne, en supposant que la fusion se produit uniquement pendant la phase d'arc. . . . .	85
II.29 Rapport entre l'énergie de soudage et la masse de métal déposé pour les différents essais. . . . .	86
III.1 Schéma des différents stades de précipitation des alliages d'aluminium : (a) solution solide, (b) zone GP cohérente, (c) précipités cohérents ou semi-cohérents $\beta'$ , (d) précipités incohérents $\beta$ . . . . .	90
III.2 Microstructure de l'alliage 6016-T4. . . . .	91
III.3 Configuration géométrique des assemblages acier/aluminium. . . . .	92
III.4 Les deux types de forme d'onde retenus pour les essais d'assemblage, (a) type 1 correspondant à une pulsation de durée et d'intensité moyennes, et (b) type 2 correspondant à une pulsation de forte intensité et de courte durée. . . . .	93
III.5 (a) prélèvement des trois échantillons pour l'observation micrographique des coupes transverses, et (b) échantillon enrobé. . . . .	94
III.6 (Aspect général des assemblages acier/aluminium correspondant (a) à l'essai 2, et (b) à l'essai 4. . . . .	96
III.7 (Cordon obtenu lors de l'essai 9 ( $V_s= 45$ cm/min et $P=356W$ )). . . . .	96
III.8 Cordon obtenu lors de l'essai 4 ( $V_S = 30$ cm/min et $P = 356$ W. . . . .	97
III.9 Coupe transversale d'un assemblage acier/aluminium à clin (essai 5). . . . .	97
III.10 Macrographie des différentes zones d'un cordon. . . . .	98



III.11 Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium en fonction de la température [74]. . . . .	99
III.12(a) Porosité due à l'hydrogène dans la partie supérieure de la zone fondue, (b) zone riche en Zn sur la surface d'une porosité formée à l'interface cordon/acier. . . . .	99
III.13 Comparaison des densités de porosité observées dans la partie supérieure des cordons, (a) pour l'essai 2, et (b) pour l'essai 4. . . . .	100
III.14 Caractéristiques géométriques des cordons. . . . .	100
III.15 Evolution de l'angle de mouillage $\alpha$ en fonction de la puissance moyenne, pour une vitesse de soudage de 30 cm/min. . . . .	101
III.16 Evolution de la largeur L de la zone fondue, (a) en fonction de la puissance moyenne, et (b) en fonction du taux de dépôt. . . . .	102
III.17 Evolution de la hauteur H de la zone fondue en fonction de la puissance moyenne. . . . .	103
III.18 Profils des cordons de soudure obtenus pour une même puissance et différentes vitesses de soudage (essais 4, 8 et 10). . . . .	103
III.19 Micrographies optiques des différentes zones du cordon : (1) pied de cordon, (2) interface cordon/acier, (3) zone de transition aluminium/cordon, (4) cœur du cordon. . . . .	105
III.20 Evolution de l'épaisseur de couche de réaction le long de l'interface (essai 5). . . . .	106
III.21 Comparaison des couches de réaction obtenues (a) pour l'essai 2 (forme d'onde de type 1), et (b) pour l'essai 5 (forme d'onde de type 2) (MEB). . . . .	106
III.22 Distribution d'épaisseurs de couche de réaction le long de l'interface des cordons réalisés avec la vitesse de soudage de 30 cm/min. . . . .	108
III.23 Evolution de l'épaisseur maximale d'intermétallique avec la puissance moyenne de soudage, à vitesse de soudage constante (30 cm/min). . . . .	109
III.24 Composition chimique de différentes zones de la couche de réaction (analyses EDS). . . . .	110
III.25 Domaines de stabilité des phase Fe-Al [18], et coupe isotherme du diagramme de phase ternaire FeAlSi à 727°C [77]. . . . .	111

III.26(a) Micrographie montrant la ligne de filiation de composition chimique, et filiations de composition chimique réalisées par microsonde, (b) pour l'essai 4, (c) pour l'essai 10. . . . .	112
III.27 Zone riche en zinc en pied de cordon. . . . .	113
IV.1 (a) Prélèvement des éprouvettes pour les essais de traction monotone et cyclique, et (b) positionnement de l'éprouvette pour les essais. . . . .	117
IV.2 Machine de traction utilisée pour les essais. . . . .	117
IV.3 Rotation de l'éprouvette pendant l'essai de traction transverse. . . . .	118
IV.4 (a) Chargement sinusoïdal appliqué au cours de l'essai de fatigue, (b) courbe caractéristique de traction monotone. . . . .	119
IV.5 Courbes de traction des matériaux de base (a) 6016-T4, (b) 1050, (c) acier DC01. . . . .	120
IV.6 (a) Courbe de traction d'un assemblage acier/aluminium 1050 réalisé à la vitesse de 50 cm/min et (b) localisation de la rupture. . . . .	121
IV.7 (a) Courbes de traction sur assemblages et localisation de la rupture dans les assemblages réalisés avec une vitesse de soudage (b) de 50 cm/min, (c) de 40 cm/min, (d) de 30 cm/min. . . . .	122
IV.8 Images vidéo de l'essai de traction montrant la rotation de l'éprouvette pendant l'essai et l'apparition de la rupture. . . . .	123
IV.9 (a) Défauts en racine de cordon, (b) localisation de la rupture du cordon, (c) faciès de rupture (éprouvette réalisée avec une vitesse de 30cm/min). . . . .	124
IV.10 Observation au MEB du faciès de rupture de l'assemblage correspond à la vitesse de soudage de 30 cm/min. . . . .	124
IV.11 Rotation de l'interface de liaison au moment de l'amorçage de la rupture dans les assemblages réalisés à la vitesse de soudage (a) de 30 cm/min, (b) de 40 cm/min, et (c) de 50 cm/min. . . . .	125
IV.12 (a) Macrographie de cordon réalisé à la vitesse de 40 cm/min avant rupture, (b) zone de rupture du cordon, (c) faciès de rupture. . . . .	126
IV.13 Macrographie de cordon réalisé à la vitesse de 50 cm/min, (a) avant la rupture, et (b) après la rupture. . . . .	126

IV.14 Macrographie des faciès de rupture : (a) coté acier, (b) coté aluminium, (c) analyses chimiques correspondantes. . . . .	127
IV.15 Résistance linéique des assemblages acier/aluminium en fonction de la taille maximale de défaut à l'interface (mesurée sur les faciès de rupture). . . . .	128
IV.16 Evolution des cycle d'hystérésis de l'essais de fatigue sous chargement maximal de 180 N/mm, sur l'assemblage $V_{50}$ . . . . .	131
IV.17 Courbe de traction cyclique. . . . .	131
IV.18 Courbes de traction cyclique des assemblages sous différents chargements maximum : (a) $V_{30}$ , (b) $V_{40}$ , (c) $V_{50}$ . . . . .	133
IV.19 Courbes de traction cyclique des trois types d'assemblages sous même chargement : (a) $F_e$ , (b) $0,7F_e$ . . . . .	134
IV.20 Evolution du déplacement en fonction du nombre de cycles au cours des essais de fatigue sous un même chargement : (a) $F_e$ , (b) $0,7 F_e$ . . . . .	136
IV.21 Durée de vie des différents assemblages sous même chargement : (a) $F_e$ , (b) $0,7 F_e$ . . . . .	137
IV.22 Courbes de Wöhler des différents assemblages. . . . .	138
IV.23 Localisation de la rupture en fatigue des assemblages sous différents chargements. . . . .	139
IV.24 Faciès de rupture caractéristique observé au MEB après rupture en fatigue (coté aluminium). . . . .	140
IV.25 Configuration de l'essai d'adhérence par choc laser [80]. . . . .	142
IV.26 Exemple de profil de pression modélisé, appliqué au centre de la cible. . . . .	144
IV.27 (a) Profils des vitesses de surface libre envers mesuré par VISAR sur tôle d'acier galvanisé et calculé par simulation numérique, et (b) diagramme temps-position montrant le parcours des ondes de choc et de détente dans l'éprouvette d'acier. . . . .	145
IV.28 Profil de pression calculé par simulation numérique dans l'éprouvette d'acier galvanisé 48 ns après le choc laser, pour une densité de puissance laser de $5 \text{ GW/cm}^2$ . . . . .	146

IV.29	Profils de vitesse mesurés dans l'assemblage et simulés, (a) avec une densité de puissance laser de $1,8 \text{ GW/cm}^2$ correspondant à une pression maximale appliquée de $2,7 \text{ GPa}$ , et (b) avec une densité de puissance laser de $3,9 \text{ GW/cm}^2$ correspondant à une pression maximale appliquée de $4 \text{ GPa}$ .	147
IV.30	Evolution de la contrainte normale au plan de l'interface, au centre de l'interface. . . . .	148
IV.31	Synthèse des essais de chocs laser sur assemblages et identification de la contrainte de rupture. . . . .	148
V.1	Schéma des éprouvettes et position des perçages pour les thermocouples.	152
V.2	Système de bridage de l'éprouvette. . . . .	153
V.3	Comparaison des enregistrements de températures pour les quatre thermocouples utilisés avec la forme d'onde de l'essai n° 5. . . . .	154
V.4	Comparaison des cycles de température enregistrés pour différentes formes d'ondes. . . . .	155
V.5	Définition des coordonnées, pour une source de chaleur se déplaçant à vitesse constante $v$ . . . . .	157
V.6	Ecoulement schématique de la chaleur dans le cas du soudage de produits minces. . . . .	157
V.7	Comparaison des cycles de refroidissement enregistrés et calculés à l'aide de la solution approchée de la relation (V.6) pour les conditions de soudage des essais 5, 6, 7, 12, 13, 14. . . . .	159
V.8	Comparaison des cycles de refroidissement calculés pour différentes conditions de soudage. . . . .	160
V.9	Géométrie du problème. . . . .	162
V.10	Coupe transverse de cordon obtenu lors du dépôt d'aluminium 4043 sur la tôle d'acier. . . . .	163
V.11	Maillage de l'éprouvette. . . . .	163
V.12	Représentation schématique de la distribution de puissance du modèle double gaussienne. . . . .	164

V.13 Conditions aux limites appliquées sur les différentes surfaces de l'éprouvette. . . . .	166
V.14 Répartition des températures (°K) à la surface de la tôle d'acier de l'essai 4.	169
V.15 Comparaison expérience-simulation de la distribution de l'épaisseur de la couche de réaction pour l'essai 5. . . . .	170
V.16 Comparaison expérience-simulation du cycle thermique de l'essai 5. . . .	170
V.17 Comparaison des cycles thermiques calculés numériquement au centre de la tôle d'acier, à 0,2 mm sous la surface de contact avec l'aluminium déposé, pour les différents essais. . . . .	171
V.18 Comparaison des répartitions d'épaisseur de couche de réaction (a) mesurées et (b) calculées. . . . .	172
V.19 Evolution du rendement en fonction de la puissance moyenne et du type de forme d'onde. . . . .	173



---

# LISTE DES TABLEAUX

I.1	Caractéristiques des différentes phases Fe-Al [18] . . . . .	30
II.1	Composition chimique de l'acier DC01 [69] . . . . .	59
II.2	Composition chimique de l'alliage d'aluminium 4043 (d'après EN ISO 18273) . . . . .	60
II.3	Paramètres de soudage retenus pour les différents essais . . . . .	69
III.1	Composition des alliages d'aluminium utilisés (teneurs maximales en masse)	91
III.2	Paramètres de soudage retenus pour l'assemblage acier/aluminium . . . . .	93
IV.1	Caractéristiques mécaniques des matériaux de base . . . . .	120
IV.2	Caractéristiques mécaniques en traction monotone et niveaux de contraintes maximales de fatigue retenus pour les différents assemblages testés . . . . .	129
IV.3	Déplacement au début de l'endommagement $d_{en}$ et à la rupture $d_{max}$ pour les différents assemblages testés . . . . .	135
IV.4	Caractéristiques mécaniques des matériaux utilisées pour la simulation numérique . . . . .	143
V.1	Paramètres de forme d'onde choisis pour les essais instrumentés . . . . .	153
V.2	Mesure des temps de refroidissement de 500 à 300°C sur les thermo- grammes et rendements calculés à l'aide de la relation (V.7). . . . .	158
V.3	Paramètres du modèle retenus pour les différents essais . . . . .	165

V.4	Propriétés thermo-physiques de l'acier DC01 [86] . . . . .	166
V.5	Paramètres de la source de chaleur utilisés pour modéliser les différents essais de soudage après calage . . . . .	173



---

## RESUME

Les assemblages acier-aluminium de tôles minces (0,8 à 2 mm) ont été beaucoup étudiés au début des années 2000 pour des applications automobiles, dans la perspective d'alléger les véhicules (projet européen Super Light Car). Dans ce contexte, le présent travail est réalisé en vue d'étudier les possibilités d'assemblage hétérogène acier-aluminium par la nouvelle variante du procédé de soudage MIG connue sous l'appellation CMT (Cold Metal Transfer). La première partie de l'étude est consacrée à la compréhension du principe de fonctionnement de ce procédé, en utilisant une plateforme équipée d'un système d'acquisition de données permettant les mesures synchronisées de tension, intensité, vitesse fil et d'images vidéo prises par une caméra rapide. Dans une seconde partie, nous présentons les caractéristiques métallurgiques des assemblages acier/aluminium réalisés en configuration à clin avec des jeux de paramètres couvrant toute la plage étudiée dans la partie précédente. On s'intéresse plus particulièrement à la zone créant la liaison entre l'acier et l'aluminium. Dans une troisième partie, la tenue mécanique des assemblages est évaluée par des essais de traction transverse quasi-statique et sous chargement cyclique. La résistance à rupture de la couche de réaction est aussi évaluée par une technique originale, habituellement dédiée à l'évaluation de l'adhérence des revêtements par choc laser. Enfin, nous proposons une nouvelle méthode pour estimer le rendement du procédé CMT basée sur la simulation numérique par éléments finis de l'évolution des champs de température lors du dépôt d'un cordon d'aluminium sur un substrat d'acier galvanisé, couplée à la modélisation de la croissance de la couche de réaction formée le long de l'interface acier/aluminium.

---

## TITLE

Study of the influence of welding parameters on the microstructure and the mechanical behavior of steel-aluminum joints obtained by MIG- CMT arc welding.

---

## ABSTRACT

Joining of steel- aluminum thin sheets (0.8 to 2 mm) has been extensively studied in the beginning of 2000 years for automotive applications, in a regard to reduce vehicle weight (European Project Super Light Car). In this context, this work is carried out to study the possibilities of dissimilar steel-aluminum assembly by the new variant of the MIG welding process known as CMT (Cold Metal Transfer). The first part of the study is devoted to understand the operating principle of this process, using a platform equipped with a data acquisition system for synchronized measurements of voltage, current, speed wire feed and video images taken by a speed camera. In a second part, we present the metallurgical properties of steel-aluminum joints made in lap configuration with parameter sets covering the entire range studied in the previous section. We are especially interested in the area creating the connection between steel and aluminum. In the third part, the mechanical proprieties of connections are evaluated by quasi-static transverse tensile tests and under cyclic loading. The breaking strength of the reaction layer is also evaluated by an original technique, usually dedicated to the evaluation of the adhesion of coatings by laser shock. Finally, we propose a new method to estimate the efficiency of the CMT process based on the finite element numerical simulation of the evolution of temperature fields during the deposition of an aluminum weld on a galvanized steel substrate, coupled with modeling of the growth of the reaction layer formed along the steel / aluminum interface.

---

## DISCIPLINE

Mécanique, Génie Mécanique, Génie Civil

---

## MOTS-CLES

Assemblage, acier, aluminium, soudage CMT, traction, fatigue, couche de réaction, choc laser, rendement, modélisation.

---

## INTITULE ET ADRESSE DU LABORATOIRE

Laboratoire de Mécanique et Génie Civil  
UMR UM2-CNRS 5508  
cc048 Place Eugène Bataillon  
34095 Montpellier Cedex 5