

# Thèse de Doctorat

**Fabrice CHAUSSÉ**

*Mémoire présenté en vue de l'obtention du  
grade de Docteur de l'Université de Nantes  
sous le label de L'Université Nantes Angers Le Mans*

École doctorale : 3MPL

Discipline : Sciences des Matériaux

Spécialité : Métallurgie

Unité de recherche : Institut des Matériaux IMN Jean Rouxel (IMN UMR 6502)

Soutenue le 18/12/2015

## Etudes expérimentale et par simulation du comportement d'un acier laminé thermomécaniquement lors du soudage hybride laser-arc monocathode et bicathodes

### JURY

Rapporteurs :	<b>Frédéric DESCHAUX BEAUME</b> , Professeur, Université de Montpellier 2 <b>Patrice PEYRE</b> , Directeur de Recherche CNRS, ENSAM
Examineurs :	<b>Simone MATTEI</b> , Professeur, Université de Bourgogne <b>Guillaume RÜCKERT</b> , Docteur - Ingénieur de Recherche, DCNS Research <b>Wolfgang KNAPP</b> , Professeur, Université de Nantes <b>Muriel CARIN</b> , Maître de Conférences HDR, Université de Bretagne-Sud <b>Emmanuel BERTRAND</b> , Maître de Conférences, Université de Nantes
Invité(s) :	<b>Laurent DUBOURG</b> , Docteur - Ingénieur de Recherche, Institut Maupertuis
Directeur de Thèse :	<b>Pascal PAILLARD</b> , Professeur, Université de Nantes



# Remerciements

Ces travaux ont été réalisés dans le cadre de la chaire MAPEPAS, grâce au financement de l'IRT Jules Verne, de DCNS Research, du Centre National de Recherche Scientifique de l'Université de Nantes et de l'Université de Bretagne Sud. Je remercie l'ensemble de ces partenaires pour leur soutien.

Merci à Simone MATTEÏ d'avoir accepté de présider ce jury de thèse, à Patrice PEYRE et Frédéric DESCHAUX BEAUME pour leurs conseils avisés en tant que rapporteurs et à Wolfgang KNAPP pour sa présence en qualité d'examineur.

Un grand merci aux membres de la chaire MAPEPAS notamment :

- Pascal PAILLARD, mon directeur de thèse, ainsi que Muriel CARIN et Emmanuel BERTRAND, mes encadrants, pour leur soutien, leur réactivité et la confiance qu'ils m'ont apporté durant ces trois années. Ils ont su répondre présents dans les moments difficiles et ont ouvert des voies de recherche passionnantes par les échanges de qualité que nous avons eu. Ce fut un honneur et un plaisir de travailler sous leur direction durant cette thèse.
- Les équipes du LiMatB de Lorient pour leur accueil sur les aspects de simulation numérique du soudage. Remerciements spéciaux à Constant RAMARD pour les mesures thermophysiques.
- Guillaume RÜCKERT pour m'avoir suivi et conseillé de manière toujours pertinente durant ces travaux, ainsi que pour la validation des orientations scientifiques et industrielles du manuscrit.

L'ensemble des essais de soudage a été réalisé au sein de l'Institut Maupertuis. Je souhaite ici apporter ma gratitude à Romain CORNÉE, David LE MAITRE et Laurent DUBOURG pour leur professionnalisme, la qualité de leur accueil et le travail effectué.

Merci à l'IRT Jules Verne et notamment Linda ALLAL GAZZIO, Brigitte LE GALLOUDEC, Marion ALLART, Charlotte FOUCHÉ et Céline PUENTE LELIEVRE. Merci également à Alexandre BENOIT et aux doctorants « pionniers » de l'IRT pour les nombreux conseils échangés.

Je tiens à remercier l'ensemble des équipes du laboratoire IMN présentes sur le site de la Chantrerie pour la parfaite ambiance de travail (détendue et extrêmement professionnelle) et tout particulièrement Arnaud GIRAUDET pour m'avoir supporté tous les jours durant ces trois ans. Je remercie également Fanch GUILLOU, Jean-Francois BERTHELOT et Dominique LAFON pour la préparation des pièces nécessaires aux nombreux essais réalisés durant cette thèse ainsi que Yann BORJON-PIRON pour les observations MEB. Merci à Rachel-Claude NGUIDJOL et Pierre FENETAUD pour le travail important, en terme de qualité et de quantité, effectué durant leurs stages respectifs.

Un grand merci à mes proches, famille et amis, qui m'ont soutenu dans ce marathon et m'ont permis de me ressourcer et de déconnecter lorsque j'en ai eu besoin. Merci à mes neveux, nièces et filleule, pour le sourire qu'ils me procurent. Je remercie particulièrement ma mère, Françoise LEGAL, pour son positivisme sans faille et son soutien.

A toutes les personnes qui, de près comme de loin, ont contribué à réaliser ce projet.





# Table des matières

Introduction.....	1
Chapitre 1 : Étude bibliographique .....	3
1.1. Les aciers .....	3
1.1.1. Variétés allotropiques du fer et constituants des aciers.....	4
1.1.1.1. Différentes variétés allotropiques du fer .....	4
1.1.1.2. Constituant des aciers .....	4
1.1.2. Aciers à Haute Limite d'élasticité (HLE).....	5
1.1.3. Le laminage thermomécanique.....	6
1.1.3.1. Conséquences mécaniques d'une faible taille de grain .....	7
1.1.4. Acier S460ML.....	8
1.1.4.1. Soudabilité de l'acier S460ML .....	10
1.2. Généralités sur le soudage .....	11
1.2.1. Procédés à l'arc .....	12
1.2.1.1. Procédé TIG .....	12
1.2.1.2. Procédés MIG et MAG .....	13
1.2.2. Procédé laser .....	16
1.2.2.1. Principe de création du faisceau laser.....	16
1.2.2.2. Aspect économique .....	18
1.2.2.3. Principe du soudage laser.....	19
1.3. Procédé hybride laser-MAG .....	21
1.3.1. Présentation .....	21
1.3.2. Avantages et inconvénients du soudage hybride .....	22
1.3.3. Paramètres opératoires.....	22
1.3.4. Historique du procédé.....	26
1.3.5. Soudage hybride laser-arc dans l'industrie navale.....	27
1.3.6. Aspect économique.....	28
1.3.7. Phénomènes physiques.....	28
1.3.8. Défectologie .....	29
1.3.8.1. Caniveaux .....	29
1.3.8.2. Porosités .....	30
1.3.8.3. Fissuration de solidification (fissuration à chaud).....	31
1.3.8.4. Humping .....	31

1.3.8.5.	Dropping.....	32
1.3.9.	Soudage hybride multicathodes.....	33
1.3.10.	Intérêt de l'étude.....	37
Chapitre 2 : Dispositifs expérimentaux.....		39
2.1.	Equipements de soudage.....	39
2.2.	Soudage hybride bicathodes.....	41
2.3.	Préparation métallographique.....	42
2.4.	Microduromètre.....	43
2.5.	Essais Charpy.....	44
2.6.	Essais de traction.....	45
2.7.	Microscopie Electronique à Balayage et Analyse dispersive en énergie (EDS).....	46
2.8.	Thermographie infrarouge.....	46
2.9.	Caméra haute vitesse.....	47
Chapitre 3 : Caractérisation métallurgique de l'acier S460ML et essais de soudage préliminaires .		49
3.1.	ZAT simulées : essais de recuit suivis de trempe.....	49
3.2.	Essais préliminaires de soudage TIG et MAG.....	51
3.2.1.	Etude microstructurale.....	52
3.2.2.	Cartographie de microdureté Vickers sur ligne de fusion MAG.....	55
3.3.	Essais préliminaires de soudage laser autogène en mode keyhole.....	55
3.3.1.	Variation de la position du point focal.....	56
3.3.2.	Domaine de soudabilité.....	56
3.3.3.	Caractérisations des cordons laser.....	57
3.4.	Revenus sur assemblage soudé.....	58
3.5.	Discussion.....	59
Chapitre 4 : Etude expérimentale du soudage hybride laser-MAG.....		61
4.1.	Caractérisation du cordon hybride laser-MAG témoin.....	61
4.1.1.	Défectologie.....	61
4.1.2.	Caractérisation locale des propriétés structurales et mécaniques.....	62
4.1.3.	Essais de traction.....	64
4.1.4.	Essais de résistance au choc Charpy.....	66
4.2.	Influence de la préparation de bord et de l'arrangement des sources (lisse et CMT).....	72
4.2.1.	Préparation de bord.....	72
4.2.2.	Influence du jeu et de la configuration en courant lisse.....	73
4.2.3.	Influence du jeu et de la configuration en régime CMT.....	75

4.2.4.	Vidéos haute-vitesse en régime CMT et lisse.....	76
4.3.	Conclusion .....	78
Chapitre 5 : Caractérisation du dropping.....		81
5.1.	Mise en évidence et définition du dropping .....	81
5.2.	Étude paramétrique .....	82
5.2.1.	Résultats .....	83
5.2.2.	Essais complémentaires .....	86
5.2.3.	Synthèse de l'étude paramétrique.....	89
5.3.	Compréhension du mécanisme de dropping .....	90
5.3.1.	Vidéos haute vitesse envers .....	90
5.3.2.	Mécanisme du dropping.....	91
5.3.3.	Discussion .....	92
5.4.	Conséquences du dropping sur la qualité du cordon.....	93
5.4.1.	Analyses macrographiques.....	94
5.4.2.	Cartographies de dureté .....	95
5.4.3.	Analyse chimique en dispersion d'énergie (EDS) .....	97
5.4.4.	Discussion .....	99
5.5.	Conclusion .....	100
Chapitre 6 : Etude expérimentale du soudage hybride bicathodes.....		101
6.1.	Influence des paramètres liés à la deuxième torche MAG .....	102
6.1.1.	Influence de la DLA pour la 2 <sup>ème</sup> torche MAG (DLA2).....	102
6.1.2.	Variation des paramètres arc de la deuxième torche MAG.....	105
6.1.3.	Analyse des cordons hybrides bicathodes MAG-laser-MAG.....	105
6.1.4.	Conclusion .....	110
6.2.	Variation des paramètres liés à la première torche MAG.....	110
6.2.1.	Variation de la DLA pour la 1 <sup>ère</sup> torche MAG (DLA1) .....	110
6.2.2.	Variation des paramètres arc de la première torche MAG.....	112
6.2.3.	Porosités en soudage hybride MAG-laser-MAG.....	119
6.2.4.	Synthèse de l'étude sur la création de porosités .....	122
6.2.5.	Discussion .....	123
6.3.	Essais de soudage hybride bicathodes à 3 m.min <sup>-1</sup> .....	125
6.4.	Conclusion .....	125
Chapitre 7 : Simulation numérique du soudage hybride laser-MAG .....		127
7.1.	Bibliographie sur la simulation numérique du soudage.....	127

7.1.1.	Simulation numérique du soudage MIG-MAG .....	128
7.1.2.	Simulation numérique du soudage laser keyhole .....	128
7.1.3.	Simulation numérique du soudage hybride laser-MAG .....	130
7.1.4.	Etudes expérimentales .....	131
7.2.	Présentation du modèle .....	132
7.2.1.	Formulation du problème .....	132
7.2.2.	Equation de conservation de l'énergie.....	134
7.2.3.	Conditions aux limites .....	134
7.2.4.	Déformation de surface.....	135
7.2.5.	Méthode numérique .....	137
7.2.6.	Maillage .....	138
7.2.7.	Propriétés thermophysiques de l'acier S460ML .....	138
7.3.	Simulation numérique du soudage MAG .....	139
7.3.1.	Forme de la ZF .....	140
7.3.2.	Comportement thermique dans la partie solide.....	141
7.4.	Simulation numérique du soudage hybride laser-MAG .....	143
7.4.1.	Forme de la ZF .....	143
7.4.2.	Comportement thermique dans la partie solide.....	144
7.5.	Conclusion .....	145
	Conclusion .....	147
	Perspectives.....	149
	Annexe 1 : Paramètres opératoires utilisés pour les essais de soudage.....	151
	Annexe 2 : Etude de sensibilité de la géométrie de la modélisation .....	154
	Annexe 3 : Influence du maillage sur la modélisation.....	155
	Annexe 4 : Influence des pertes par évaporation .....	157
	Annexe 5 : Etude de l'influence de sensibilité des propriétés thermophysiques .....	159
	Annexe 6 : Etude expérimentale pour la simulation numérique du soudage MAG .....	162
	Annexe 7 : Etude expérimentale pour la simulation numérique du soudage hybride Laser-MAG ....	171
	Bibliographie.....	179

# Introduction

Ce travail de thèse contribue à une chaire académique de l'IRT Jules Verne, pilotée par l'Institut des Matériaux Jean Rouxel (IMN, UMR CNRS UN 6502) et répartie sur 5 ans. L'IRT Jules Verne est un Institut de Recherche Technologique spécialisé dans les technologies avancées de production de structures métalliques, composites et hybrides. Cette chaire porte le nom de MAPEPAS, acronyme de Matériaux A Propriétés Elevées et Procédés Avancés de Soudage. Elle associe des partenaires académiques comme l'Université de Nantes, le CNRS, les laboratoires LIMATB de Lorient et l'IMN de Nantes ainsi que le constructeur naval DCNS, partenaire industriel du projet. La chaire MAPEPAS propose un programme de recherche permettant d'aborder différents aspects liés à des procédés de soudage innovants et encore peu répandus dans le monde industriel (soudage hybride laser-arc monocatode et bicathodes, soudage A-TIG) et traite également de l'assemblage d'alliages à hautes valeurs ajoutées. Le fil conducteur est la simulation numérique du soudage et sa confrontation avec des approches expérimentales. Elle se divise en quatre volets :

- Modélisation du soudage en phase liquide (caractérisations thermophysiques),
- Simulation du soudage A-TIG, validation par l'expérience,
- Préviation des distorsions et des contraintes résiduelles dans des assemblages mécanosoudés,
- Etude expérimentale et par simulation du comportement d'un acier laminé thermomécaniquement lors du soudage hybride laser-arc monocatode et bicathodes.

L'objectif de la chaire est de proposer, à partir d'une approche académique et fondamentale, des solutions aux partenaires industriels, qui pourront ainsi envisager des modifications de leurs procédés de fabrication. Pour certains des programmes de travail, des pièces prototypes sont d'ailleurs réalisées. Le but est également de consolider les modèles numériques développés par les partenaires et de pouvoir proposer par ce biais de nouvelles solutions pour des applications en soudage.

Cette thèse a pour but de répondre à un besoin du secteur naval sur une meilleure connaissance du procédé de soudage hybride laser-arc dans un contexte particulier. En effet, depuis une dizaine d'années, l'introduction des procédés de soudage par laser et hybride laser-arc dans l'industrie navale apporte une alternative concurrentielle aux procédés conventionnels (MIG-MAG, soudage sous flux électroconducteur). De nombreux chantiers navals européens (Meyer Werft, Fincantieri) ont sauté le pas et des initiatives similaires sont à l'étude en France. Les fortes épaisseurs employées et la quantité importante de soudures laissent présager des gains considérables de productivité malgré un investissement initial important (source laser, automatisation ou robotisation). Le procédé de soudage hybride laser-MAG apporte notamment des avantages en termes de productivité (forte vitesse de soudage et épaisseur soudée en monopasse importante), de réduction des déformations, de la tolérance de préparation des pièces par rapport à un procédé laser et de qualité métallurgique des cordons produits. Des procédés dérivés du procédé hybride laser-arc, tels que le soudage hybride laser-arc multicathodes, offrent également des perspectives intéressantes par un meilleur contrôle de l'apport de chaleur et des vitesses de soudage plus élevées. La gestion plus efficace de la forme des cordons de soudage laisse aussi présager des gains en matière de tenue en fatigue.

L'usage des procédés laser ou hybride laser-arc peut également présenter un nouvel atout pour l'assemblage d'aciers à propriétés mécaniques élevées. En effet, ces nuances apportent des solutions d'allègement pour les structures de navires mais leur soudabilité peut s'avérer délicate. On retrouve notamment un risque de pertes des propriétés mécaniques lors des cycles thermiques subies pendant le soudage du fait de changements microstructuraux. Les aspects métallurgiques et technologiques doivent donc être étudiés conjointement afin de bien prendre en compte les enjeux de la mise en place du soudage hybride laser-MAG.

Pour accélérer l'implantation des technologies de soudage hybride, il est primordial de lever les dernières inquiétudes des industriels envers ces technologies. Pour cela, ces travaux de recherche se basent sur un socle scientifique fondamental mais ayant une visée appliquée, proche des problématiques rencontrées par les industriels.

Ce manuscrit présentera dans un premier chapitre, l'état de l'art sur les procédés de soudage MAG, laser et hybride laser-MAG ainsi que sur la métallurgie des aciers dit à grains fins.

Le deuxième chapitre traitera du dispositif expérimental utilisé pour les essais de soudage ainsi que des techniques de caractérisation et de mesures employées dans cette thèse.

Le troisième chapitre portera sur la détermination de la soudabilité de l'acier S460ML, acier choisi pour cette étude. Pour cela, des essais de recuits suivis de trempes dans différents milieux (huile, eau, air) sont effectués ainsi que des essais de soudage MAG et laser. La caractérisation microstructurale des échantillons ainsi que la réalisation de cartographies de microdureté permettra de comprendre le comportement du matériau selon les cycles thermiques subis.

La qualité des cordons de soudure hybrides laser-MAG, pleine pénétration sur tôles d'acier S460ML d'épaisseur 10 mm, sera étudiée dans un quatrième chapitre. Des caractérisations visuelles, microstructurales et mécaniques (microdureté, traction, résistance au choc) seront mises en œuvre. L'influence de la préparation de bord et de l'arrangement des sources en régime lisse, pulsé et CMT sur la qualité des cordons est également étudiée.

Le cinquième chapitre sera consacré à l'étude du défaut de soudage appelé « dropping » (création régulière de gouttes métalliques en envers du cordon lors du soudage laser et hybride pleine pénétration de tôles de fortes épaisseurs). L'objectif sera de déterminer les conditions d'apparition de ce phénomène, de comprendre ses effets sur les propriétés du cordon et de proposer des stratégies pour éviter son apparition.

Les possibilités offertes par le procédé de soudage hybride laser-MAG bicathodes seront explorées dans le chapitre six. La variation de nombreux paramètres opératoires et la caractérisation des cordons permettront de découvrir ses avantages. Nous chercherons également à comprendre les causes de l'apparition de porosités dans les cordons hybrides laser-MAG bicathodes lorsque les paramètres de soudage ne sont pas appropriés.

Enfin, un dernier chapitre traitera de la simulation numérique du soudage hybride. Un modèle numérique 3D thermique prenant en compte l'apport de matière sera présenté et validé par différents résultats expérimentaux. Ce modèle permettra de fournir des cycles thermiques représentatifs du soudage hybride, en vue de pouvoir étudier, par la suite, les transformations métallurgiques, les déformations et contraintes résiduelles.

# Chapitre 1 : Étude bibliographique

## 1.1. Les aciers

Les aciers sont des alliages de fer, de carbone et d'autres éléments d'alliage qui se différencient des fontes par une teneur en carbone inférieure à 2%. Le minerai de fer est extrêmement abondant sur Terre et sa transformation en métal nécessite peu d'énergie et a un impact écologique plus faible en comparaison avec les autres métaux comme les alliages de cuivre et d'aluminium. Les aciers sont relativement peu onéreux, aisément recyclables. Leurs performances mécaniques satisfont des exigences parfois élevées (Limite d'élasticité comprise entre 200 et 1300 MPa). Ceci explique pourquoi les aciers sont les matériaux métalliques les plus utilisés au monde (Figure I-1) [1,2].

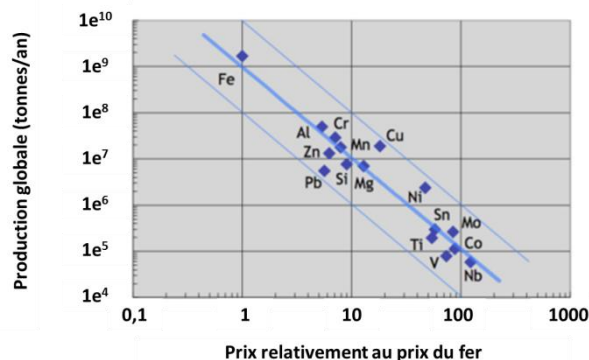


Figure I-1 : Prix des métaux relativement au prix du fer et leur production globale en 2014 [2]

Différents moyens sont utilisés pour augmenter les propriétés mécaniques d'un acier :

- Formation de précipités. C'est le principal moyen utilisé pour durcir le fer ; généralement les aciers sont durcis par précipitation de carbures, ce qui explique le rôle important du carbone. Cependant les aciers peuvent également être durcis par précipitation de composés intermétalliques formés à partir d'éléments d'alliages particuliers.
- Introduction d'atomes étrangers en « solution solide » dans la structure cristalline. La déformation de cette structure crée un effet de durcissement. Ce phénomène est limité par la solubilité des éléments à l'état solide.
- Écrouissage. On déforme de manière plastique le métal ce qui crée ainsi des dislocations dans le réseau cristallin des atomes de fer. Or, la déformation plastique d'une pièce se fait par mouvement des dislocations. Ainsi, plus il y a de dislocations plus leur mouvement est gêné. On a donc durcissement du métal.
- Affinement de la taille des grains constituant le métal. Ceci est possible à travers les transformations allotropiques du fer et est réalisable avec beaucoup d'efficacité lors des opérations thermomécaniques de mise en forme de pièces ou tôles comme le laminage.
- Traitements thermiques. La trempe (refroidissement rapide du métal à partir de hautes températures) permet de créer des structures dures mais fragiles comme la martensite. On fait souvent suivre la trempe par un revenu (chauffage entre 500 °C et 700 °C) pour adoucir le matériau et regagner de la ductilité.

## 1.1.1. Variétés allotropiques du fer et constituants des aciers

### 1.1.1.1. Différentes variétés allotropiques du fer

Lorsque le fer est porté à haute température (au-delà d'environ 900 °C), on a formation d'austénite (Figure I-2). L'austénite est une variété allotropique (arrangement atomique) du fer dont la structure est cubique à faces centrées. Elle est transformée en ferrite lors d'un refroidissement jusqu'à température ambiante. La ferrite est un arrangement cubique centrée des atomes de fer. Pour augmenter les propriétés mécaniques du fer, on ajoute généralement du carbone en solution solide ainsi que d'autres éléments d'alliage. On parle d'acier jusqu'à 2% de carbone et de fonte au-delà.

### 1.1.1.2. Constituant des aciers

L'austénite peut contenir un pourcentage important de carbone en solution solide (jusqu'à 2,1% de carbone à 1148 °C). L'ajout de certains éléments d'alliage dit gammagènes ainsi qu'éventuellement un traitement d'hypertrempe permet d'obtenir cette structure à température ambiante [1].

Lors du refroidissement lent de l'austénite, on crée de la ferrite. Or, le pourcentage de carbone en solution solide dans la ferrite est extrêmement faible (0,02% à 727 °C). Le carbone en excès se trouve alors sous forme de précipités de carbures de fer, Fe<sub>3</sub>C appelé cémentite. En général, on retrouve la cémentite dans un empilement de couches en alternance avec de la ferrite appelé perlite. Les aciers d'usage courant avec des propriétés mécaniques moyennes sont constitués d'un mélange de ferrite et de perlite.

Pour un refroidissement rapide, lors d'une trempe par exemple, des structures métastables<sup>1</sup> peuvent se former : la bainite et la martensite font partie de cette catégorie [1,3].

- La bainite inférieure est formée à relativement basse température (300 °C / 400 °C) et est constituée d'agrégats assez fins de ferrite et de cémentite en bâtonnets ou plaquettes.
- La bainite supérieure est formée à relativement haute température (400 °C / 500 °C) et est constituée de lamelles de ferrite entre lesquelles on trouve de la cémentite.
- La martensite est une solution solide sursaturée en carbone. Sous l'effet de la forte vitesse de refroidissement, le carbone n'a pas le temps de diffuser et de précipiter sous forme de carbures. La structure des atomes de fer est quadratique centrée et s'apparente à une ferrite dont la maille est déformée. Cette structure engendre un durcissement très important (d'autant plus fort que la teneur en carbone est élevée).

---

<sup>1</sup> Se dit d'un équilibre composé qui ne correspond pas au minimum théorique de l'énergie du système, mais pour lequel la vitesse de transformation est négligeable dans les conditions envisagées (source : Larousse)



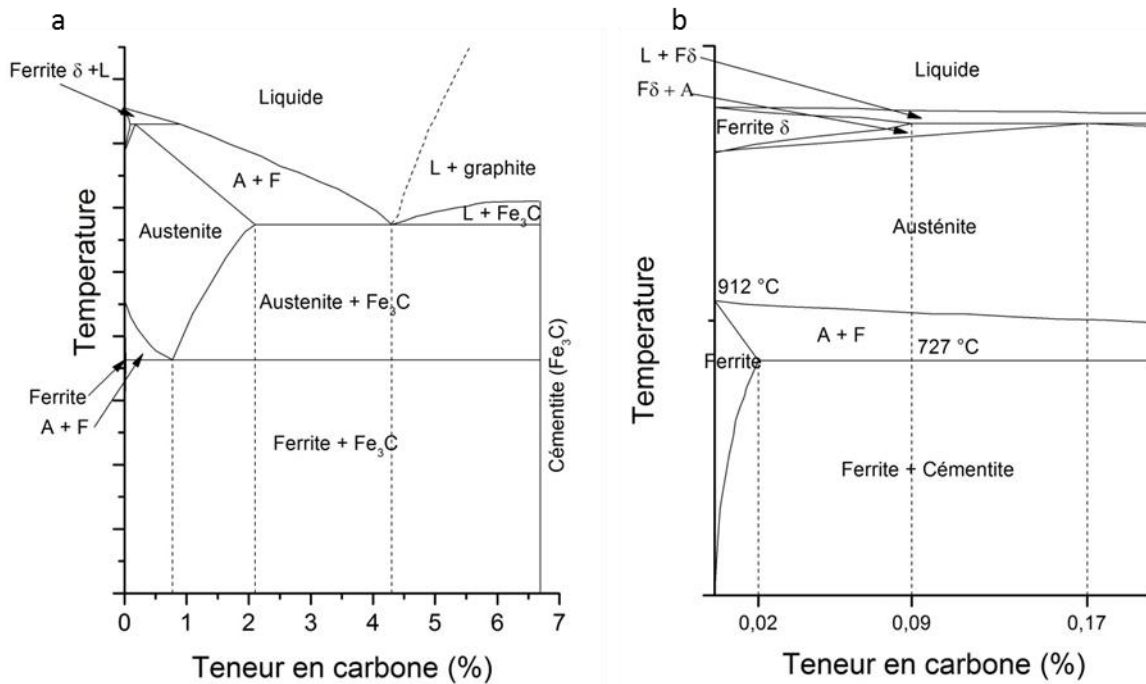


Figure I-2 : Diagramme binaire Fer/Cémentite (a) et zoom sur les faibles pourcentages de carbone (b)

### 1.1.2. Aciers à Haute Limite d'élasticité (HLE)

Devant les préoccupations énergétiques et environnementales actuelles, les sidérurgistes sont confrontés depuis une dizaine d'années à une demande accrue d'amélioration des propriétés mécaniques des aciers. De nouveaux types d'aciers de construction appelés à Haute Limite Elastique (HLE) ont donc été développés pour répondre à cette demande [2]. En effet, leur utilisation permet de réduire les épaisseurs utilisées par rapport aux aciers classiques et donc le poids total des structures. Pour l'Harmony of the Seas (livraison en 2016 à l'armateur MSC), paquebot de croisière construit aux chantiers STX à Saint-Nazaire, la quantité d'acier utilisé est estimée à 60 000 tonnes [4]. Les aciers utilisés habituellement pour ce type de navire ont une limite d'élasticité d'environ 360 MPa. L'utilisation d'un acier HLE ayant une limite d'élasticité de 460 MPa permettrait de réduire d'environ 22% l'épaisseur des tôles utilisées. Le gain potentiel total sur le poids de la structure peut être estimé à 13 000 tonnes. On imagine aisément les économies potentielles d'énergie sur la propulsion de ce navire, sur la construction (cordons de soudure moins importants) ou le nombre de passagers supplémentaires pouvant être embarqués...

Il convient de déterminer la solidité de la structure et le surcoût sur l'achat de la matière. Cependant, le surcoût engendré par le choix d'un acier HLE et des consommables (métal d'apport) est compensé par la réduction de la quantité d'acier utilisé. L'impact carbone lors de la fabrication et de l'acheminement de l'acier du sidérurgiste à l'utilisateur est réduit. La diminution de l'épaisseur des tôles contribue également à optimiser les temps d'assemblage et rend plus facile leur manutention [2].

Pour améliorer leurs propriétés mécaniques (tenue en fatigue, limite d'élasticité, résilience) tout en préservant une certaine facilité de mise en œuvre (soudage, formage, pliage), les aciers HLE peuvent être produits selon différentes voies. Ils subissent soit :

- une trempe suivie ou non d'un revenu (aciers trempés-revenus ayant généralement une structure martensitique revenue),
- une normalisation qui consiste en un traitement thermique au-dessus de la température d'austénitisation ( $A_{c3}$ ) suivi d'un refroidissement à l'air calme ce qui permet une diminution de la taille du grain ferritique par transformation allotropique (aciers normalisés à structure ferrito-perlitique)
- un traitement de laminage thermomécanique (aciers thermomécaniques). Nous n'aborderons ici que cette dernière catégorie d'aciers car c'est l'objet de cette étude.

### **1.1.3. Le laminage thermomécanique**

Les aciers laminés thermomécaniquement (TMCP steels) sont destinés à la fabrication d'ensembles soudés soumis à des niveaux de sollicitation importants. Les applications typiques sont les ouvrages architecturaux, les grues télescopiques mais également les pièces de structures notamment navales.[5] Leurs propriétés mécaniques, dont leur ductilité, sont améliorées par un contrôle précis de la chimie de ces matériaux et de l'opération de laminage contrôlé à chaud qui leur donne une microstructure fine (Figure I-3). Leur faible taux d'éléments d'alliage leur confère une bonne soudabilité métallurgique [6].

L'ajout d'éléments de microalliage comme le titane, le vanadium et le niobium dans les aciers normalisés ou laminés thermomécaniquement va créer de fins carbures et carbonitrides. A l'état liquide, ils constituent de nombreux sites de nucléation qui permettent d'augmenter le nombre de grains et donc de limiter leur taille. Lors du laminage, ils vont également permettre de réduire la taille de grain en bloquant le mouvement des joints de grains austénitiques lors des traitements thermiques de mise en forme (laminage normalisant, soudage, ...). Ils compliquent la formation de nouveaux grains après un traitement d'écrouissage avec pour conséquence une augmentation de la température et du temps nécessaire à la recristallisation.

La différence entre les aciers laminés thermomécaniquement et les aciers normalisés est le contrôle simultané de la température du métal et du degré de déformation appliqué lors du laminage thermomécanique afin d'affiner davantage la microstructure [7].

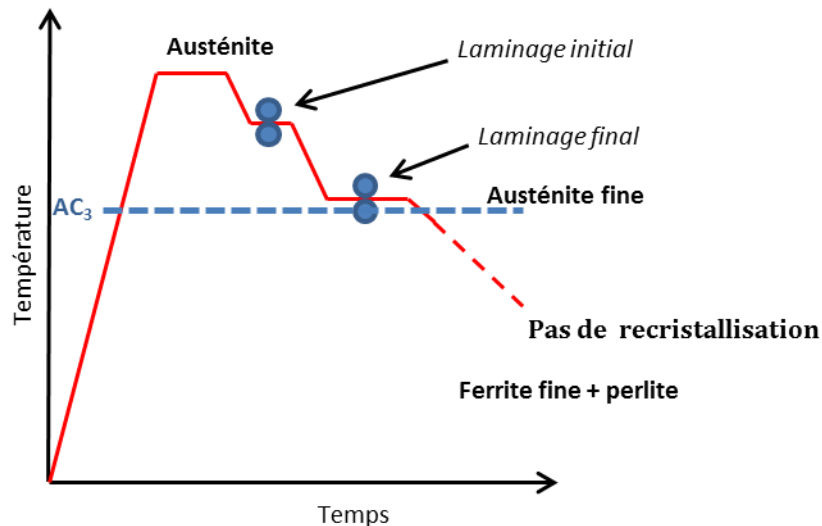


Figure I-3 : Schéma de principe du laminage thermomécanique

Le procédé de laminage thermomécanique se déroule en deux étapes (Figure I-3) :

- un laminage avec une température 100 °C à 150 °C plus faible que celle utilisée habituellement lors du laminage à chaud (environ 1200 °C) mais néanmoins supérieure à la température d'austénitisation. Ce laminage correspond à de fortes déformations conduisant à une épaisseur en sortie de laminoir proche de l'épaisseur finale ;
- une seconde étape de laminage à une température légèrement supérieure à Ac3 (environ 900 °C) pour empêcher ou limiter la recristallisation de l'austénite (également retardée par l'ajout d'éléments de microalliage).

On a alors création de grains fins d'austénite avec un haut taux de dislocation et un nombre important de carbures et carbonitrides propices à la nucléation et la croissance de nouveaux grains de ferrite. En refroidissant lentement à l'air, on obtient donc une structure ferritique très fine avec une faible quantité de perlite (taux de carbone inférieur à un acier normalisé de propriétés mécaniques identiques).

### 1.1.3.1. Conséquences mécaniques d'une faible taille de grain

La loi de Hall-Petch permet de lier empiriquement cet affinement du grain à une augmentation de la limite d'élasticité du métal par l'Équation I-1 [8,9] :

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y * d^{-1/2} \quad \text{(Equation I-1)}$$

Où  $\sigma_y$  est la limite d'élasticité,  $\sigma_i$  et  $k_y$  sont des constantes indépendantes de la taille de grain et  $d$  est la taille moyenne de grains. La limite d'élasticité peut atteindre jusqu'à environ 700 MPa par cette voie, pour des limites d'élasticités plus élevées, un traitement de trempe et revenu est nécessaire (aciers trempés-revenus).

La diminution de la taille de grains ferritiques dans les aciers ne contribue pas seulement à l'augmentation de la limite d'élasticité du matériau. La température de transition de la rupture ductile-fragile (TTDF) définit la température en-dessous de laquelle un matériau devient fragile et donc moins résistant aux chocs. Pour les aciers à bas carbone, cette température peut être estimée empiriquement, en fonction de la taille de grain, par l'Equation I-2 [10] :

$$TTDF (\text{°C}) = -19 + 44[Si] + 700(\sqrt{N_{libre}}) + 2,2(Perlite) - 11,5d^{-1/2} \quad \text{(Equation I-2)}$$

Où [Si],  $N_{\text{libre}}$  et Perlite sont les pourcentages massiques respectivement de silicium, d'azote libre et de perlite dans l'acier. On remarque donc qu'un affinement de la microstructure favorise un décalage de la température de transition de la rupture ductile-fragile vers les faibles températures et donc une amélioration de la résistance à l'impact à basse température.

### 1.1.4. Acier S460ML

L'acier choisi dans cette étude est un acier S460ML. D'après la norme **EN 10025-4 2004** [11], cette appellation désigne :

- un acier de structure (« S »),
- avec une limite d'élasticité minimale garantie de 460 MPa à température ambiante (« 460 »),
- laminé thermomécaniquement (« M »)
- présentant des propriétés de résistance à l'impact garanties jusqu'à -50 °C (« L »).

L'acier S460ML possède une limite d'élasticité minimum environ 100 MPa supérieure aux aciers utilisés classiquement pour la fabrication des navires comme l'acier DH36. Ainsi l'utilisation du S460ML permet un allègement des structures navales par la réduction de l'épaisseur des tôles utilisées et de ce fait une augmentation de la charge utile du navire et/ou une diminution des émissions de gaz à effet de serre en fonctionnement. La bonne résistance à l'impact à basse température de cet acier le rend particulièrement intéressant pour la construction de coques de bateaux pouvant naviguer dans les mers froides (Figure I-4).

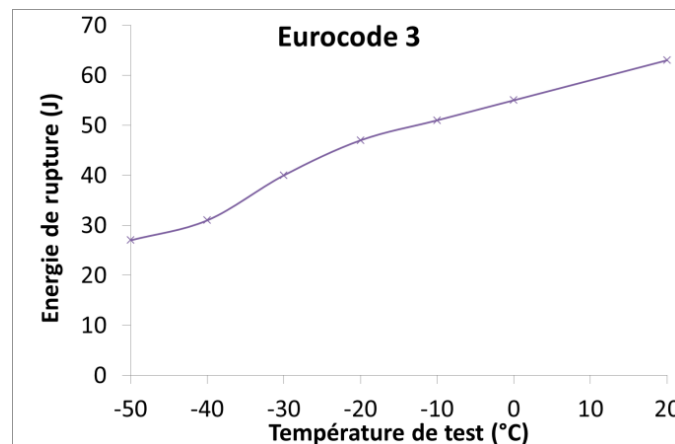


Figure I-4 : Energie de rupture minimum en fonction de la température selon la norme Eurocode 3[12]

La composition chimique de l'acier S460ML est présentée dans le Tableau I-1.

	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%N	%Al	%Cu
<b>Norme</b>	≤ 0,16	≤ 0,60	≤ 1,70	≤ 0,025	≤ 0,005	≤ 0,025	≤ 0,020	≤ 0,55
<b>Réel</b>	0,10	0,31	1,57	0,011	0,001	0,005	0,039	0,07

	%Cr	%Ni	%Mo	%V	%Ti	%Nb	%Fe
<b>Norme</b>	≤ 0,30	≤ 0,80	≤ 0,20	≤ 0,12	≤ 0,05	≤ 0,05	Complément
<b>Réel</b>	0,05	0,10	0,03	0,01	0,02	0,04	

Tableau I-1 : Spécification de l'acier S640ML (maximum autorisé) et composition chimique réelle de l'acier utilisé lors de cette étude (fiche de coulée) [13]

On note que le pourcentage de carbone et d'éléments d'alliage de cet acier est plutôt faible par rapport aux valeurs normatives d'un tel acier. Les bonnes propriétés mécaniques sont obtenues grâce à l'affinement de la microstructure lors du laminage thermomécanique. La microstructure de l'acier S460 ML est constituée de bandes de ferrite et de perlite. La taille de grain est comprise entre 1  $\mu\text{m}$  et 10  $\mu\text{m}$  (Figure I-5).

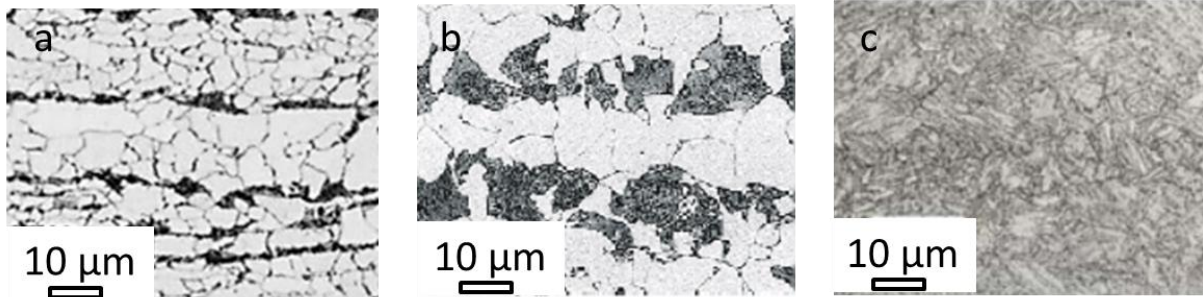


Figure I-5 : Microstructure de l'acier laminé thermomécaniquement S460ML (a) et comparaison avec un acier normalisé (b) et un acier trempé revenu (c) [14]

Lors du soudage, ou de traitements thermiques, l'acier est porté à haute température sur des temps plus ou moins longs. Cela risque de modifier la microstructure et donc d'altérer les propriétés mécaniques de l'acier. Pour prévoir les transformations de la microstructure lorsqu'il est refroidi depuis de hautes températures tout en prenant compte les cinétiques de refroidissements très rapides lors des opérations de soudage, un diagramme Temps en Refroidissement Continu en condition de Soudage (TRCS) peut être utilisé. Le diagramme TRCS de l'acier S460ML présenté sur la Figure I-6 a été réalisé à partir d'essais de trempe à différentes vitesses de refroidissement, d'observations microstructurales et de mesures de duretés Vickers HV10 par l'équipe du professeur Brozda [7]. La formation de structure métastable est particulièrement sensible entre 800 °C et 500 °C. Il faut donc prendre en compte le temps de refroidissement entre ces deux températures pour construire ce diagramme [15].

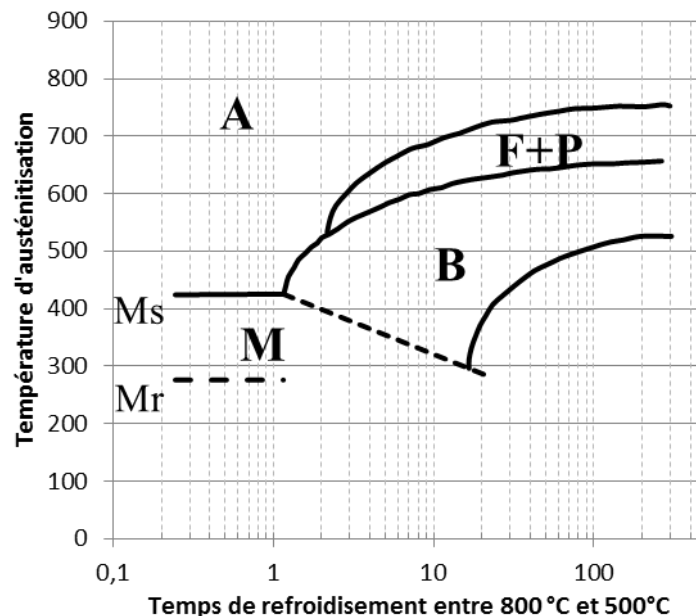


Figure I-6 : Diagramme TRCS de l'acier S460ML (A = Austénite, B = Bainite, F = Ferrite, P = Perlite, M = Martensite)[7]

NB : les températures de début d'austénitisation et de fin d'austénitisation théoriques sont calculés à partir de la composition chimique de l'acier selon la formule mathématique issue de la référence [16].

Pour des refroidissements lents, une microstructure ferrito-perlitique sera formée. Pour les temps intermédiaires, ce sera une structure bainitique. Enfin, pour les temps très courts la martensite peut se former. A travers des mesures de températures, ainsi que par le calcul de la vitesse de refroidissement au sein du matériau grâce à la simulation numérique du soudage, par exemple, il sera possible de faire le lien entre les cycles thermiques subis par l'acier et sa microstructure finale à l'aide de ce diagramme TRCS.

#### 1.1.4.1. Soudabilité de l'acier S460ML

Dans le cas du soudage par des procédés à l'arc traditionnels (cf. §1.2.1), les aciers laminés thermomécaniquement subissent un affaiblissement de leur résistance à l'impact dû à la création de martensite ou de bainite et au grossissement de grains ferritiques en présence de zones affectées thermiquement étendues [7]. Cette baisse peut être telle que l'énergie de rupture devient localement inférieure à celle spécifiée dans la norme. Ce type d'affaiblissement est principalement marqué dans les zones où l'on atteint des températures comprises entre 1200 °C et la température de fusion. Dans ce domaine de température, on crée ainsi de gros grains austénitiques qui sont propices à la formation de structures de trempe au refroidissement. Le soudage multipasses augmente le risque de formation de ce type de microstructure [17,18].

Une manière simple de déterminer la soudabilité d'un acier est de calculer son carbone équivalent ou CEV selon l'Équation I-3 [19] :

$$CEV = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr+\%Mo+\%V}{5} + \frac{\%Ni+\%Cu}{15} \quad (\text{Equation I-3})$$

Pour une valeur de CEV dépassant 0,40 il y a un risque de formation de structure de trempe fragile (martensite dure) au refroidissement et un préchauffage est nécessaire afin d'éviter tout risque de présence de phase fragile et par conséquent de fissuration à froid. Pour des valeurs de CEV comprises entre 0,35 et 0,55, un préchauffage et un traitement thermique après soudage peut être conseillé. Si le CEV dépasse 0,55 il devient obligatoire et dans la plupart des cas accompagné d'un post-chauffage. Dans le cas des aciers à microstructure fine, les traitements thermiques (pré et post chauffage) sont problématiques car ils risquent d'augmenter la taille de la zone affectée thermiquement. L'acier S460ML contenant 0,10% de carbone, il se trouve sous la limite d'application de la formule ( $\%C \geq 0,18$ ) et est considéré sans risque du point de vue métallurgique. Il n'est donc a priori pas sensible à la fissuration à froid et ne nécessite pas de pré ou post chauffage. L'épaisseur de la pièce à assembler peut avoir une forte influence sur la soudabilité. Comme nous le verrons dans les chapitres suivants, les épaisseurs assemblées dans cette étude n'engendreront pas la nécessité de mettre en place du pré ou post-chauffage.

## 1.2. Généralités sur le soudage

Le soudage est une technique d'assemblage permettant de lier à l'échelle atomique différentes pièces dans le but de créer un objet macroscopique unique. Le soudage est principalement employé pour les matériaux métalliques. Environ une soixantaine de procédés de soudage sont connus à ce jour, ils peuvent être par exemple classés selon la nature de l'énergie utilisée pour réaliser l'assemblage (Figure I-7) [20].

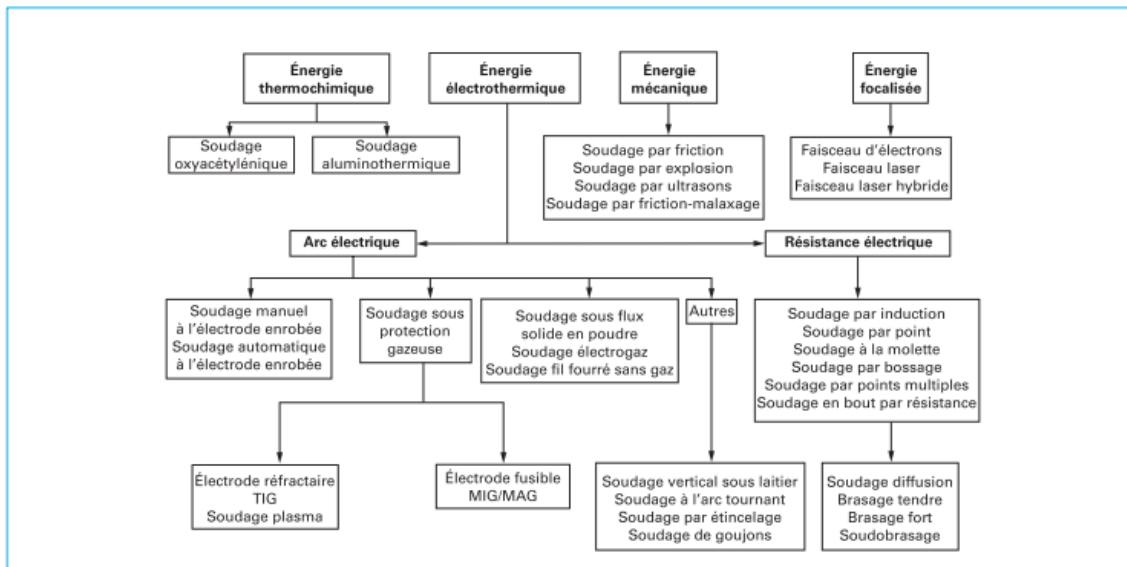


Figure I-7 : Classification des procédés de soudage selon la nature de l'énergie utilisée [20]

Il faut bien différencier le soudage (technique d'assemblage) et la soudure (ou cordon de soudure) qui est le résultat de cette opération d'assemblage. La représentation usuelle d'un cordon de soudure avec fusion est donnée par le schéma ci-dessous (Figure I-8). On y retrouve le métal de base, la Zone Affectée Thermiquement (ZAT) et la Zone Fondue (ZF).

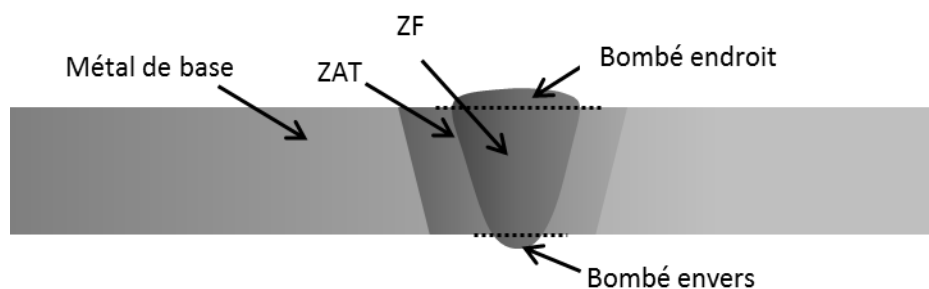


Figure I-8 : Schéma d'un cordon de soudure

**Métal de base :** partie du matériau où les propriétés (structurales, mécaniques, chimiques, physiques) ne sont pas affectées par les opérations de soudage.

**Zone affectée thermiquement (ZAT):** zone où la température atteinte par le matériau durant le soudage est suffisante pour changer ses propriétés sans le faire passer à l'état fondu. C'est dans cette zone que les gradients de températures sont les plus importants et où l'on peut retrouver des structures de trempe.

**Zone fondue (ZF) :** zone passée à l'état liquide suite à l'opération de soudage. Elle est constituée d'un mélange de métal de base et de métal d'apport lorsqu'on en utilise. La liaison mécanique entre les deux pièces à assembler, se réalise lorsque la zone fondue refroidit et passe à l'état solide.

**Pénétration :** la pénétration d'un cordon de soudure correspond à la profondeur de la zone fondue par rapport à la surface de la tôle où est appliquée la soudure. Si la zone fondue est créée sur la totalité de l'épaisseur de la tôle, on parle alors de pleine pénétration.

**Bombé :** surépaisseur locale liée à l'ajout de matière et au retrait. Le bombé peut être endroit ou envers.

### **1.2.1. Procédés à l'arc**

Les procédés à l'arc électrique regroupent un large panel de procédés utilisant l'arc électrique pour chauffer les métaux à assembler jusqu'à leur point de fusion. L'arc électrique est une colonne de plasma (gaz ionisé à haute température) qui se crée en appliquant une haute tension (environ 1000 V) à une très haute fréquence (environ 1 MHz) entre l'électrode et la pièce ou en faisant toucher la pièce à souder. Une fois établi, il est maintenu grâce à un fort courant (entre 100 A et 450 A) et un faible potentiel (entre 15 V et 35 V) entre la cathode et l'anode. Les températures au sein de l'arc électrique peuvent atteindre environ 6600 °C, ce qui est largement suffisant pour fondre et même vaporiser l'acier. Les principaux procédés de soudage utilisés dans l'industrie sont le Tungsten Inert Gas (TIG), Metal Inert Gas (MIG) et Metal Active Gas (MAG) [21].

#### **Historique**

Le début du XIX<sup>ème</sup> siècle marque un tournant dans l'assemblage des métaux. En 1801, Sir Humphry Davy parvint en effet à créer et à maintenir un arc électrique manipulable. Cette prouesse technologique ouvrit la voie au soudage à l'arc, l'arc permettant un apport énergétique suffisamment grand pour faire fondre du métal. Ce n'est qu'en 1881 qu'Auguste De Meritens utilisa pour la première fois un arc électrique pour souder deux ensembles, plus précisément pour joindre deux plaques de plomb. Soutenu par l'industrie militaire (notamment pour les chars d'assaut) et l'industrie civile (locomotive), le soudage à l'arc se développa rapidement. En 1904, le suédois Oskar Kjellberg invente l'électrode enrobée et la fait breveter. Cette avancée marque une évolution radicale [21].

La protection du bain de fusion devint vite un enjeu important, car le métal en fusion s'oxyde au contact de l'air. La pollution du cordon par les oxydes fragilise la soudure. La fin des années 40 vit l'apparition de technique de soudage à l'arc utilisant une électrode réfractaire de tungstène produisant un arc protégé par un gaz inerte. Ce procédé, toujours utilisé, est aujourd'hui appelé TIG (Tungsten Inert Gas).

#### **1.2.1.1. Procédé TIG**

##### **Description du procédé**

Le procédé TIG (soudage à l'arc sous protection gazeuse avec une électrode de tungstène) est un procédé de soudage permettant la liaison de plusieurs pièces métalliques par la création d'un arc électrique entre une électrode non fusible en alliage de tungstène et les pièces à souder. La création de cet arc électrique se fait dans une atmosphère gazeuse neutre (généralement de l'argon, parfois



de l'hélium ou un mélange à base de gaz neutres). Il peut se réaliser sans ou avec métal d'apport qui est alors le plus souvent sous forme de baguette. Un schéma de principe est présenté ci-dessous (Figure I-9).

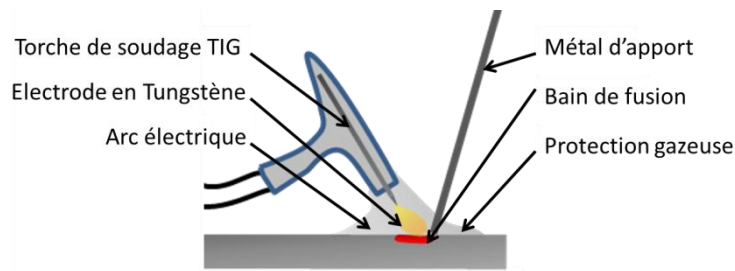


Figure I-9 : Schéma du procédé TIG

Le soudage TIG se caractérise par une excellente maîtrise de l'arc électrique et, de ce fait, une très bonne qualité de cordon. Il sera ici utilisé sans métal d'apport pour caractériser les changements microstructuraux de l'acier S460ML dans une configuration simple.

### 1.2.1.2. Procédés MIG et MAG

Bien que l'usage d'électrode fusible remonte au début du XX<sup>ème</sup> siècle, ce n'est qu'en 1948 que le procédé MIG/MAG (Metal Inert Gas ou Metal Active Gas) fut commercialisé. Il permet par l'utilisation d'un fil de métal d'apport en dévidage continu comme électrode de réduire grandement les temps d'arrêts par rapport au soudage à l'électrode enrobée. Aujourd'hui, le soudage à l'arc à l'électrode fil fusible sous protection gazeuse est largement répandu dans toutes les industries [21].

#### Description des procédés

En soudage MIG ou MAG, l'arc électrique est créé entre les pièces à souder et le fil électrode fusible se déroulant et servant de métal d'apport. Il permet par l'apport de chaleur de créer un bain de fusion sur la pièce à souder et de fondre l'extrémité du fil créant des gouttes de métal fondu qui sont transférées au bain de fusion (Figure I-10).

Les procédés MIG/MAG sont particulièrement utilisés lorsque de gros volumes de production sont nécessaires. De longs cordons sans reprise, de gorge maximale 6 mm en monopasse peuvent ainsi être réalisés. Les vitesses de soudage utilisées sont communément de  $0,3 \text{ m.min}^{-1}$  à  $0,5 \text{ m.min}^{-1}$  et peuvent atteindre  $1 \text{ m.min}^{-1}$  pour les tôles fines (3 mm) en automatisant ou robotisant le procédé. Ce procédé est largement utilisé dans l'industrie navale (soudage de plat-boudin sur coque, soudage de joint de bordé), la construction de structures métalliques ou le soudage de pipeline. Parfois en concurrence avec le soudage sous flux, il se différencie par la possibilité de souder dans toutes les positions et par sa bonne capacité à la robotisation et à l'automatisation. On différencie les technologies de soudage MIG et MAG par le gaz de protection utilisé : un gaz neutre (argon, hélium ou un mélange des deux) pour le MIG ; un gaz actif ou un mélange gazeux actif (mélange d'un gaz neutre comme l'argon ou l'hélium avec de petites quantités de gaz non neutres comme le  $\text{CO}_2$ , l' $\text{O}_2$  ou le  $\text{H}_2$ ) pour le MAG. Un schéma de principe est présenté ci-dessous (Figure I-10) [21].

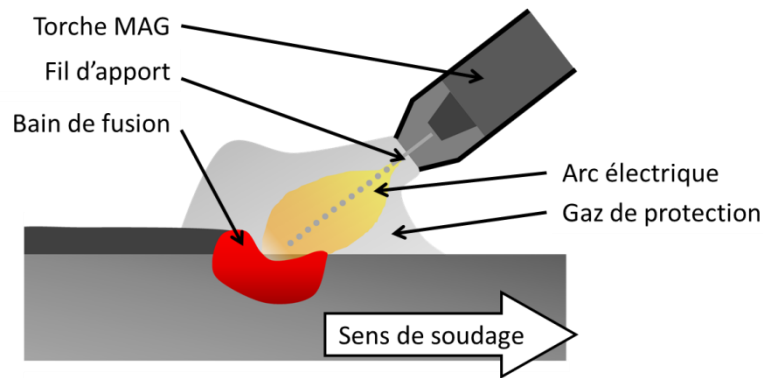


Figure I-10 : Schéma du procédé MAG (en position tirée)

Le métal d'apport se présente sous forme de fil métallique plein ou fourré par une poudre. Selon sa composition, la poudre peut avoir plusieurs objectifs : augmenter le taux de dépôt, créer un laitier protecteur, stabiliser l'arc. L'utilisation de fil fourré à poudre métallique dans le cadre de cette étude permet de diminuer l'énergie nécessaire à la fusion du fil afin d'avoir moins d'impact sur le métal de base tout en gardant une pleine pénétration. On observe ainsi un taux de métal déposé plus important comparé à un fil plein. On notera également que la fusion du fil fourré à poudre métallique ne donne pas lieu à la création d'un laitier protecteur qui aurait nécessité une phase de piquage (suppression du laitier) post soudage.

### Intérêt des différents gaz

La protection gazeuse est assurée par une buse coaxiale au fil (Figure I-10). En soudage MAG, l'ajout de gaz actifs dans la protection gazeuse permet d'améliorer le rendement du procédé et l'aspect du cordon. On notera notamment l'influence de certains gaz sur le procédé de soudage :

- L'argon : gaz neutre et majoritaire dans le mélange, il permet un amorçage aisé de l'arc électrique et protège le bain de fusion des pollutions extérieures (oxydation...). Il est moins cher d'utilisation que l'hélium.
- Le dioxyde de carbone : favorise la pénétration en augmentant le rendement de l'arc. Dans le cas du soudage en mode court-circuit, le  $\text{CO}_2$  peut être utilisé seul comme gaz de protection, il augmente alors sensiblement la pénétration du cordon mais augmente également les projections.
- Le dioxygène : facilite le mouillage du bain de fusion.

Dans le cadre de ces essais MAG, le gaz utilisé sera du Teral 23®, un mélange gazeux ternaire composé de 90% d'Ar, de 5% de  $\text{CO}_2$  et de 5% d' $\text{O}_2$ .

### Mode de transfert de gouttes

Selon les conditions opératoires utilisées, le transfert de gouttes du fil-électrode à la pièce à souder se déroule selon différents modes de transfert (Figure I-11) :

- **Court-circuit** : le dégagement de chaleur créé par l'utilisation de tension et de courant faible ne permet pas à la goutte se formant à l'extrémité du fil de grossir de se détacher avant d'atteindre le bain fondu. On a donc en alternance une jonction métallique réalisée entre le

fil et le bain fondu par la goutte et un réamorçage de l'arc. La fréquence de formation de ces courts-circuits peut atteindre 200Hz.

- **Grosses gouttes** : une augmentation des intensités et tension de soudage conduit à ce mode de transferts dans lequel les gouttes formées sont de gros diamètre et créent donc une quantité importante de projections lorsqu'elles viennent heurter le bain fondu. Dans ce mode de transfert, les gouttes de métal fondu se détachent du fil électrode par gravité. Ce mode est de ce fait déconseillé d'utilisation.
- **Spray** : on parle également de pulvérisation axiale. Ici, le transfert du métal fondu se réalise sous forme de fines gouttelettes. Au vu des fortes intensités et tension utilisées, il ne convient que pour les épaisseurs de tôles supérieures à 5 mm. Ce mode de transfert contribue à obtenir peu de projections et une bonne stabilité de l'arc. Il favorise une bonne pénétration en MIG/MAG en formant un bain en « doigt de gant ».
- **Veine tournante** : Lorsque le courant de soudage est très élevé les gouttes formées en pulvérisation axiale sont soumises à de fortes forces électromagnétiques, ce qui forme ce type de veine tournante. Ce type de transfert ne sera pas utilisé dans notre étude.

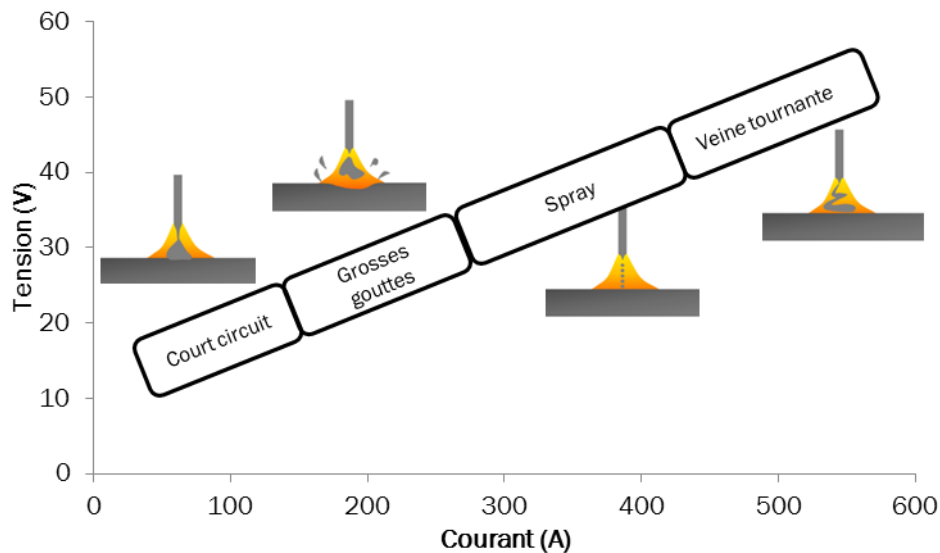


Figure I-11 : Modes de transfert des gouttes de métal fondu en MIG/MAG

Un meilleur contrôle du mode de transfert du métal d'apport est également possible par l'utilisation de courant pulsé et de la technologie Cold Metal Transfert (CMT®) ou équivalent chez d'autres fournisseurs. Lors du soudage en courant pulsé, un pulse de courant d'intensité élevée est délivré avec une fréquence fixe permettant de détacher une goutte de métal d'apport par pulse. Chaque pulse est suivi d'un temps dit « froid » où la goutte suivante se forme au bout du fil d'apport sous une faible intensité et faible tension. La pénétration est particulièrement importante dans ce régime. Il est ainsi principalement utilisé dans le cas de soudage de tôles de fortes épaisseurs.

Le procédé CMT est un dérivé du régime court-circuit. Ici, le poste de soudage opère un retrait du fil d'apport lorsque qu'il repère un court-circuit (Figure I-12). Ce régime rend possible l'obtention d'un régime de transfert par court-circuit parfaitement contrôlé avec de fines gouttes de métal déposées dans le bain fondu. Il limite ainsi fortement les projections et facilite le contrôle du bain de fusion.

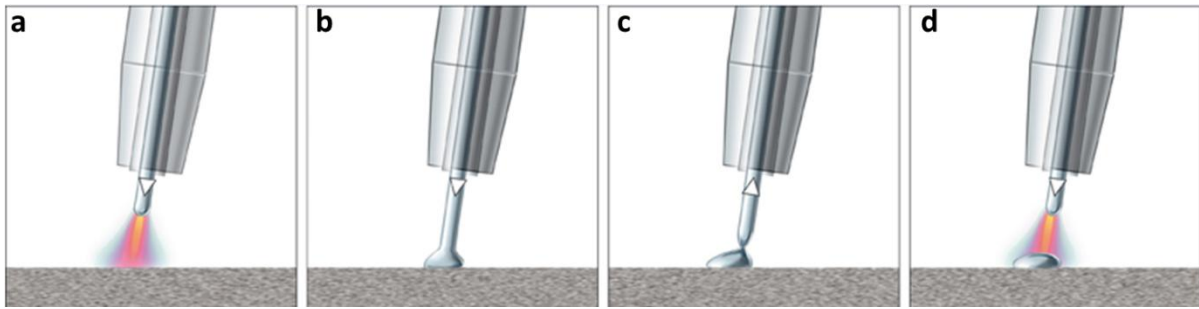


Figure I-12 : Procédé CMT : (a) établissement de l'arc ; (b) court-circuit ; (c) retrait du fil ; (d) ré-établissement de l'arc [22]

Le soudage MAG s'est imposé comme un procédé de soudage incontournable dans l'industrie. Le Tableau I-2 recense ces principaux avantages et inconvénients.

Avantages	Inconvénients
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Investissement faible comparé au laser</li> <li>• Forte productivité</li> <li>• Longueur importante de cordon possible</li> <li>• Taux de métal déposé important</li> <li>• Accommodation de jeu important et de déformations importantes sur les pièces à souder</li> <li>• Facilité d'utilisation</li> <li>• Besoin faible en qualité de préparation de bord par rapport aux procédé laser ou TIG</li> <li>• Soudage dans toutes les positions</li> <li>• Facilement automatisable ou robotisable</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Moins rapide que les procédés à haute densité d'énergie comme le laser</li> <li>• Soudage Multipasses nécessaire pour le soudage de forte épaisseur</li> <li>• Peu créer beaucoup de projection</li> <li>• Déformations post soudage relativement fortes surtout en soudage multipasses et quand un chanfrein est nécessaire</li> <li>• Difficile de souder en extérieur.</li> </ul>

Tableau I-2 : Avantages et inconvénients du soudage MAG

Les publications récentes portent principalement sur l'optimisation du procédé (utilisation de courants de soudage et débits de fil spéciaux), sur l'influence des paramètres opératoires sur la qualité des cordons et sur les conséquences métallurgiques du soudage MIG/MAG sur des matériaux spéciaux.

## 1.2.2. Procédé laser

Depuis la première source laser expérimentale construite en 1960 par l'équipe du docteur Maiman, le laser pour « Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation » s'est implanté en profondeur dans la majorité des secteurs de l'industrie. L'amélioration continue des sources rend l'utilisation du laser dans l'industrie de plus en plus compétitive et ouvre de nouvelles voies pour la texturation, le traitement de surface, la découpe, le collage ou le soudage.

### 1.2.2.1. Principe de création du faisceau laser

Le rayonnement laser est un rayonnement électromagnétique directionnel, cohérent et de longueur d'onde défini. Le laser utilise le principe de pompage optique c'est-à-dire l'excitation d'un milieu amplificateur par le passage d'un rayonnement lumineux entre un miroir réfléchissant et un miroir semi transparent. À chaque passage de la lumière dans le milieu actif utilisé (milieu lasant), on a amplification optique du rayonnement par émission stimulée [23]. Les différents types de laser se

différencient par le milieu lasant (gazeux, solide, diode...), la longueur d'onde du rayonnement, la puissance disponible, la qualité du faisceau et les coûts d'achat et de maintenance (Figure I-13 et Tableau I-3).

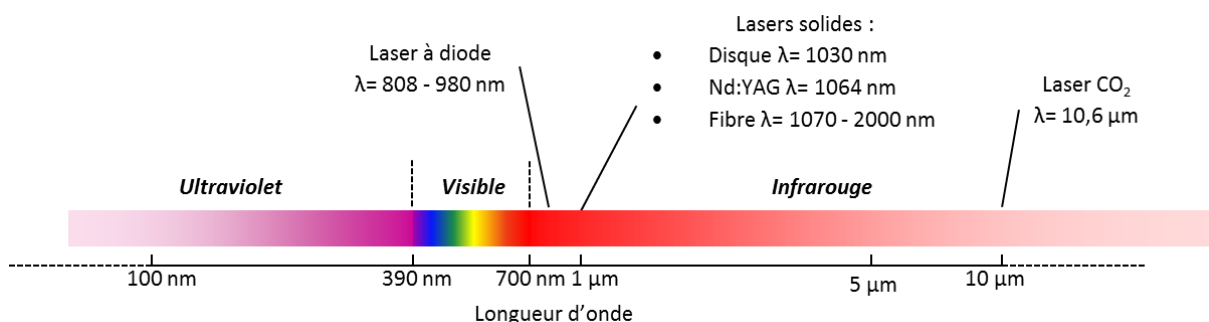


Figure I-13 : Principaux types de laser utilisés en soudage métallique

	CO <sub>2</sub>	Nd : YAG (pompage à lampe)	Nd : YAG (pompage à diode)	Fibre Yd : YAG	Disque Yd : YAG	Diode (couplé par fibre)
Milieu amplificateur	Mélange gazeux	Barreau cristallin	Barreau cristallin	Fibre dopée	Disque cristallin	Semi-conducteur
Longueur d'onde du rayonnement (µm)	10,6	1,06	1,06	1,07	1,03	0,808 à 0,98
Rendement en puissance (%)	10 à 15	1 à 3	10 à 30	20 à 30	10 à 20	35 à 55
Puissance maximale (kW)	50 kW	6	6	50 en multimode 10 en monomode	20	8
Qualité du faisceau	Très bonne	Moyenne	Moyenne	Bonne	Bonne	Faible
Transport du faisceau laser par fibre optique	Non	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
Mobilité de la source	Faible	Faible	Faible	Moyenne	Faible	Forte
Temps d'utilisation moyen entre deux opérations de maintenance (h)	1 000	500	10 000	>30 000	>25 000	>25 000

Tableau I-3 : Comparaison de différentes sources laser [24–26]

La qualité du faisceau laser, quel qu'il soit, diminue lorsque l'on augmente la puissance [25]. Historiquement, le laser CO<sub>2</sub> fut le premier type de laser utilisé dans l'industrie grâce aux fortes puissances qu'il peut atteindre (jusqu'à 50 kW). Cependant, la longueur d'onde de ce type de laser (10,6 µm) ne permettant pas son transport par fibre optique, il est de plus en plus remplacé par des sources laser de type « solide ». On appelle « solide », les sources utilisant un milieu lasant solide (cristaux, fibre, disque) pour créer le faisceau laser. Ce type de faisceau est caractérisé par une longueur d'onde dix fois plus faible que les lasers CO<sub>2</sub> (de 1,03 µm à 1,07 µm) ce qui rend possible un transport par fibre optique et donc une robotisation du procédé.

La montée en puissance des lasers à diodes rend leur application en soudage des aciers de fortes épaisseurs de plus en plus plausible dans les années à venir. La compacité des sources est en effet un atout indéniable pour le soudage sur site (pose de pipeline par exemple). Cependant, la faible qualité optique des faisceaux laser à diode est un frein à leur développement. Les lasers à disque et à fibre sont à l'heure actuelle les plus utilisés pour le soudage d'acier de forte épaisseur et leur implantation à travers le monde se développe considérablement. La longueur d'onde faible de ce type de laser favorise une meilleure absorption par l'acier (27%) en comparaison aux lasers de type CO<sub>2</sub> (4%). Ils offrent également une bonne qualité de faisceau permettant une focalisation plus fine et des puissances importantes par rapport aux lasers ND:YAG.

La Figure I-14 présente la géométrie des modes de résonance transversaux des ondes électriques et magnétiques (TEM) en utilisant le modèle Hermite-Gaussien. On peut ainsi représenter la densité d'énergie d'un faisceau laser théorique selon les différents modes de transmissions. Les zones rouges représentent les hautes densités d'énergies et les zones bleues les faibles densités d'énergies.

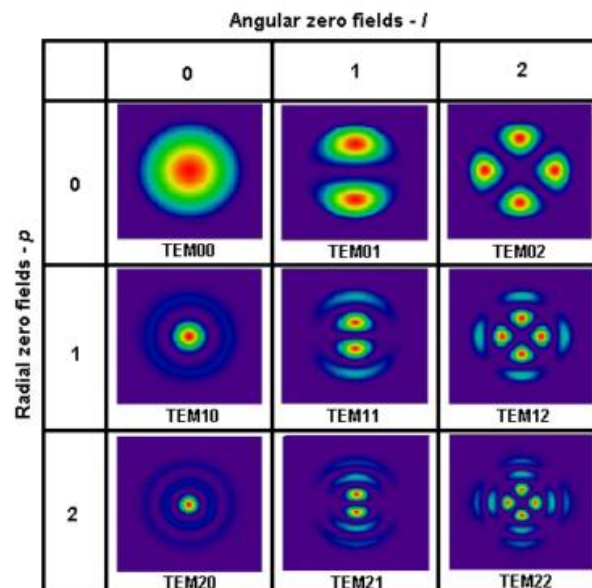


Figure I-14 : Modes de résonance transversaux des ondes électriques et magnétiques (TEM) selon le modèle Hermite-Gaussien[23,25,27]

En soudage, on utilise en générale le mode électromagnétique (distribution de la puissance selon une forme gaussienne) fondamental TEM00 (ou LP01 dans le cas d'une fibre optique) autrement appelé mode gaussien. Il a en effet pour propriété d'avoir un faible angle de diffraction et contribue à garder une bonne densité de puissance. L'utilisation des autres modes dans le cas du soudage ou du traitement des matériaux est plus rare car la divergence est plus élevée, même si le mode TEM10 (LP02) est parfois utilisé. L'utilisation de plusieurs modes simultanément est possible (laser multimodaux). Elle permet d'augmenter la puissance maximale transmise mais réduit la qualité du rayonnement.

### 1.2.2.2. Aspect économique

L'investissement dans un équipement laser pour le soudage est important en comparaison avec les procédés conventionnels de soudage. Il ne devient donc pertinent seulement lorsque le nombre et la

longueur des soudures à réaliser sont importants. C'est le cas dans l'industrie navale ou la pose de pipeline par exemple. Une estimation du prix d'achat des sources et des différents équipements complémentaires associés est présentée dans le Tableau I-4. On notera que les sources modernes à fibre ou à disque ont un coût d'achat proche des sources laser CO<sub>2</sub> mais fournissent un faisceau de meilleure qualité, nécessitent moins de maintenance et sont beaucoup plus compactes.

Type de laser	Puissance (kW)	Qualité du faisceau	Coût (k€)	Optiques de soudage (€)
CO <sub>2</sub>	6	N.C	350	7500 à 15000 pièce
	8	N.C	430	
	12	N.C	550	
Laser solide à disque	6.6	8mm/rad	360	15 000 à 25000 pièce
	10	8 mm/rad	570	
		12 mm/rad	520	
	12	8 mm/rad	660	
		12 mm/rad	600	
Laser à fibre	6	N.C	280	Module de refroidissement Environ 20 000€
	8	N.C	360	
	10	N.C	440	
	12	N.C	510	

Tableau I-4 : Prix de différentes sources laser [28]

### 1.2.2.3. Principe du soudage laser

La forte densité d'énergie fournie par la source laser permet d'élever suffisamment la température d'un métal pour provoquer sa fusion. On peut donc utiliser cette source d'énergie pour souder des matériaux comme les aciers. En soudage laser, on distingue le mode conduction et le mode keyhole.

- **Mode conduction**

Dans ce mode de soudage laser, la densité d'énergie appliquée à la surface est faible (< 1 MW/cm<sup>2</sup>) et la chaleur se transmet à l'intérieur de la pièce par conduction[29]. Ce mode de soudage laser est proche du soudage à l'arc conventionnel, les faibles densités de puissances impliquées n'affectant que superficiellement le métal à souder. Les cordons ainsi créés sont étroits, de formes rondes et peu pénétrés (< 3 mm). Le soudage laser par conduction permet d'obtenir des zones affectées thermiquement moins larges par rapport aux procédés de soudage à l'arc classique, ce qui limite de manière importante les déformations thermiques de la tôle. La faible puissance des sources nécessaires au soudage et la limitation de la taille de la ZAT sont les principaux avantages de ce mode de soudage laser.

- **Mode keyhole**

Lorsque le faisceau laser incident est focalisé à proximité de la surface d'une pièce à souder (typiquement de + 3 mm à - 5 mm), le spot laser atteint un diamètre inférieur à 1 mm et la densité d'énergie devient très importante (> 5 MW/cm<sup>2</sup>). Le bain fondu se forme à la surface du métal et l'on observe également une vaporisation du métal au point d'impact du laser. Le métal fondu environnant est alors poussé sous l'effet de la pression des vapeurs métalliques et un keyhole (capillaire de vapeur métallique) se forme dans le bain de fusion (Figure I-15). L'énergie laser est absorbée à travers les nombreuses réflexions sur les parois du keyhole. Une petite proportion de

matière dans la profondeur est continuellement évaporée ce qui fournit une certaine pression permettant au keyhole de rester ouvert [30]. La stabilité du keyhole est contrôlée par un équilibre entre la tension de surface, la pression hydrostatique du métal fondu et la pression hydrodynamique des vapeurs métalliques. Il s'apparente ainsi à un cylindre de diamètre légèrement supérieur au diamètre du point focal rempli de vapeur métallique et entouré d'une paroi de métal fondu dont la température est proche de la température d'évaporation [31,32]. Il a tendance à se courber dans la direction de soudage et son diamètre diminue en profondeur pour les fortes vitesses de soudage [33].

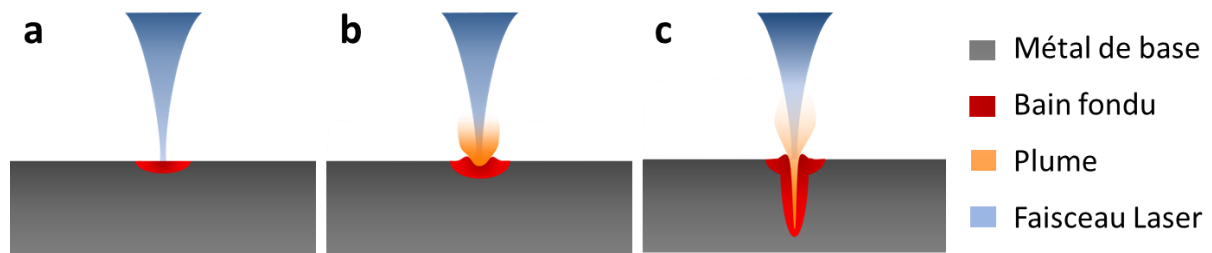


Figure I-15 : Mécanisme de création d'un keyhole : création du bain de fusion (a), vaporisation du métal (b) et création du keyhole (c)

Le bain fondu est entraîné vers l'arrière du bain à mesure que le laser avance le long du joint. En refroidissant, le métal fondu se solidifie formant le cordon de soudure. L'utilisation de ce mode Keyhole permet de souder des épaisseurs importantes de tôles [34,35].

### L'impact de la plume

Pendant le soudage en mode keyhole, des particules ultrafines et des vapeurs métalliques légèrement ionisées sont créées sur la surface du bain. Les vapeurs métalliques présentes au-dessus du keyhole absorbent une partie de l'énergie laser par absorption de type Bremsstrahlung inverse et sont ionisées à un degré plus important. Cette « plume » de plasma peut atteindre quelques millimètres de hauteur, elle disparaît en moins de 1  $\mu$ s et réapparaît rapidement (Figure I-15). La température y atteint 6000 K à 8000 K. Cette plume réduit la puissance laser reçue à la surface de la pièce, peut défocaliser le faisceau par effet de loupe thermique et donc déstabiliser le procédé. Dans le cadre du soudage laser, un travail à basse pression ou l'ajout d'un jet de gaz transversal permet de réduire la taille de la plume et d'augmenter la pénétration et la stabilité du procédé [27,36–38].

Les principaux avantages et inconvénients du soudage laser keyhole par rapport aux procédés à l'arc sont présentés dans le Tableau I-5.

Avantages	Inconvénients
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Pénétration importante (soudage monopasse sur forte épaisseur possible)</li> <li>• Vitesse de soudage élevée</li> <li>• Déformations faibles</li> <li>• ZF et ZAT étroites</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Coût important de l'installation</li> <li>• Le spot laser étant très fin (environ 500<math>\mu</math>m), le jeu accommodable est de ce fait très faible.</li> <li>• Besoin en préparation de bord précis.</li> <li>• Risque de création de structures de trempe et de fissuration (vitesses de refroidissement élevées)</li> <li>• Besoin en protection contre les rayonnements importants</li> </ul>

Tableau I-5 : Avantages et inconvénients du soudage laser Keyhole



## 1.3. Procédé hybride laser-MAG

### 1.3.1. Présentation

Le soudage hybride consiste à faire interagir dans une même zone d'action deux procédés de soudage différents. Suivant ce principe, le laser a été combiné avec de nombreux procédés de soudage à l'arc électrique : laser-TIG [39], laser-plasma [40], laser-arc submergé [41]. Cependant, le procédé hybride connaissant le plus grand développement industriel est le soudage laser-MIG/MAG. Il se développe considérablement depuis quelques années dans de nombreux domaines industriels comme le soudage de pipeline [42] ainsi que les industries automobile [43] et navale [44]. Il est utilisable dans toutes les positions de soudage [45]. Le soudage hybride laser MIG/MAG a été étudié sur de nombreux matériaux métalliques comme des alliages d'aluminium [46], de magnésium [47,48], de titane [49], des aciers galvanisés [50], des aciers à haute et très haute limite d'élasticité [51–55], des aciers inoxydables [54,56]. Il a également été étudié pour du soudage hétérogène sur des couples aluminium/acier inoxydable [57] aluminium/acier [58] ou magnésium/acier inoxydable [59].

Le soudage hybride laser-MAG se caractérise par l'utilisation d'une torche MAG à proximité directe du faisceau laser (Figure I-16). Cette proximité permet d'obtenir une véritable synergie entre les deux procédés. Le soudage hybride laser-MAG ne se comporte donc pas simplement comme une addition des procédés laser et MAG mais comme un procédé à part entière.

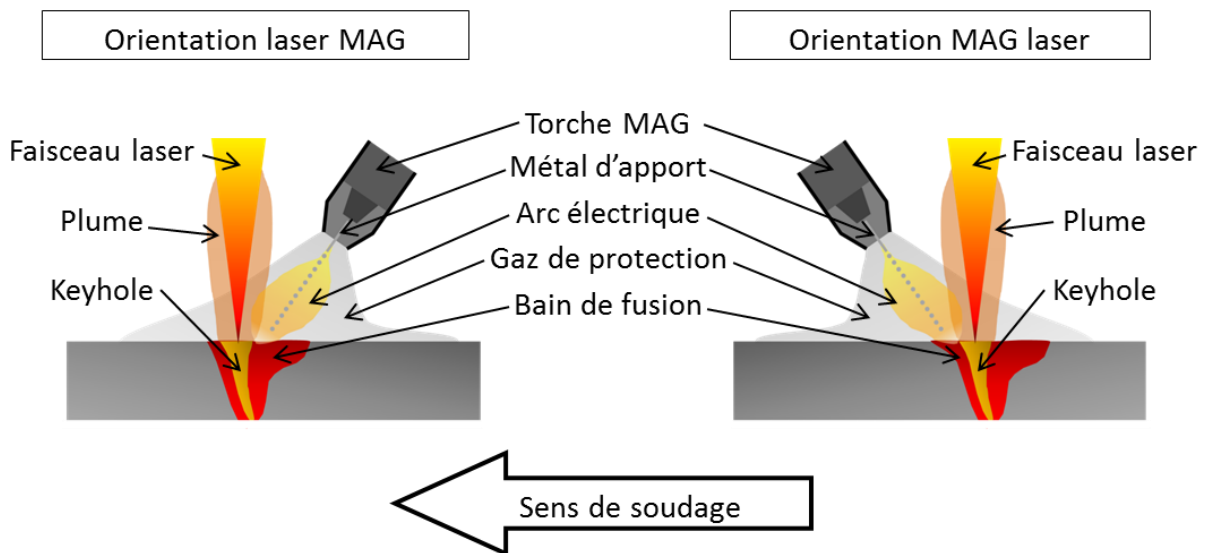


Figure I-16 : Principe du procédé de soudage hybride laser-MAG

### 1.3.2. Avantages et inconvénients du soudage hybride

Le Tableau I-6 donne une liste non exhaustive des avantages et des inconvénients du soudage hybride laser-MAG en comparaison avec le soudage à l'arc MAG seul et le soudage laser autogène seul.

Avantages	Inconvénients
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Vitesse de soudage élevée [60,61]</li> <li>• Soudage de fortes épaisseurs / augmentation de la pénétration</li> <li>• Diminution du nombre de passe par rapport aux procédés à l'arc classique (MAG, sous flux)</li> <li>• Faible taille de ZAT en comparaison avec le soudage sous flux et le MAG multipasses [62]</li> <li>• Moins de contraintes résiduelles (améliore la résistance à la propagation de fissure) [63]</li> <li>• Moins de déformations</li> <li>• Bonne tolérance au jeu</li> <li>• Contrôle de la métallurgie du bain (métal d'apport)</li> <li>• Réduction du besoin en puissance laser pour une pénétration donnée</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Besoin en compétences spécialisés en soudage hybride</li> <li>• Jeu supérieur à 1 mm difficilement soudable [64]</li> <li>• Bonne préparation de bord nécessaire (bord bien droit et jeu constant)</li> <li>• Investissement important</li> <li>• Nombreux paramètres opératoires</li> <li>• Nécessité de développer les connaissances des industriels sur le sujet</li> <li>• Non adapté au soudage de petites pièces 3D complexes</li> </ul>

Tableau I-6 : Avantages et inconvénients du soudage hybride laser-MAG

### 1.3.3. Paramètres opératoires

Le nombre de paramètres opératoires en soudage hybride est important : en plus des paramètres liés à chacun des procédés pris séparément et de ceux liés aux pièces à assembler, de nouveaux paramètres combinés apparaissent (Tableau I-7).

Laser	MAG	Matériaux	Combinés
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Puissance</li> <li>• Distance focale</li> <li>• Point focal (position, diamètre)</li> <li>• Longueur d'onde</li> <li>• Qualité du faisceau</li> <li>• Angle d'incidence</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Puissance</li> <li>• Vitesse de fil</li> <li>• Angle de la torche</li> <li>• Gaz (composition, débit)</li> <li>• Fil (diamètre, composition)</li> <li>• Type de courant (lisse, CMT, pulsé short arc...)</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Type</li> <li>• Jeu</li> <li>• Epaisseur</li> <li>• Qualité de la surface</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Distance tête de soudage/pièce</li> <li>• Arrangement</li> <li>• Vitesse</li> <li>• Distance laser-arc</li> </ul>

Tableau I-7 : Paramètres du soudage hybride laser-MAG [28,65]

**Effet des principaux paramètres [66] :**

- **Arrangement des sources (MAG-laser par rapport à laser-MAG) :** dans le sens laser-MAG, la torche MAG suit la source laser et est donc en position poussée. Le bombé du cordon de soudage est plus large et plat avec de meilleurs rayons de raccordement. De plus, le laser se trouve positionné au niveau de la surface du bain fondu déformée par l'arc, ce qui augmente

légèrement la pénétration [38]. Le sens laser-MAG favorise une bonne homogénéité chimique de la ZF car il entraîne le métal d'apport le long du keyhole vers le pied du bain de fusion. Cependant, cet arrangement augmente le risque d'effondrement du bain en soudage pleine pénétration (Figure I-17a) [67]. Dans la configuration MAG-laser où la torche MAG précède le laser, la torche MAG se trouve en position tirée ce qui crée une partie supérieure du cordon plus étroite et convexe. Cette position favorise également la capacité à combler le jeu entre les tôles par l'apport de métal fondu en avant du laser. Cependant, cette configuration augmente le risque de création de caniveaux (Figure I-17b) [68,69].

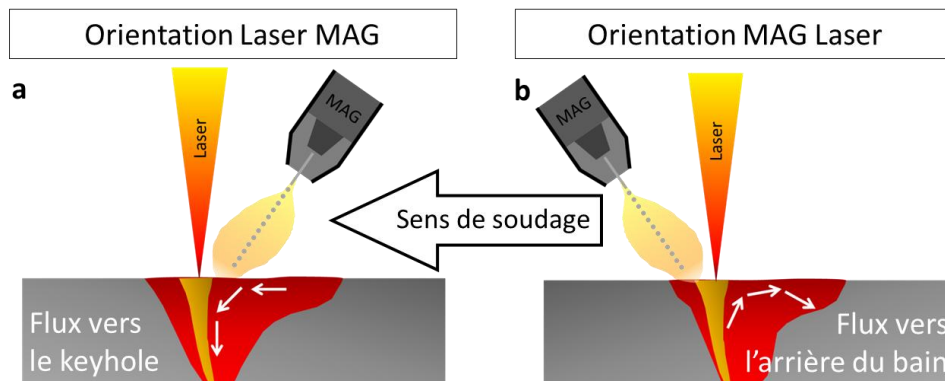


Figure I-17 : Mouvements du métal liquide dans le bain de fusion en fonction de l'arrangement des sources

- **Distance Laser Arc (DLA)** : une variation de la DLA change la répartition de l'apport de chaleur et les interactions entre les deux procédés. Ce paramètre a des conséquences sur la pénétration, la stabilité du procédé, la formation de projections, la forme du bombé du cordon et les cinétiques de refroidissement. Une DLA trop importante a pour conséquence une perte de synergie entre les deux procédés et une séparation des bains de fusion et des plasmas. Une DLA trop faible cause une perturbation de la stabilité du keyhole par les gouttes de métal d'apport. Typiquement une DLA comprise entre 0 et 3 mm est conseillé [25,70].
- **Vitesse de soudage** : quand la vitesse de soudage augmente, la pénétration diminue. Il faut donc compenser par une augmentation de la puissance apportée pour préserver une pénétration constante. Une ou plusieurs torches MAG peuvent être utilisées pour obtenir un bon taux de dépôt à forte vitesse de soudage. Il peut être intéressant de diminuer la vitesse de soudage pour éviter les défauts de solidification et la création de structure de trempe en diminuant le temps de refroidissement. Une forte vitesse de soudage peut faire apparaître des caniveaux et du humping (§1.3.8.4) [35,64].
- **Densité de puissance laser** : le couple puissance laser/rayon du point de focalisation contrôle la pénétration et la stabilité du procédé en mode keyhole. Une estimation courante de la puissance laser pour un soudage à pleine pénétration est de prévoir une puissance d'environ 1 kW pour chaque millimètre d'épaisseur à souder à une vitesse de 2 m.min<sup>-1</sup>. Le diamètre du spot doit être faible (généralement inférieur à 500 μm) pour permettre l'établissement d'un keyhole bien stable. Une réduction du diamètre du spot facilite la création du keyhole en augmentant la densité d'énergie. Cependant, cela diminue la tolérance au jeu entre les tôles.
- **Position du point focal** : en général, on positionne le point de focalisation à la surface de la pièce à souder ou quelques millimètres en-dessous pour obtenir la plus forte densité d'énergie lumineuse. Dans le cas du soudage hybride, le souffle électromagnétique de l'arc

électrique et l'impact des gouttes ayant pour effet de déformer la surface du bain, le point focal peut être placé plus en profondeur afin d'obtenir une plus forte pénétration.

- **Puissance arc** : l'augmentation de la puissance de l'arc dépend principalement de la vitesse de fil et de la tension appliquée. Ce paramètre contrôle la largeur et la hauteur du bombé [28]. Une augmentation accentue la déformation de surface du bain de fusion, augmente la taille de la zone d'échange liquide/gaz et change les mouvements du bain fondu ce qui peut faciliter le dégazage [38]. Cela augmente également la pénétration du cordon. Si la puissance de l'arc est trop importante, cela peut déstabiliser le procédé, augmenter la taille des caniveaux et créer des éventuelles porosités [71,72]. Une augmentation de la vitesse de fil permet d'améliorer la tolérance au jeu [64]. L'utilisation de nouvelles technologies MAG comme le Cold Arc® ou le CMT® en soudage hybride favorise la diminution des déformations, des projections ou de la formation de caniveaux [73,74].
- **Gaz de protection** : dans le cas de l'utilisation d'un laser de type solide, le gaz de protection choisi est le même qu'en soudage MAG. Pour les aciers, il s'agit d'un mélange gazeux à base d'argon [75,76]. Un faible ajout d'oxygène dans le gaz de protection augmente la pénétration par expansion du keyhole sous l'effet de la réaction avec le carbone de l'acier formant du CO [32]. Le débit est similaire à celui utilisé en soudage MAG (environ 15 à 20 l/min) pour assurer une bonne protection du bain.
- **Jeu entre les tôles** : un léger jeu laissant une fine lame d'air entre les plaques à souder est très bénéfique pour la stabilité du procédé et la qualité du cordon. Il contribue à augmenter la vitesse de soudage et améliore l'homogénéité chimique du bain de fusion [72,77,78]. Si le jeu est trop important, le laser risque de passer entre les pièces sans les fusionner et donc sans les souder dans la partie haute et basse de l'assemblage à réaliser.
- **Préparation de bord** : il est primordial d'avoir une bonne préparation de bord pour obtenir un cordon hybride de qualité. De ce fait, on privilégiera un usinage mécanique des bords à souder. Le soudage hybride est également tolérant aux bords coupés par plasma et laser. Cependant, pour de fortes épaisseurs (supérieures à 12 mm), les oxydes formés en surface lors de la découpe par plasma ou laser peuvent poser des problèmes de stabilité du bain et doivent être enlevés [79]. Pour cette raison, la découpe par oxycoupage est à proscrire.

### **Epaisseur maximum soudage en monopasse**

Il a été rapporté la possibilité de souder en pleine pénétration et en position à plat sans support jusqu'à une épaisseur 10 à 15 mm [80]. Au-delà, un support envers est nécessaire pour empêcher l'effondrement du bain dont le volume est trop important pour être maintenu. L'utilisation de la position corniche permet de souder en monopasse des tôles d'acier jusqu'à 25 mm d'épaisseur à une vitesse de 1 m.min<sup>-1</sup>. Le comportement en traction en fatigue et en résistance à l'impact de ce type de cordon est pleinement satisfaisant selon les normes en vigueur [64,81].

### **Jeu**

L'influence du jeu et du décalage des tôles sur la qualité des cordons hybrides a été largement étudié [82–84]. Le jeu maximum acceptable varie de 0,5 mm à 2 mm en soudage monopasse en fonction de l'épaisseur de la tôle et du matériau à souder [72,85]. La mise en équation de la capacité à combler un jeu dans le cadre du projet européen Hyblas [81] a ouvert la possibilité de combler un jeu jusqu'à 1,5 mm sur des tôles de 20 mm d'épaisseur sans support envers en utilisant la position en

corniche. Une réduction de la vitesse de soudage et de la puissance laser ainsi qu'une augmentation de la vitesse de fil permettent d'augmenter la tolérance au jeu [64]. L'utilisation du mode wobbling (oscillation de la position du faisceau laser) est également une piste intéressante pour augmenter la tolérance au jeu du procédé hybride [86,87].

### **Contrôle auto-adaptatif**

Différents moyens de contrôle en cours de soudage sont actuellement en développement : le suivi de joint par caméra ou laser, les mesures de courant et de tension, le contrôle des courants de Foucault et des émissions électromagnétiques [88,89]. En bouclant ces résultats avec les paramètres du procédé et en connaissant l'influence des différents paramètres sur la qualité des joints, une modification des paramètres opératoires en cours de soudage est possible [90]. Ce type de soudage auto-adaptatif est encore en cours de développement. Il offre une meilleure flexibilité du procédé et ouvrirait la possibilité de prévoir (et de prévenir !) l'apparition de défauts en cours de soudage. On pourrait, par exemple, observer la stabilité du keyhole pendant le soudage ce qui permettrait d'adapter les paramètres laser en temps réel [91]. Il est également possible de s'adapter à une augmentation du jeu par une diminution de la vitesse de soudage et une augmentation de la vitesse de fil [92,93].

### **Qualité des joints**

Le procédé de soudage hybride laser-MAG permet de réaliser des soudures répétables de qualité B (la plus restrictive) selon la norme ISO 13919-1 [35,92,93]. Les cordons hybrides laser-MAG ont des propriétés mécaniques et de propriétés en fatigue en accord avec les recommandations de l'International Institute of Welding (IIW) sur le soudage des aciers [94]. Les soudures faites par procédé hybride laser-MAG sont potentiellement plus résistantes en fatigue (moins de contraintes résiduelles) que les soudures faites en 4 passes en MAG dans le cas d'applications en mer froide [63]. De plus, le bon contrôle de la forme du bain offert par les nombreux paramètres opératoires disponibles en soudage hybride donne les moyens d'améliorer les rayons de raccordement et donc d'augmenter la durée de vie en fatigue de ces assemblages [95]. Pour les aciers de structure, un durcissement et une baisse de résistance à l'impact et à la propagation des fissures dans la ZAT en soudage laser est observée [96]. Dans ce cas, l'utilisation du procédé hybride en lieu et place du laser permet de diminuer la vitesse de refroidissement et donc d'éviter la création d'une structure de trempe en ZAT [60,97].

### **Pôles de compétences**

Les principaux pôles de compétence concernant le soudage hybride fortes épaisseurs sont les suivants (liste non exhaustive) : Lulea University of Technology (Suède), Lappeenranta University of Technology (Finlande), Fronius (Autriche), Fraunhofer ILT, Aaren University et Dresden University of Technology (Allemagne), Huazhong University of Sciences and Technology (Chine), Osaka University (Japon), Pennsylvania State University (USA). En France, on citera le PIMM (Paris), l'institut Maupertuis (Bruz), IREPA Laser (Illkirch-Graffenstaden) et l'institut Carnot de Bourgogne (Le Creusot).

### 1.3.4. Historique du procédé

Le soudage hybride n'est pas un procédé nouveau. En effet, la première publication concernant l'interaction d'un faisceau laser et d'un arc électrique date de 1979 [98]. On ne parlait alors pas encore de procédé hybride laser-arc mais de procédé arc « augmenté » par l'utilisation d'un laser. L'équipe des chercheurs Steen et Eboo avait alors déjà à l'époque observé l'intérêt de coupler de telle façon un arc TIG et un faisceau laser CO<sub>2</sub> (stabilisation et constriction de l'arc, épinglage de l'arc électrique au niveau du keyhole). Dans la décennie suivante, la plupart des applications hybrides laser-arc furent décrites mais le développement des sources laser n'était pas encore assez abouti à cette époque pour permettre leur passage de la recherche au développement.

Dans les années 1990, le potentiel industriel de la technologie a été démontré grâce à un important effort de recherche à travers le monde. On remarquera notamment les travaux portant sur le soudage hybride laser MIG ou MAG de Magee (Etats-Unis) [99], Beyer (Allemagne) [100], Dilthey (Allemagne) [60], Ishide (Japon) [101].

Depuis les années 2000, les publications se concentrent principalement sur les caractéristiques physiques du soudage hybride laser-MAG et sur les conséquences métallurgiques et mécaniques du soudage hybride [102–105]. L'apparition de sources laser industrielles à fibre et à disque à la fin des années 2000 ouvre la voie à de nouvelles applications du procédé. On peut ainsi utiliser un laser puissant, de bonne qualité optique et robotisable [27,106]. De nouveaux champs d'études du soudage hybride sont alors à explorer notamment du point de vue des interactions faisceau-matière, de la compréhension et de la suppression des défauts de soudage et de la simulation numérique du soudage. Les efforts actuels portent également sur la formalisation et la quantification de l'influence de chaque paramètre sur la qualité de cordon en utilisant les plans d'expérience ou la méthode Matrix Flow Chart (MFC) [65,107,108].

En 2009, Flemming Ove Olsen édite un ouvrage rassemblant des articles de dix auteurs spécialistes dans le domaine du soudage hybride et faisant l'état de l'art détaillé des différentes connaissances acquises depuis les années 1980. Ce livre de référence pour toutes personnes voulant apprécier le potentiel du soudage hybride laser-arc traite de nombreux aspects : historiques, phénomènes physiques mis en jeu, applications industrielles, propriétés mécaniques des joints soudés... Une partie de l'ouvrage traite également de particularités liées au soudage de différents matériaux (aciers, alliages d'aluminium, soudage de matériaux dissemblables) [25].

NB : Un panel intéressant d'applications du soudage hybride dans l'industrie est donnée dans un article de J. Defalco paru en 2007 dans *Welding Journal* [109].

Un frein important au développement du soudage hybride a longtemps été la modification des normes utilisées en soudage. Cependant, devant l'essor grandissant de cette technologie, les centres de certification comme le Det Norske Veritas ont édité des guides de bonne conduite dès 2006 [110]. Mais ce n'est qu'en 2013 que les normes ISO classiquement utilisées en soudage ont été adaptées au soudage hybride :

- La norme ISO 12932:2013 qui définit les dimensions des défauts types qui peuvent être acceptés dans les assemblages réalisés par le procédé de soudage hybride laser-arc [111].

- La norme ISO 15614-14:2013 stipulant les assemblages de qualification et les contrôles, examens et essais à réaliser pour le soudage hybride laser-arc [112].
- La norme ISO 15609-6:2013 spécifiant les exigences relatives au contenu du descriptif du mode opératoire de soudage (DMOS) pour le soudage hybride laser-arc [113].

### 1.3.5. Soudage hybride laser-arc dans l'industrie navale

Au niveau de la chaîne de production dans l'industrie navale, le soudage des panneaux plans et des raidisseurs est un goulot d'étranglement. Il est donc intéressant pour ce secteur de développer une technologie comme le soudage hybride, plus performante en vitesse de soudage et en pénétration [109]. Les moteurs principaux de l'implantation de cette technologie en lieu et place des procédés de soudage conventionnels comme le soudage sous flux sont l'augmentation des vitesses de soudage mais également la réduction des déformations dues au soudage (Figure I-18). Kristensen a évalué le temps nécessaire au redressement des tôles après soudage sous flux à 20 à 30% du temps total d'assemblage [44,114].



Figure I-18 : Panneaux plans et raidisseurs soudés par soudage sous flux. Notez les déformations causés par le soudage [44]

Les premières entreprises ayant implanté le soudage hybride dans l'industrie navale furent allemandes. Meyer Werft en 1994 avec une source laser CO<sub>2</sub> de 12 kW pour les panneaux sandwich des ponts, puis en 2002 avec un atelier entièrement automatisé et équipé du procédé hybride laser-MAG pour le soudage des panneaux plans 12 mm [25]. En 2000, Blohm and Vost intègre à son tour un procédé de soudage hybride laser-MAG avec deux sources laser CO<sub>2</sub> d'une puissance maximale de 12 kW pour le soudage des raidisseurs et des panneaux plans d'une épaisseur allant jusqu'à 12 mm. Le même type de matériel est implanté depuis 2005 dans la société Odense Steel Shipyard au Danemark. Dans les années suivantes, Aker Yard (Finlande) et Fincantieri (Italie) ont implanté en production les nouvelles générations de sources laser à fibre destinées au soudage hybride laser-MAG [44,115]. De nombreux autres exemples d'emploi du soudage hybride dans l'industrie navale sont disponibles dans la littérature [116–118]. On notera qu'en 2015, la France tente de rattraper son retard sur cette technologie. Dans une volonté de modernisation de son appareil de production, STX France (Saint-Nazaire) vient en effet d'annoncer l'achat d'un équipement de soudage hybride avec un laser à forte puissance pour son atelier panneaux plans. Ce sera le premier équipement hybride laser-MAG dédié à la production en industrie navale en France [119].

### 1.3.6. Aspect économique

Par rapport à un même cordon réalisé en MAG manuel multipasses sur une tôle d'acier 12 mm, le soudage hybride permet de gagner jusqu'à 90% de temps et de consommables [120]. Compte tenu du nombre important de soudures sur chaque navire produit, on estime que l'investissement pour mettre en place le procédé hybride peut être amorti en 2 ans dans l'industrie navale [109,121]. Les gains sont également importants en termes de préparation de bord (pas de chanfrein) et en opération de rectification par chaude de retrait après soudage (limitation des déformations). Les cordons sont en effet relativement étroits et en pleine pénétration, ce qui réduit considérablement les déformations angulaires par rapport à un cordon MAG multipasses avec un chanfrein en Y [44].

La tête hybride est une dépense supplémentaire par rapport à un appareillage laser mais elle permet de réduire la puissance laser nécessaire pour obtenir une certaine pénétration. Or une source laser coûte approximativement 50 000 € par kilowatt de puissance. Il est donc intéressant de chiffrer ce gain entre un appareillage laser et hybride laser-arc [28].

Il faut également prendre en compte l'ensemble des paramètres à optimiser et ne pas seulement tenter d'appliquer le soudage hybride sur des conceptions d'assemblage datant de 20 ou 30 ans. Le choix de cette technologie offre la possibilité de concevoir de nouveaux designs et d'assembler de nouveaux matériaux (acier à haute limite d'élasticité par exemple). Cela permet d'utiliser au maximum les possibilités offertes pour obtenir de meilleures performances ou un allègement de la structure afin de rentabiliser au maximum l'investissement [122].

La méconnaissance du laser, l'appréhension, le coût d'investissement, les besoins en compétences spécifiques sont autant de freins au développement du soudage hybride dans l'industrie. Cependant, le prix des équipements baisse à mesure que sa popularité augmente et l'investissement peut être très facilement rentabilisé quand les soudures sont nombreuses et de grandes longueurs. Il est nécessaire de voir le contexte général et de s'assurer que la préparation des pièces soit compatible avec l'implantation d'un procédé de soudage entièrement automatisé. Il est également possible de travailler en cluster pour mettre en commun des moyens lasers et faciliter leur accès aux entreprises de tailles moyennes [123].

### 1.3.7. Phénomènes physiques

La proximité directe entre l'arc électrique et le laser génère différents phénomènes physiques dont on citera ici quelques exemples.

Il faut bien différencier l'arc électrique qui est un plasma créé par l'application d'une différence de potentiel entre l'électrode et la pièce à souder et la plume qui est le plasma créé par l'ionisation des vapeurs métalliques sortant du keyhole sous l'effet du laser (interaction de type Bremsstrahlung inverse). La plume présente au-dessus de la tôle lors du soudage peut créer un effet de « bouclier » et baisser considérablement le rendement du soudage laser. Cette interaction est importante dans le cas d'un laser CO<sub>2</sub> car le taux d'absorption de la plume est grand pour une longueur d'onde de 10,6 μm. Ainsi, en soudage laser autogène, un jet de gaz latéral est nécessaire pour réduire la taille de la plume et éviter une perte de pénétration. En soudage hybride, la dilution des gaz ionisés dans l'arc électrique permet de réduire ce phénomène. On notera par ailleurs que ce type d'interaction



est faible dans le cas des faisceaux laser à disque ou à fibre (longueur d'onde de 1,03  $\mu\text{m}$  à 1,06  $\mu\text{m}$ ) [38,124].

Le laser stabilise l'arc électrique parce qu'il crée un point chaud au niveau du keyhole ce qui donne un point cathodique (ou anodique en fonction du mode de soudage) très stable pour l'arc. Les gaz ionisés contenus dans la plume facilitent l'amorçage de l'arc, abaissent la tension et créent une constriction de l'arc. Cela peut avoir pour effet de changer le régime de transfert des gouttes de métal d'apport du court-circuit vers la pulvérisation axiale et de favoriser une bonne pénétration. La plume affecte également la distribution de courant au niveau de la goutte en créant des champs électromagnétiques qui détournent la goutte de sa trajectoire rectiligne et l'attire vers le keyhole [60,125–129]. L'arc a un effet de préchauffage qui permet de diminuer la puissance laser nécessaire pour obtenir une certaine pénétration. Il forme une surface concave sur le bain de fusion ce qui augmente l'absorptivité de la surface [130].

Le jeu joue un rôle important dans les interactions laser-plume et change le comportement des vapeurs métalliques. En effet, un jeu fin permet aux vapeurs métalliques de s'évacuer entre les tôles au lieu de s'échapper en endroit de la soudure. Ceci a pour conséquence de réduire l'effet « bouclier » de la plume, de stabiliser le procédé et d'augmenter le rendement [78].

### **1.3.8. Défectologie**

Le joint soudé est souvent considéré comme une zone de faiblesse des structures. Pour diminuer les risques de ruine, de nombreuses études ont porté sur la compréhension des défauts de soudage afin de faciliter leur suppression. En plus des défauts géométriques, de nombreux défauts comme le manque de fusion, l'hétérogénéité chimique de la ZF, le manque de pénétration ou le puckering<sup>2</sup> peuvent apparaître en soudage à haute vitesse [67,84,131–134]. Les défauts typiques du procédé de soudage hybride laser-MAG sont la formation de caniveaux et de porosités, la fissuration à chaud, le humping et le dropping.

#### **1.3.8.1. Caniveaux**

Un caniveau est un manque de matière continu sur les bords d'un cordon de soudure. Il peut réduire fortement la durée de vie de l'assemblage en fatigue [135]. Lorsqu'il est localisé, on parle alors de morsure. Frostevarg a identifié six types de caniveaux en soudage hybride laser-MAG (Figure I-19) [69]. La présence d'oxydes en surface rendant plus difficile le mouillage, une vitesse de soudage excessive ou un arc instable sont des facteurs de risque [108,136]. Les caniveaux sont dus au rapide flux de métal liquide vers l'arrière sur la ligne centrale du bain de fusion ne permettant pas une bonne redistribution de la matière sur les bords du cordon en soudage haute vitesse [137,138]. Le contrôle de la forme du bain à travers l'optimisation des paramètres opératoires contribue à supprimer les caniveaux en soudage hybride [139]. Le placement du keyhole au niveau de la transition entre la zone concave du bain de fusion et le bombé favorise l'apport de matière vers les côtés du bain [108]. Un bon alignement du laser avec l'arc évite la formation de caniveaux asymétriques par manque de matière sur un seul côté. Un blanchissement des tôles (décapage mécanique) avant soudage réduit la quantité d'oxyde sur les bords du bain et donc limite le risque

---

<sup>2</sup> Puckering : aspect irrégulier du cordon où des rides se forment en surface.

d'apparition des caniveaux. L'utilisation du régime CMT réduit également ce risque en réduisant la déformation de la surface du bain sous l'effet de l'arc électrique.

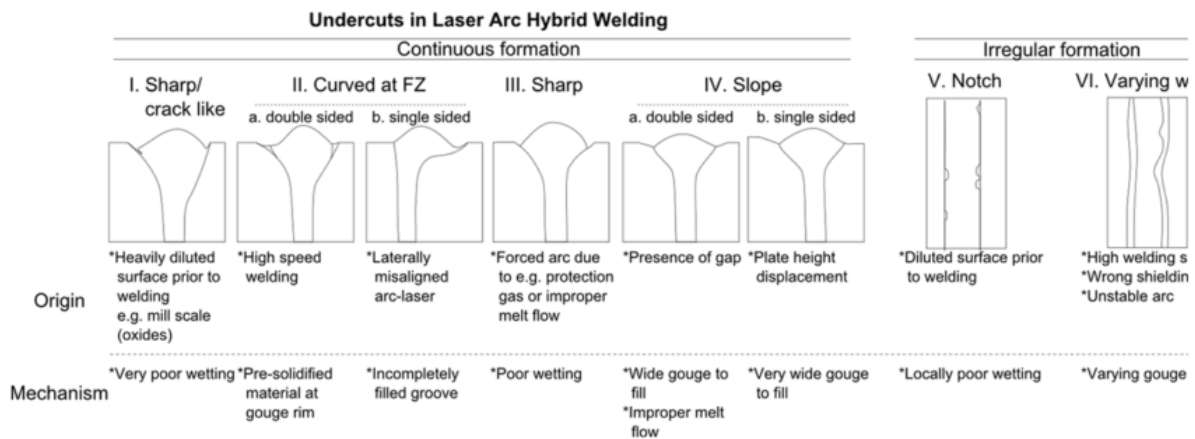


Figure I-19 : Types de caniveaux en soudage hybride laser-MAG [69]

### 1.3.8.2. Porosités

Des bulles de gaz peuvent être créées dans le bain fondu lors du soudage et être piégées dans le cordon pendant son refroidissement, on parle alors de porosités (Figure I-20). Le soudage à haute vitesse augmente le risque de formation de porosité dans le cordon en raison d'une réduction du temps de dégazage. Les alliages légers sont particulièrement touchés par ce type de défauts en raison de la faible solubilité de l'hydrogène dans le métal solide par rapport au métal liquide et d'éléments (comme le Mg) ayant une forte susceptibilité à passer sous forme gazeuse lors du soudage [140]. Pour le soudage laser et hybride, on a une augmentation du risque de formation de porosités lorsque le keyhole est non débouchant. En effet, une partie des vapeurs métalliques formant le keyhole peut être piégée en cas d'effondrement de celui-ci [141,142]. Ainsi, la stabilité du keyhole est un facteur important qui peut être prédit par la simulation numérique [143]. En soudage laser à fibre, la modulation de la puissance laser permet un meilleur dégazage. Cependant, ce procédé n'est pas efficace en soudage hybride [144]. Un léger ajout d'oxygène dans le gaz de protection stabilise le keyhole par la formation de CO qui augmente la pression de recul, ce qui réduit le risque de formation de porosités par ce mécanisme [144]. L'augmentation du courant de soudage facilite le dégazage en augmentant le temps et la surface d'échange [142,145]. L'application d'un champ magnétique oscillant pour contrôler le bain de fusion et améliorer le dégazage est également efficace [146].

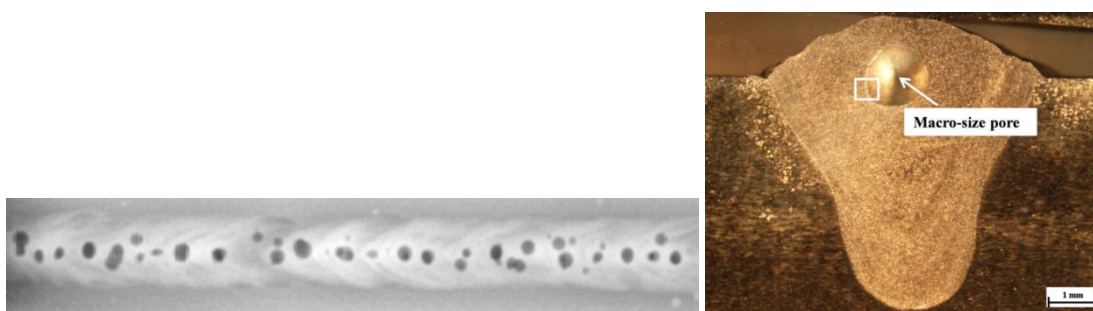


Figure I-20 : Radiographie X d'un cordon de soudure présentant des porosités et macrographie associée [141]

### 1.3.8.3. Fissuration de solidification (fissuration à chaud)

La fissuration de solidification apparaît dans les dernières phases du refroidissement du bain fondu et de son passage à l'état solide. Une fine couche de liquide présente aux joints de grains se déchire sous l'effet des contraintes de retrait (Figure I-21). Ce phénomène est expliqué par une interaction complexe entre des facteurs métallurgiques et mécaniques et est gouverné par le mode de refroidissement issu des paramètres de soudage utilisés. C. E. Cross propose un état des lieux complet de différentes théories expliquant cette fissuration à chaud [147]. Par exemple, la formation d'un eutectique FeS à bas point de fusion aux joints de grains pour les aciers riches en soufre peut accentuer le risque de rupture. On évite cette formation par l'ajout de manganèse afin de capter le soufre [147–149]. Ce type de comportement est également visible dans le cas de présence en excès de phosphore et bore. La forme particulière très pénétrée, peu large et généralement longue des bords de fusion en soudage laser et hybride les rend sensibles à la fissuration à chaud [150]. En effet, une zone de faiblesse se forme au milieu de ces bords étroits et profonds au cours de la solidification [21,151]. Les fins de cordon sont particulièrement sensibles à la fissuration à chaud par l'absence de matière à l'avant du bain qui diminue le temps de refroidissement [102]. De plus, un fort bridage, des tôles épaisses ou un pointage important augmentent les contraintes de retrait et donc le risque de fissuration à chaud [102]. La diminution de la vitesse de soudage réduit le risque de fissuration à chaud en soudage hybride laser-MAG tout comme l'augmentation de la puissance arc et la diminution de la puissance laser [150,152]. Les efforts actuels de recherche concernent le développement d'un modèle de prédiction fiable de la fissuration à chaud [148]. Ce type de défaut n'a pas été observé dans le cadre de l'étude de la soudabilité de l'acier S460ML.

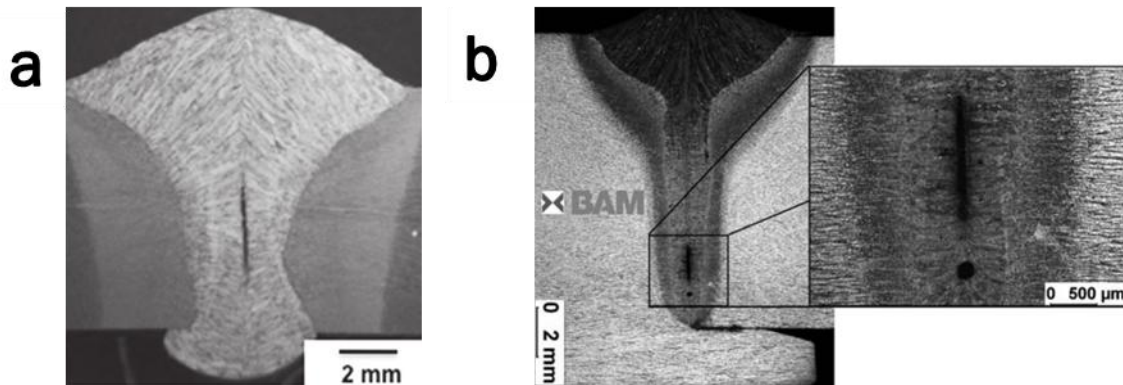


Figure I-21 : Fissuration de solidification dans un acier en soudage MAG tandem [151] et en soudage hybride laser-MAG [150]

### 1.3.8.4. Humping

Le humping est la variation périodique de la largeur endroit du cordon et du bombé (Figure I-22). Il apparaît au-dessus d'une vitesse de soudage critique qui dépend des paramètres opératoires (courant utilisé, gaz de protection) [153,154]. Plusieurs modèles ont été proposés pour expliquer ce phénomène mais le mécanisme exact de formation de ce type de défaut reste controversé. L'influence des courants Marangoni sur l'apparition de ce défaut a été rejetée. A l'inverse, l'équilibre des tensions de surface en fonction de la largeur et la hauteur du bain permet de prédire l'apparition du humping dans certaines conditions [155]. La vitesse de mouvement du métal fondu vers l'arrière du bain semble être un facteur clé et les solutions réduisant cette vitesse sont efficaces pour

supprimer le humping [156–158]. On peut citer notamment l’inclinaison de la torche vers l’avant en TIG et MIG/MAG ou l’utilisation d’une torche TIG derrière une torche MIG/MAG [153,158]. L’utilisation du soudage hybride permet d’augmenter drastiquement la vitesse critique d’apparition du humping par rapport au soudage MIG/MAG seul par l’effet de préchauffage et une meilleure répartition de l’apport de chaleur [159].

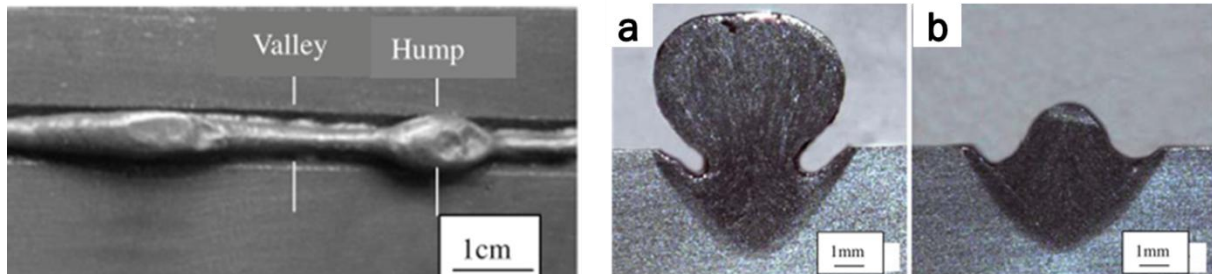


Figure I-22 : Humping en soudage MAG : (a) vallée ; (b) hump [158]

### 1.3.8.5. Dropping

Pour le soudage de tôles de fortes épaisseurs, lorsque le bain de fusion est trop important pour être maintenu en place, on peut observer un effondrement de celui-ci. Lorsque cet affaissement se présente sous forme de gouttes de tailles et d’espacements réguliers, on parle de « root humping », de « periodic root sagging » ou encore de « dropping » (Figure I-23).

Bien que l’aspect envers d’un cordon présentant du dropping semble proche de l’aspect endroit d’un cordon avec humping, les phénomènes mis en jeu dans ces deux cas sont complètement différents. En effet, le dropping est principalement régi par un équilibre entre la tension de surface à l’envers du bain et la gravité ainsi que par la stabilité du keyhole. Ce défaut est donc typique des procédés lasers et hybrides laser-arc.

Les paramètres opératoires ainsi que la taille des tôles vont jouer sur la taille du bain et donc sur l’aspect de celui-ci. De même, la présence d’oxydes à l’envers du cordon va modifier les tensions de surface [79]. Récemment, Blectcher et al [160] ont proposé un terme  $H^*$  reflétant l’équilibre entre la tension de surface envers et le poids du bain de fusion (Équation I-4). Il permet de prévoir l’effondrement du bain en soudage hybride laser-MAG.

$$H^* = \frac{\eta P / U}{\rho(h + \Delta H_v) \pi r_b^2} \quad (\text{Equation I- 4})$$

Où  $\eta$  est l’absorptivité,  $P$  est la puissance laser,  $r_b$  est le rayon de la tache focale du laser au point de focalisation,  $U$  est la vitesse de soudage,  $\rho$  est la masse volumique du métal liquide,  $h$  est l’enthalpie du métal liquide à la température d’évaporation, et  $\Delta H_v$  est la chaleur latente de vaporisation.

L’auteur détermine que pour une épaisseur de tôle supérieure à 10 mm et pour un facteur  $H^*$  supérieur à 15, le dropping apparait. Il conclut également que ce défaut est lié à une énergie trop importante et qu’en la diminuant, il est possible de supprimer ce défaut. Malgré tout, cette observation est en contradiction avec les travaux de Haug sur le sujet [34]. La stabilité du keyhole n’est pas prise en compte et cela ne permet pas d’expliquer la périodicité de l’apparition des gouttes.

Une hypothèse serait en effet que le dropping n'est pas seulement lié à un effondrement du bain mais également à une instabilité du keyhole. Lorsque l'on augmente la vitesse de soudage, le keyhole n'est plus rectiligne et se courbe, ce qui augmente sa longueur et rend plus difficile son ouverture en envers (la pénétration effective devient plus grande que l'épaisseur de la tôle). Une augmentation de la puissance laser facilite donc la suppression du dropping. La paroi du keyhole créé par un laser CO<sub>2</sub> est moins lisse que celle d'un laser à fibre. Ainsi, l'évaporation sur la surface bosselée du keyhole va créer de forts mouvements de convection le long du keyhole vers le bas de la zone fondue. Ce flux de matière va alimenter la création des gouttes de métal fondu en pied de cordon [34,161,162].

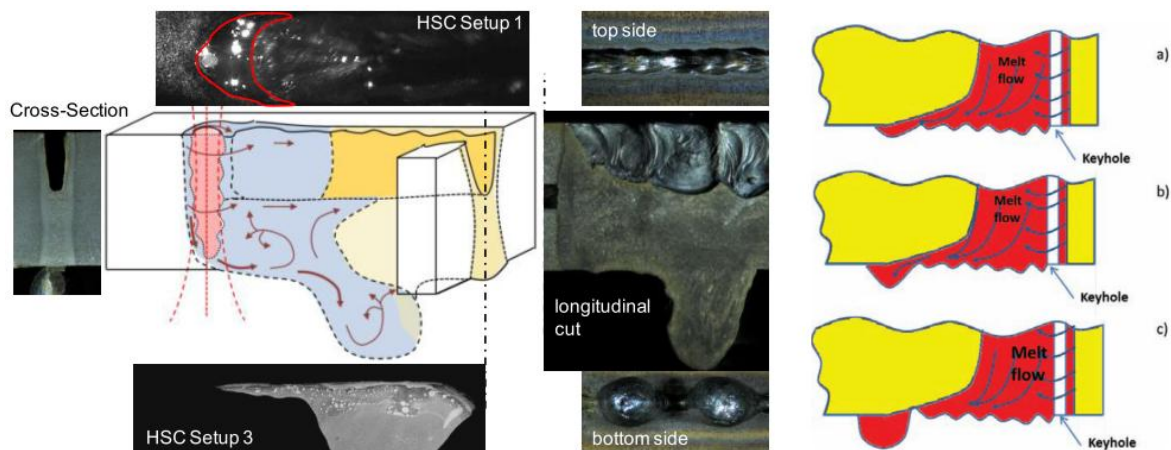


Figure I-23 : Description du dropping en soudage laser par différentes méthodes de caractérisation [34,162]

L'utilisation d'une bande métallique ou d'un lit de poudre support, un maintien du bain par l'application d'un champ magnétique [37,146], un soudage en corniche, la suppression de l'oxydation de surface envers avant soudage permettent de se prémunir du dropping [79,81,163]. Une suppression du dropping par usinage, meulage ou refusion TIG ou laser [162] est également possible mais cela ajoute une étape supplémentaire de production ce qui diminue l'intérêt de choisir le soudage hybride laser-MAG. Cependant, un bon contrôle des paramètres opératoires reste évidemment la solution la plus appropriée et la plus économique.

### 1.3.9. Soudage hybride multicathodes

Dans un article de 2012, Paul Kah fait l'état de l'art des récentes avancées dans la recherche sur le soudage hybride laser-arc [164]. Une partie de cet article est consacrée au soudage hybride multicathodes. A ce jour, peu de publications ont concerné l'utilisation d'un laser combiné avec deux procédés à l'arc ou plus. Cependant, les gains escomptés sont nombreux (augmentation du taux de dépôt, limitation des caniveaux, augmentation de la vitesse de soudage, limitation de la dureté en ZAT...). [43,60,64,80,81,163-167]

Une tête de soudage hybride multicathodes HYDRA (Hybrid Welding Double Rapid Arc) a été développée par l'institut de soudage et d'assemblage ISF à Aix-la-Chapelle (Allemagne) et combine dans la même zone d'action un laser situé entre deux torches MAG (Figure I-24). On peut citer les travaux de Dilthey [60] et Wieschemann [80] ayant travaillé sur cette configuration. L'augmentation du taux de dépôt permet d'augmenter la vitesse de soudage par rapport au procédé hybride monocathode et de combler des chanfreins de tailles importantes. Un jeu de 2 mm sur un

assemblage de deux tôles d'acier d'épaisseur 5 mm a pu être comblé en plaçant les deux torches MAG à l'avant du laser en position tiré.

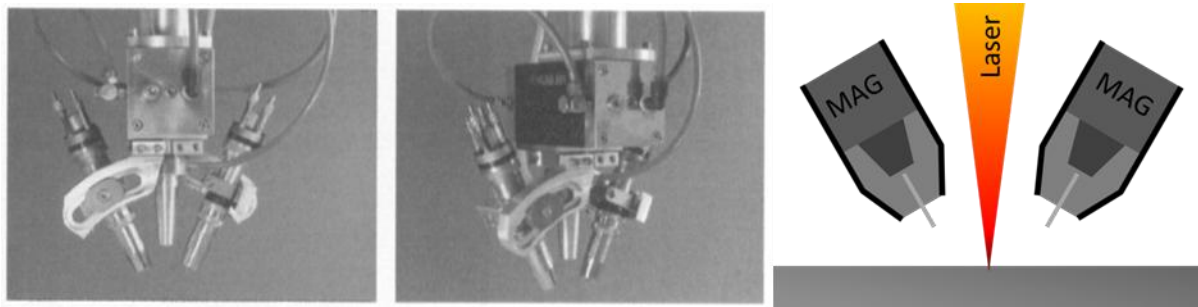


Figure I-24 : Tête de soudage hybride laser-MAG multicathodes HYDRA [60] et schéma du procédé

Un autre type de tête de soudage hybride a été développé par la société Fronius et combine cette fois un faisceau laser avec une torche de soudage tandem (Figure I-25). Le laser contrôle la pénétration et la torche tandem est utilisée pour augmenter la taille de la gorge et le jeu tolérable. Cette configuration permet de réduire la pression d'arc par rapport au procédé hybride monocathode par l'utilisation d'une torche tandem tout en conservant ou en augmentant le taux de dépôt. Le procédé est ainsi plus stable et la vitesse de soudage ainsi que le jeu accommodable sont augmentés par rapport au soudage monocathode. Une réduction des projections et une augmentation du taux de dépôt sont également possibles par la bonne maîtrise du détachement des gouttes de métal d'apport [43,164,165].

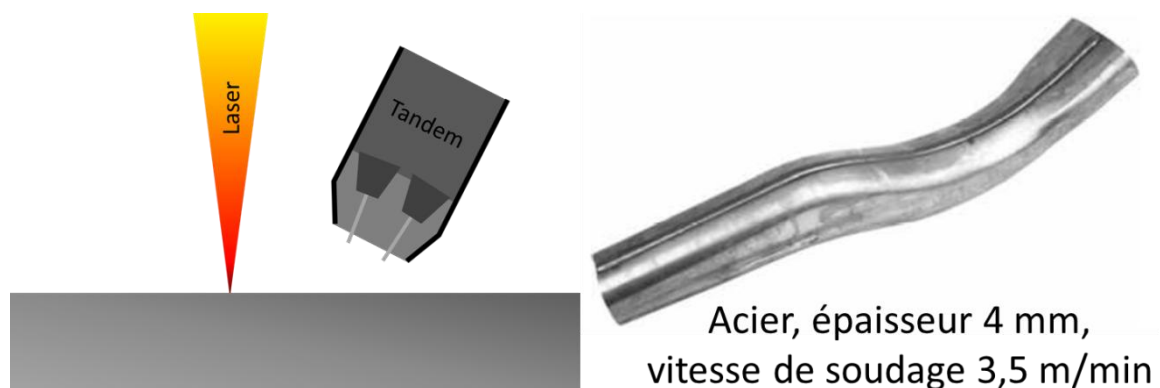


Figure I-25 : Schéma du procédé laser + tandem et exemple d'application du procédé sur une tôle enroulée [165]

Le procédé hybride laser-MAG peut être également combiné au procédé tandem à travers la tête hybride laser-MAG + tandem (Figure I-26) [165,168]. La présente tête de soudage a été développée pour rendre possible le positionnement du laser entre la torche MAG et la torche tandem. Cette configuration tri-cathodes permet de gérer la répartition de l'apport de chaleur entre les procédés et ainsi d'avoir une bonne maîtrise de la forme du bain et des temps de refroidissement. Elle favorise l'augmentation du taux de dépôt et donc la productivité.



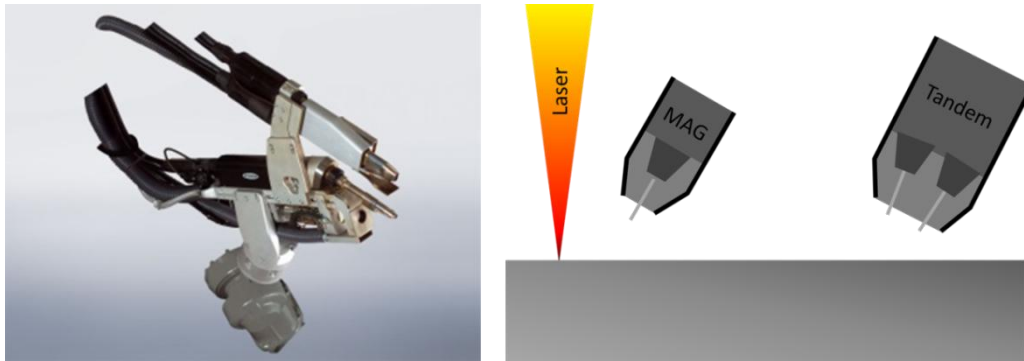


Figure I-26 : Tête de soudage hybride laser-MAG + tandem [168] et schéma du procédé

Parmi les publications portant sur le soudage hybride multicathodes, peu de travaux ont traité de la qualité métallurgique des cordons et des différentes interactions apparaissant entre le laser et les différents arcs électriques. Les publications se limitent généralement à la description du procédé et aux gains espérés.

On peut cependant citer Gu et al. ayant travaillé sur des lignes de fusion en pénétration partielle sur un acier Q235A [166]. Dans leurs travaux, un laser d'une puissance maximale de 2 kW est entouré de deux torches MAG à proximité directe (configuration Hydra). Ils ont observé des comportements similaires à ceux observés en soudage hybride laser-MAG monocathode. La plume de plasma formée au-dessus du keyhole influence l'épinglage de l'arc au niveau du keyhole. Le chemin des gouttes de métal d'apport est incurvé car elles se déposent près du keyhole au lieu de se déposer en ligne droite dans l'axe de la torche MAG. La création du plasma au-dessus du keyhole fait baisser la température à l'extrémité du fil ce qui ralentit la fusion du bout du fil d'apport et augmente le temps de création des gouttes.

Dans la configuration Hydra et toujours en pénétration partielle, Reis et al. ont étudié l'influence de la synchronisation des pulses de chaque torche sur le transfert des gouttes [169]. Lorsque les pulses sont synchronisés ou pratiquement synchronisés, les deux arcs électriques interagissent ce qui dégrade l'apparence du cordon. En effet, soit les deux gouttes sont éjectées hors du bain (Figure I-27a), soit elles fusionnent avant d'atteindre le bain au niveau du laser formant une goutte de taille importante (Figure I-27b). Dans ce dernier cas, le laser vient évaporer une partie de cette goutte avant son arrivée dans le bain. Un réglage en inversion de phase entre les deux torches permet d'obtenir la meilleure qualité de cordon.

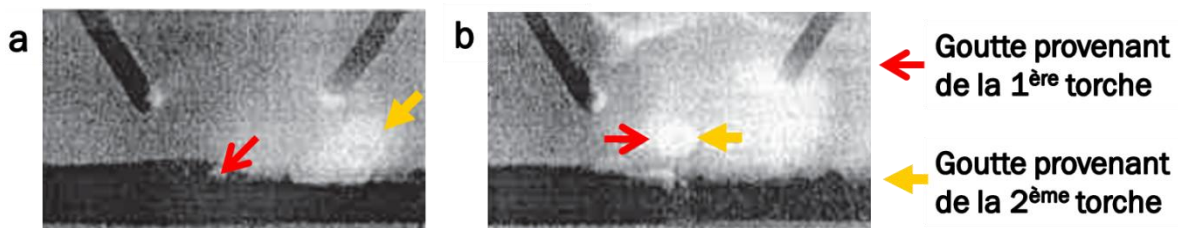


Figure I-27 : Interactions entre les gouttes de métal d'apport en soudage hybride laser-tandem (a) gouttes projetées hors du bain de fusion (b) gouttes fusionnant avant d'atteindre le bain de fusion [169]

Les travaux de Seffer concernent le soudage hybride bicathodes pleine pénétration de tôles d'acier d'épaisseur 23 mm avec une préparation en Y [163]. Une première torche MAG précède de 3mm un faisceau laser de puissance 16 kW. La deuxième torche MAG est quant à elle espacée de 120 mm

(Figure I-28). Elle crée un bain de fusion séparé qui n'a pas d'influence sur la pénétration et permet seulement de combler le manque de matière en haut du cordon. La vitesse maximale de soudage est de  $1,2 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ . La stabilité du bain en envers ne pouvant pas être assurée, un support sous forme de lit de poudre ou de bande métallique est employé. La qualité du cordon est fortement sensible aux variations de paramètres opératoires (vitesse de fil, vitesse de soudage) et à la préparation de joint (désalignement, variation du jeu).

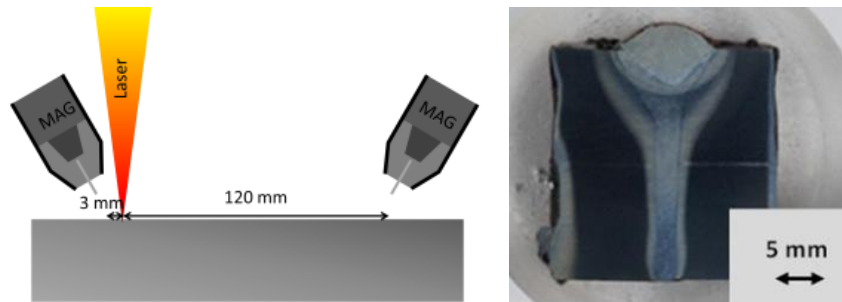


Figure I-28 : Schéma de la configuration hybride laser-bicathodes utilisé par Seffer et al. et macrographie associée [163]

Ayant participé à l'élaboration des différentes têtes hybride multicathodes au sein de Fronius, Stauffer a étudié la qualité des cordons hybrides multicathodes [165]. Un acier à haute limite d'élasticité, le S700MC d'épaisseur 8 mm avec une préparation de bord en Y comportant un talon de 3,5 mm, a été soudé grâce au procédé hybride laser arc + tandem. Un laser de puissance 4 kW a été utilisé et la distance entre la torche hybride et la torche tandem a été fixée à 104 mm. La bonne stabilité du bain est assurée par le faible talon et l'éloignement des procédés hybrides et tandem. Ainsi une vitesse de soudage de  $1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  peut être atteinte. Les cordons sont satisfaisants visuellement et mécaniquement (dureté Vickers, essais de traction, essais de choc Charpy). La synergie entre la première torche MAG et le faisceau laser permet de réduire la puissance laser nécessaire pour obtenir la pleine pénétration.

Une autre configuration hybride composée d'un laser  $\text{CO}_2$  de 20 kW avec deux torches MAG situées à l'envers et à l'endroit a permis le soudage de tôles d'épaisseur 30 mm à  $0,8 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  en position corniche (Figure I-29) [64,81,164]. Ce même type de configuration a également été testé en soudage vertical descendant [167].

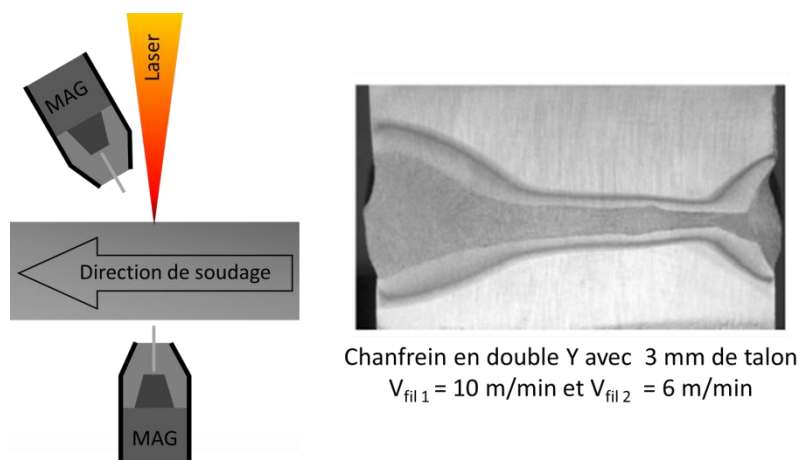


Figure I-29 : Schéma du procédé de soudage hybride bicathodes envers/endroit utilisé sur tôle d'acier d'épaisseur 30 mm et macrographie associée [64]



### 1.3.10. Intérêt de l'étude

Suite à l'ensemble de ces observations, le choix du couple acier S460ML / soudage hybride laser-MAG est pertinent pour l'industrie navale. Les gains potentiels en terme d'allègement des structures et d'augmentation de la productivité peuvent être considérables. Or, la réduction de la consommation d'énergie est un enjeu important pour l'industrie navale. De plus, l'établissement récent d'un cadre normatif pour le soudage hybride laser-MAG facilitera à l'avenir l'implantation de ce type de technologie. Il est donc intéressant d'appréhender conjointement les aspects métallurgiques et technologiques pour obtenir un panorama complet des enjeux à considérer.

Une caractérisation précise de la microstructure et des propriétés mécaniques de l'acier S460ML ainsi que de leurs évolutions lors des cycles thermiques à hautes températures est donc nécessaire pour vérifier qu'il n'y a pas de chute des propriétés mécaniques en ZF et ZAT. Il est également primordial de limiter le nombre de passes lors de l'assemblage pour éviter de détériorer les propriétés mécaniques de l'acier S460ML. Le soudage hybride laser-MAG est tout à fait approprié pour ce type de matériau car il limite la taille de la ZAT et permet de souder de forte épaisseur en monopasse. De plus, il limitera les déformations par rapport au procédé « arc submergé » utilisé actuellement, ce qui permettra de gagner du temps sur le redressage des pièces après soudage.

Les tôles à souder dans cette étude sont d'épaisseur importante (10 mm). Il convient donc de bien maîtriser le procédé de soudage hybride laser-MAG pleine pénétration pour éviter l'effondrement du bain. Il est important d'un point de vue industriel d'optimiser la vitesse de soudage et de bien maîtriser le refroidissement post soudage pour limiter le durcissement en ZAT. L'utilisation d'un procédé de soudage innovant comme le soudage hybride laser-MAG multicathodes est un atout majeur pour atteindre ces objectifs. La connaissance des cycles thermiques au sein du matériau est également intéressante pour prévoir l'évolution de la microstructure et pour un calcul futur de déformation et/ou de contraintes résiduelles.

Le choix du couple acier S460ML/Soudage hybride laser-MAG a un fort potentiel aussi bien du point de vue allègement des structures qu'augmentation de la productivité. Cette étude a donc plusieurs objectifs :

- Déterminer la soudabilité de l'acier S460ML ;
- Étendre la compréhension du soudage hybride laser-MAG pour bien maîtriser ce procédé;
- Vérifier que le soudage hybride ne détériore pas les propriétés esthétiques, microstructurales et mécaniques de l'acier S460ML ;
- Comprendre les phénomènes à l'origine du dropping et ses conséquences sur la qualité de la soudure pour proposer des solutions applicables industriellement ;
- Employer le soudage hybride laser-MAG multicathodes pour chercher une meilleure vitesse de soudage et limiter la dureté en ZAT ;
- Calculer par simulation numérique les cycles thermiques au sein de l'acier S460ML lors du soudage hybride laser-MAG.



# Chapitre 2 : Dispositifs expérimentaux

## 2.1. Equipements de soudage

Les essais de soudage ont été réalisés à l'Institut Maupertuis situé à Bruz près de Rennes (35). La tête de soudage hybride conçue par cet institut permet de combiner une tête laser HighYag avec une ou plusieurs torches MAG. Cette tête hybride est montée sur un bras robotisé 6 axes Fanuc R2000iA/165F et permet un réglage de la distance entre le faisceau laser et les torches MAG grâce à un rail. Les optiques permettant de focaliser le faisceau laser sont protégées des fumées et des projections par un jet d'air comprimé appelé « cross jet » (Figure II-1).

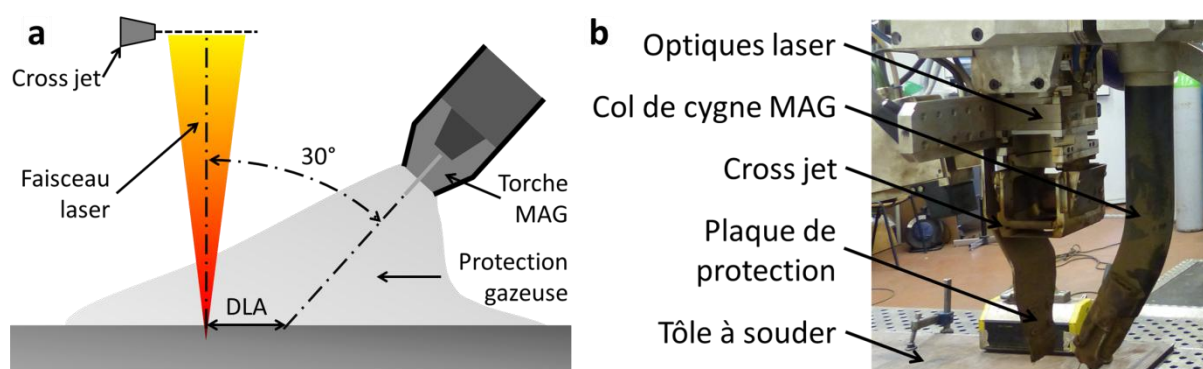


Figure II-1 : Schéma du procédé hybride laser-MAG (a) et tête hybride utilisée pour les essais de soudage hybride laser-MAG monocathode (b) (avec la courtoisie de l'Institut Maupertuis)

La vitesse de soudage est contrôlée par l'avancement du bras robotisé. Cependant, pour les besoins de l'imagerie haute vitesse, il peut être nécessaire d'immobiliser la tête de soudage afin qu'elle reste dans le champ de la caméra. Dans ce cas, c'est la tôle qui se déplace en étant fixée sur un chariot automatisé. Le déclenchement est réalisé à distance à l'aide d'un automate et permet de lancer simultanément le tir laser avec l'allumage des arcs ainsi que l'acquisition des données durant le soudage.

La source laser à disque Trumpf Trudisk 12002/4C fournit un faisceau laser de longueur d'onde 1030 nm dont la puissance peut être modulée de 0,4 à 12 kW. Le faisceau laser est continu et est acheminé jusqu'à la tête de soudage par une fibre de diamètre 200  $\mu\text{m}$  ou 400  $\mu\text{m}$ . Selon la fibre utilisée, le spot laser a un diamètre de 300  $\mu\text{m}$  ou 600  $\mu\text{m}$  dans le plan de focalisation (Figure II-2). Sauf indication contraire, le faisceau laser est focalisé 4 mm en-dessous de la surface de la tôle et perpendiculairement à celle-ci. Ce choix a été guidé par l'étude présentée au paragraphe 3.3.1. Les caractéristiques du faisceau de diamètre 600  $\mu\text{m}$  au plan de focalisation ont été mesurées et sont présentées en Figure II-2. Il est circulaire, monomode et de type gaussien, la densité d'énergie au plan de focalisation est assez homogène sur l'ensemble de la surface du faisceau. Le faisceau

présente un BPP<sup>3</sup> de 15,7 mm.rad à 1500 W pour une cible de 400µm. La qualité de ce faisceau est donc bonne et est compatible avec une application en soudage forte épaisseur.

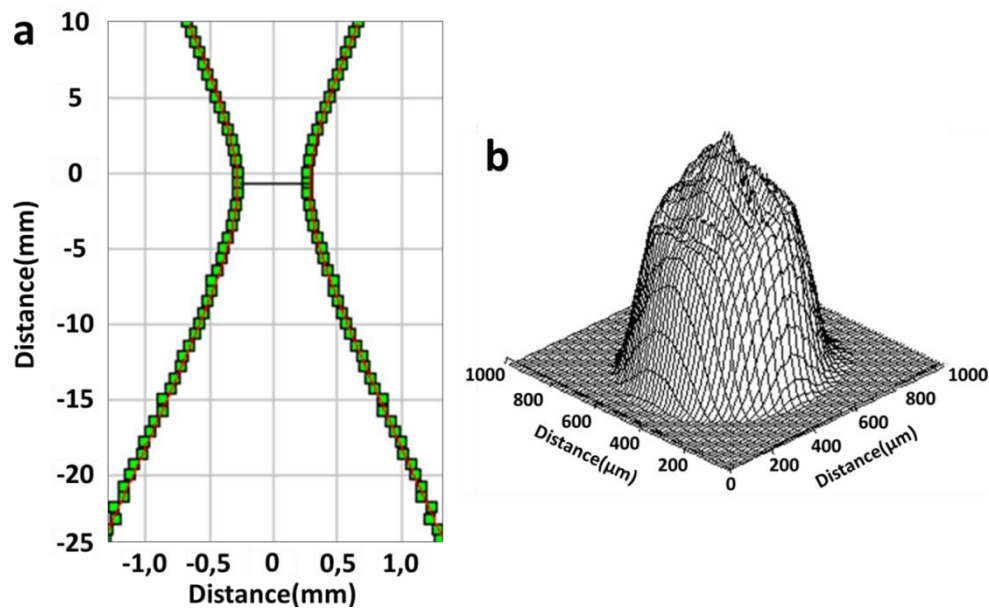


Figure II-2 : Mesures réalisées sur le faisceau laser de diamètre 600 µm : forme du faisceau laser en coupe (a), et représentation de la densité d'énergie au plan de focalisation (unité de puissance arbitraire) (b)  
On définit la forme du faisceau en prenant l'enveloppe contenant 90% de la puissance totale

En fonction des besoins, une ou plusieurs torches MAG classiques et/ou une torche bi fil ont été utilisées. Le courant est fourni par des générateurs de soudage Fronius® permettant de souder en courant lisse, pulsé et en régimes CMT ou CMT pulsé. Les fils d'apport utilisés sont des fils fourrés à poudre métallique de diamètre 1,2 mm et de nuance T46 4 MM 2 H5 selon la norme EN ISO 1746-4. Cette nuance a une composition proche de celle de l'acier S460ML (voir Tableau II-1). De plus, nous avons utilisé un fil d'apport marqueur en acier inoxydable 307Si afin de quantifier les dilutions entre les différents bains de métal fondu (celui qui provient de la fusion laser et celui qui provient du procédé MAG). Dans toutes les configurations étudiées, le fil d'apport dépasse de la buse MAG de 19 mm (Stick-out).

	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Nb
<b>Métal de base S460ML (% massique)</b>	0,10	0,31	1,57	0,011	0,001	0,005	0,039	0,07	0,05	0,10	0,03	0,01	0,02	0,04
<b>Métal d'apport T46 4 MM 2 H5 (% massique)</b>	0,05	0,33	1,54	0,010	0,020	0,006	-	0,0	0,03	0,05	0,0	0,0	-	-
<b>Marqueur acier inoxydable 307Si (% massique)</b>	0,2	1	7,5	-	-	0,06	-	0,3	18,8	10	0,4	-	-	-

Tableau II-1 : Composition chimique des métaux de base et d'apport

<sup>3</sup> **Beam Parameter Product (BPP)** : Produit du rayon au plan de focalisation par le demi-angle de divergence. Il permet d'exprimer la capacité du faisceau à être focalisé en un point de faible diamètre et dépend du diamètre de fibre. Plus cette valeur est faible plus la qualité du faisceau est bonne.

Le gaz de protection est un mélange de 90% Ar + 5% CO<sub>2</sub> + 5% O<sub>2</sub> appelé Teral 23® chez le fournisseur Air Liquide®. La protection gazeuse n'étant pas neutre, les essais sont donc réalisés en soudage hybride laser-MAG. Le courant et la tension de soudage sont contrôlés par le ou les postes Fronius® grâce à une loi synergétique. En indiquant l'épaisseur de la tôle et le matériau à souder, la nature du gaz ainsi que la nuance du fil d'apport et son diamètre, le poste applique un courant et une tension en fonction de la vitesse de fil. Le courant et la tension sont mesurés en direct sur le poste Fronius®. La fiabilité de ce système de mesure a été contrôlée par la mesure de la tension entre l'extrémité de la buse et le poste, et par la mesure de l'intensité aux bornes d'un shunt de résistance connue.

Les lignes de fusion ont été réalisées sur des tôles de dimensions 200 mm × 100 mm × 10 mm. Les tôles utilisées pour les assemblages bout à bout sont quant à elles de dimensions 200 mm × 50 mm × 10 mm. Les tôles sont soit découpées au laser, soit usinées en bords droits ou chanfreinées en fonction des besoins. Pour fournir les données nécessaires à la modélisation, des essais avec 3 lignes de fusion espacées de 5 cm par tôle de dimensions 200 mm × 100 mm × 10 mm ont également été réalisés. L'ensemble des paramètres utilisés pour les essais de soudage est détaillé en Annexe 1.

NB : les abréviations suivantes sont utilisées pour désigner les paramètres opératoires et seront retrouvées tout au long du manuscrit :

- $v_s$  : Vitesse de soudage
- DLA : Distance Laser-Arc
- $P_{laser}$  : Puissance laser
- $v_{fil}$  : Vitesse de fil
- I : Intensité
- U : Tension

## 2.2. Soudage hybride bicathodes

Un deuxième type de tête hybride a également été utilisé durant les essais. Il permet de combiner un faisceau laser avec, au maximum, deux torches tandem, une en avant et une en arrière de celui-ci (Figure II-3).

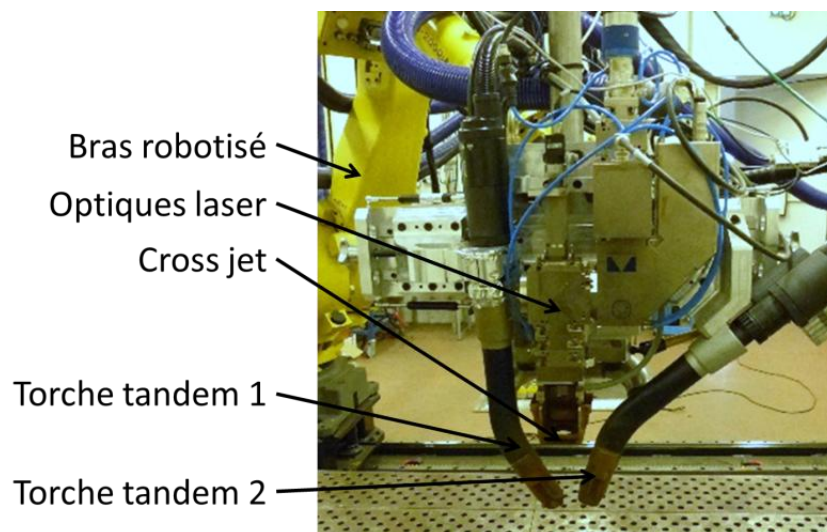


Figure II-3 : Tête hybride multicathodes (courtoisie Institut Maupertuis)

En fonction du nombre de fils chargés dans les dévidoirs, on peut donc travailler du soudage hybride laser-MAG monocathode au soudage laser plus 2 fils MAG en amont et 2 fils MAG en aval. Dans le cadre de ces essais, deux configurations hybrides bicathodes sont utilisées :

- Un laser suivi d'une torche tandem (2 fils avec deux postes de soudage associés, Figure II-4a),
- Un laser entouré de deux torches MAG (Figure II-4b).

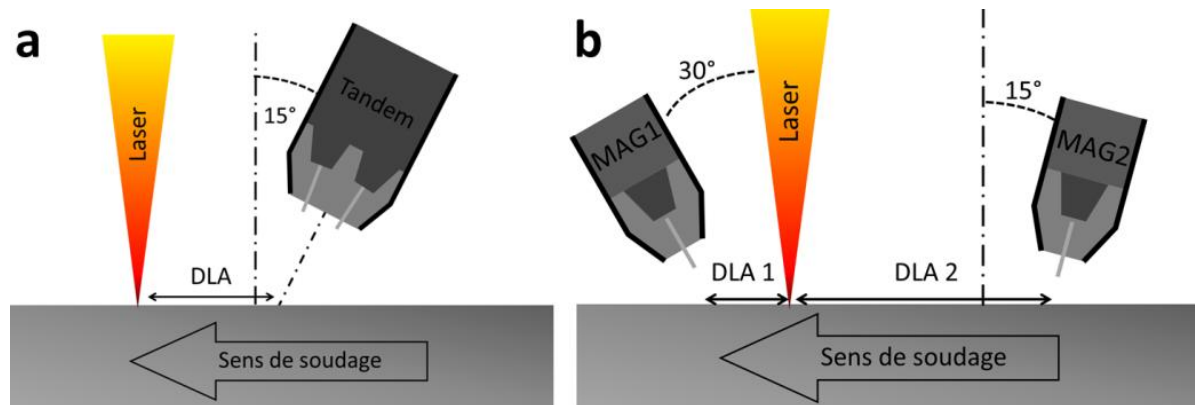


Figure II-4 : Exemples de configurations utilisées en soudage hybride bicathodes : Laser + tandem (a) et MAG-laser-MAG (b)

Cependant, seuls les résultats des essais réalisés en configuration MAG-laser-MAG sont présentés ici. En effet, la configuration laser-tandem, dans les conditions opératoires testées, n'a pas donné de résultats satisfaisants en termes d'aspect du cordon. Il convient ici de définir quelques acronymes supplémentaires correspondant au lien de chaque paramètre avec la première ou la deuxième torche MAG. Ainsi, la première torche MAG est appelé torche MAG1 et la distance entre cette torche et le laser est appelé DLA1. Il en est de même pour la deuxième torche MAG (torche MAG2 et DLA2). Les paramètres utilisés pour ces essais sont détaillé en Annexe 1.

### 2.3. Préparation métallographique

Les échantillons soudés sont découpés transversalement ou longitudinalement par rapport au cordon de soudage et en fonction des observations à réaliser à l'aide d'une tronçonneuse métallographique (découpe sans échauffement des éprouvettes). Ils sont polis grâce à du papier de polissage au carbure de silicium de grade 220 à 1200 puis subissent un polissage de finition en utilisant des suspensions de particules diamantées de diamètres 3  $\mu\text{m}$  et 1  $\mu\text{m}$ . Ils sont ensuite attaqués au Nital 5 afin de révéler leur microstructure. Les observations macrographiques et les différentes mesures sur les cordons (hauteur de bombé, largeurs de la ZAT ou de la ZF, profondeurs des caniveaux...) sont réalisées à l'aide d'un système Keyence VHX 2000 et les observations micrographique à l'aide d'un microscope Zeiss Axio Imager M2 (Figure II-5).



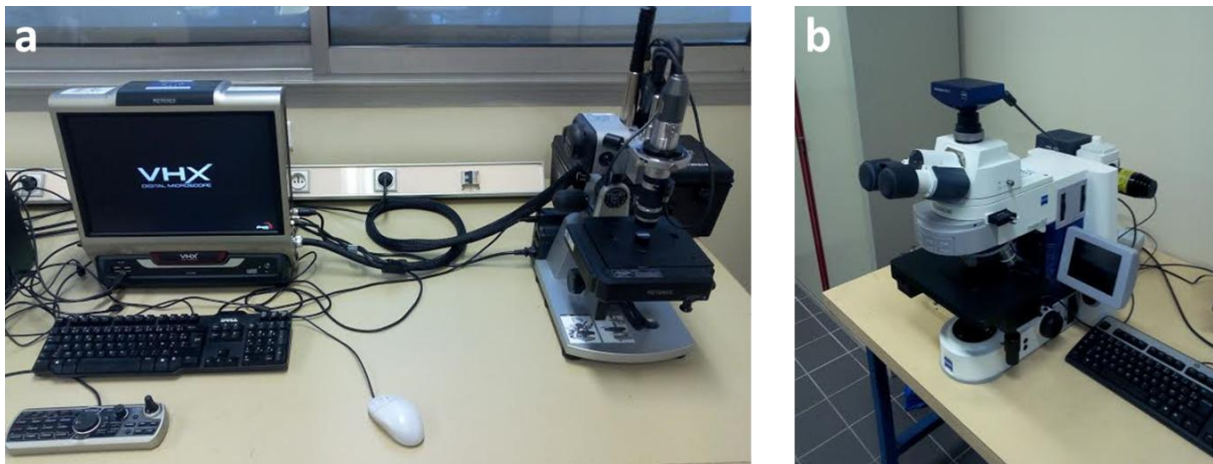


Figure II-5 : Systèmes de microscopie Keyence VHX 2000 (a) et Zeiss Axio Imager M2 (b) utilisé pour la caractérisation des cordons

## 2.4. Microduromètre

Les caractéristiques mécaniques des cordons sont également caractérisées grâce à la réalisation de cartographie de microdureté Vickers. L'essai Vickers permet de déterminer la dureté d'un matériau en un point grâce l'application d'une charge donnée par un indenteur de forme pyramidale. La mesure de la taille de l'empreinte créée (appelée « indent ») permet de déterminer la dureté en un point (Figure II-6).

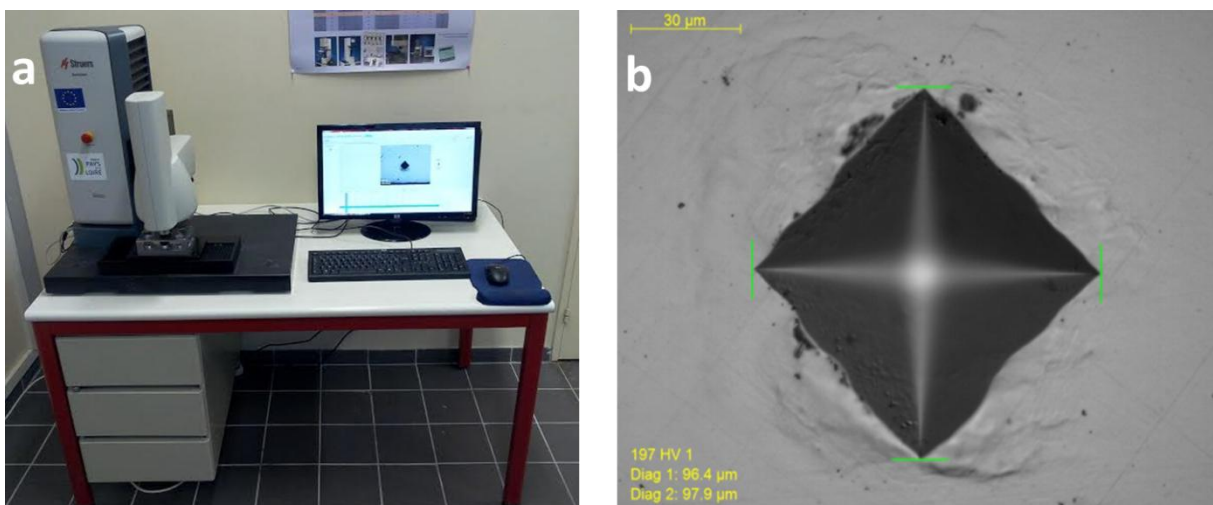


Figure II-6 : Microduromètre Struers Durascan (a) et empreinte de microdureté Vickers HV1 dans l'acier S460ML

Pour cette étude, un microduromètre Struers Durascan a été employé. Deux types de mesures ont été réalisés :

- Des filiations de duretés sous une charge de 10 kgf (HV10). La valeur moyenne de la dureté sur une zone est ainsi déterminée sur une série de 30 points. L'écart type est utilisé comme erreur de mesure.
- Des cartographies de dureté sous une charge de 1 kgf (HV1). L'utilisation d'une charge plus faible permet de réduire la distance entre les points de mesures. Des cartographies de plus de 1500 points avec un espacement de 0,3 mm entre chaque point de mesures sont

réalisées. On détermine ainsi la dureté dans les différentes zones du cordon de soudure (Métal de base, ZAT, ZF). Il est possible d'accéder au gradient de dureté de part et d'autre du cordon de soudure.

## 2.5. Essais Charpy

Le but de l'essai Charpy est de mesurer l'énergie absorbée par la rupture d'une éprouvette entaillée normalisée sous l'effet d'un choc calibré. Cette mesure est réalisée à l'aide d'un mouton pendule généralement à basse température. Selon la norme EN 10025-4:2004, l'acier S460ML doit, par exemple, avoir une énergie de rupture supérieure à 20 J à -40 °C dans le sens transversal. Ces mesures permettent de confirmer que l'acier S460ML vérifie ces exigences avant et après soudage hybride.

Les éprouvettes ont été usinées par découpe au fil en électroérosion. Les éprouvettes ont été prélevées dans la configuration la plus défavorable, soit transversalement au sens de laminage. Les entailles en V des éprouvettes Charpy ont été réalisées selon les exigences de la norme ISO 148-1 (Figure II-7). Elles sont prélevées dans le métal de base, et pour les cordons de soudage au centre de la ZF et dans la ZAT.

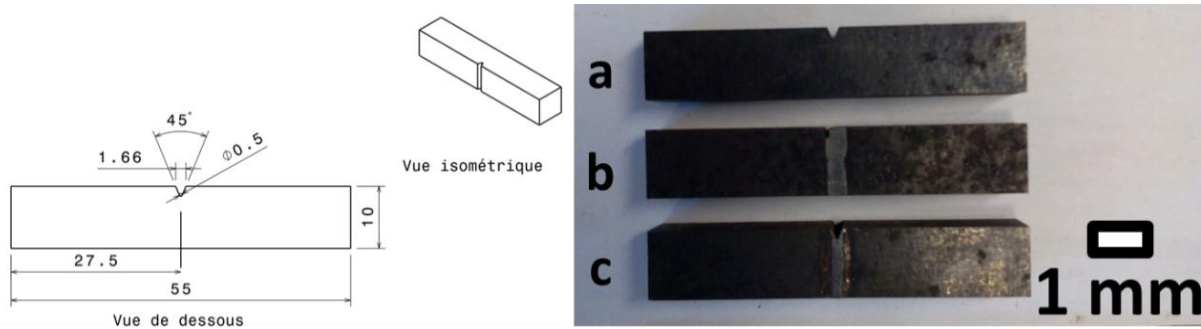


Figure II-7 : Plan des éprouvettes Charpy normalisées à gauche et vue de dessus des éprouvettes Charpy après usinage à droite : (a) Métal de base, (b) Zone affectée thermiquement, (c) Zone de fusion

Les échantillons sont stockés dans une enceinte réfrigérée à la température voulue pour l'essai. Le contrôle de la température des échantillons entre la sortie de l'enceinte réfrigérée et le début de l'essai a permis de valider un temps maximum de 10 secondes. Cette précaution permet de rester dans les tolérances de la norme EN10045, soit un intervalle de  $\pm 2$  °C par rapport à la température d'essais.

L'éprouvette est placée sur deux épaulements espacés de 40 mm. Le mouton pendule est animé d'une énergie cinétique de 300 J au moment de l'impact et arrive à une vitesse d'environ  $5 \text{ m.s}^{-1}$  (Figure II-8). L'énergie consommée par la rupture de l'éprouvette se déduit de la lecture des angles de chute et de remontée du pendule. Les éprouvettes étant normalisées, l'utilisation de l'énergie de rupture en Joule nous permettra de comparer les présents résultats avec la bibliographie [7].





Figure II-8 : Mouton pendule Charpy utilisé pour ces essais

## 2.6. Essais de traction

Les essais de traction permettent de déterminer la résistance d'un matériau sous une traction uniaxiale. Ici les éprouvettes sont de longueur utile de 35 mm et la section avant essai est de 10 mm x 5 mm (Figure II-9). Chaque essai permet de tracer une courbe de traction représentant la déformation de l'éprouvette en fonction de la contrainte mesurée. On déduit de cette courbe différentes valeurs comme la limite d'élasticité, la contrainte à rupture ainsi que l'élongation maximale. Les essais sont réalisés sur plusieurs éprouvettes afin de déterminer des valeurs moyennes pour chacune de ces propriétés. Les éprouvettes sont prélevées perpendiculairement au sens de laminage pour le métal de base ou perpendiculairement au cordon de soudage pour les assemblages ou la ligne de fusion. Trois essais de traction sont réalisés pour le métal de base et pour l'assemblage soudé à une vitesse de déplacement traverse de  $3 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ . La déformation de l'éprouvette est déterminée grâce à un extensomètre (Figure II-9e).

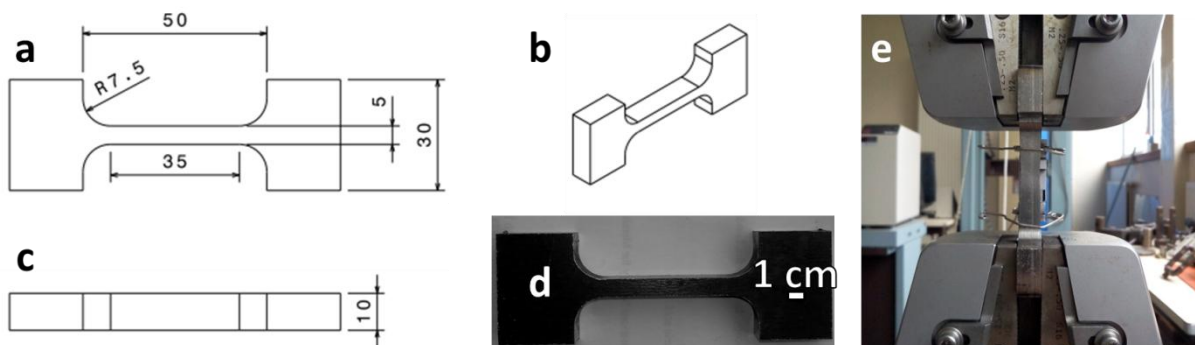


Figure II-9 : Vue de face (a), vue isométrique (b), vue de dessus (c) du plan d'usinage des éprouvettes de traction ainsi qu'une vue de face d'une éprouvette de traction de métal de base après usinage (d) et éprouvette de traction placée dans les mors équipé d'un extensomètre (e)

Dans le cas d'une éprouvette prélevée sur un assemblage soudé, le bombé des cordons est arasé par usinage mais l'on conserve les éventuelles caniveaux. Seule la contrainte à rupture peut être

déterminée car les propriétés mécaniques ne sont pas homogènes dans l'éprouvette. La zone de rupture est le facteur le plus important pour l'essai de traction sur assemblage soudé. Lorsqu'elle est placée hors de la ZF et de la ZAT, la soudure est considérée comme conforme.

## 2.7. Microscopie Electronique à Balayage et Analyse dispersive en énergie (EDS)

Deux microscopes électroniques à balayage (MEB) ont été utilisés pour acquérir des faciès de rupture d'éprouvettes de traction et réaliser des analyses chimiques : un MEB Léo équipé d'un canon à électrons à filament de tungstène et un MEB-FEG Merlin (Zeiss) équipé d'outils de caractérisation supplémentaires (EDS, WDS, EBSD...). Grâce à l'utilisation du détecteur EDS intégré à cet appareil, la composition chimique du métal de base, du métal d'apport et de différentes parties de la ZF a pu être déterminée.

## 2.8. Thermographie infrarouge

La thermographie infrarouge repose sur la mesure des radiations infrarouges émises par un corps soumis à une certaine température. En effet, la pièce échange de la chaleur par conduction, convection et rayonnement pour être en équilibre avec son environnement. On utilise le rayonnement pour évaluer la température de surface de la pièce [170].

La température en surface des échantillons a été déterminée grâce à l'utilisation d'une caméra infrarouge FLIR SC7500 Orion. Le choix du temps d'intégration du capteur et le filtre, se fait grâce aux courbes de calibration qui indiquent la sensibilité de la caméra pour la gamme de température étudiée.

Dans un premier temps, l'émissivité de l'acier en fonction de la température a été étalonnée entre 300 °C et 1000 °C en comparant la mesure de température de la caméra infrarouge avec une mesure par thermocouple (Figure II-10). L'échantillon était non poli et protégé partiellement de l'oxydation par un balayage d'argon. L'oxydation de surface à haute température crée un palier d'émissivité à environ 0,9 pour les températures supérieures à 550 °C alors que l'émissivité augmente de 0,5 à 0,9 entre 300 °C et 550 °C. On retrouve cette légère oxydation à proximité directe de la ZF en soudage MAG, laser et hybride.

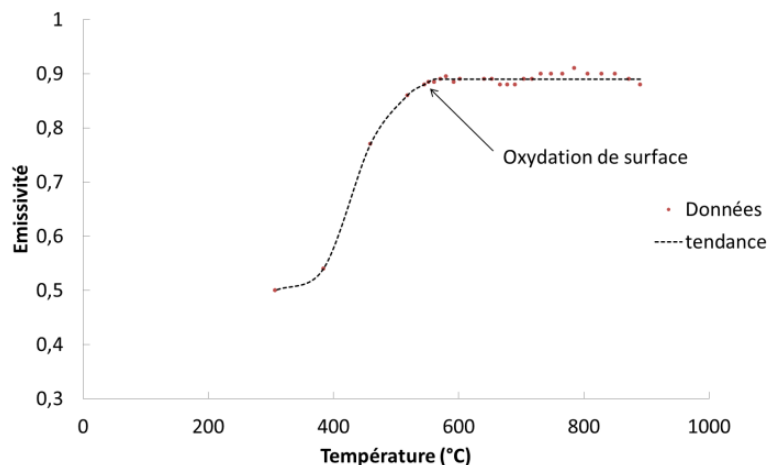


Figure II-10 : Emissivité de l'acier S460ML en fonction de la température

L'objectif de la caméra est placé à 790 mm avec un angle de 45° par rapport à la tôle aussi bien pour l'étalonnage de l'émissivité que pour les mesures de température en soudage (Figure II-11a). Une fois étalonnée, la caméra est utilisée pour fournir une mesure non intrusive de la température de l'échantillon lors du soudage. La capture et le dépouillement des mesures se font grâce au logiciel Altaïr 5.9. Il est ainsi possible d'obtenir les gradients de température en surface, les vitesses de chauffage et de refroidissement.

## 2.9. Caméra haute vitesse

Une caméra haute vitesse Keyence VW 9000 a été utilisée pour observer les phénomènes se déroulant à l'envers et à l'endroit du bain de fusion lors du soudage. Deux configurations ont été utilisées :

- Une observation latérale, sur le dessus de la tôle avec une inclinaison de 45° de l'objectif (Figure II-11a). Dans ce cas, la tête de soudage est généralement fixe et la tôle se déplace grâce à un chariot automatisé. La caméra est protégée des projections par un panneau transparent en plexiglas. Cette configuration est utilisée pour réaliser les mesures utiles à la simulation numérique ainsi que pour la compréhension du process.
- Une observation dans l'axe de soudage à l'envers du cordon avec un angle de 45° entre l'objectif de la caméra et la tôle (Figure II-11b). La caméra est protégée des projections et des fumées par un jet d'air comprimé ainsi qu'un panneau transparent. Cette configuration est utilisée pour la compréhension du mécanisme de création des gouttes en dropping. Ici, la tôle est fixe et la torche se déplace.

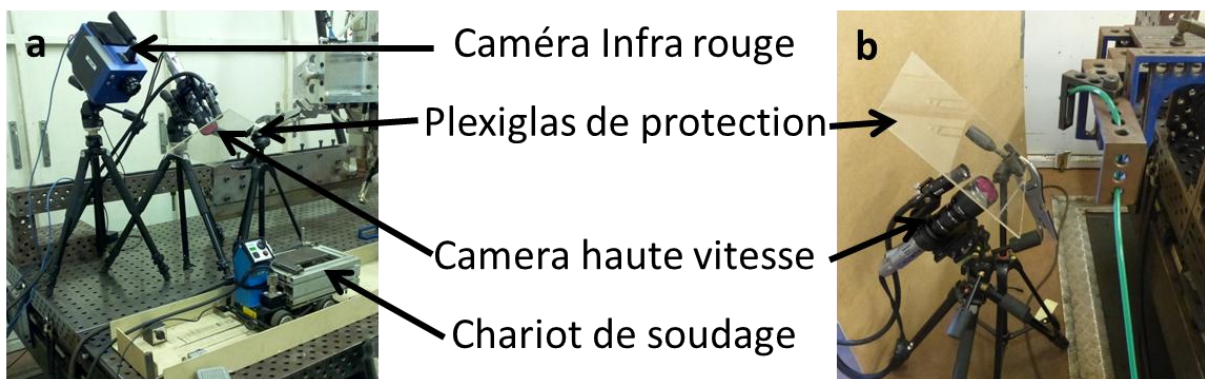


Figure II-11 : Dispositif d'imagerie (a) Caméras haute vitesse et infrarouge en endroit ; (b) caméra haute vitesse en envers

L'objectif à fort grossissement (KEYENCE VW Z2) et la caméra CCD (KEYENCE VW 600C) permettent de travailler à une distance comprise entre 600 mm et 800 mm. Dans cette configuration, une vitesse d'acquisition de 2 000 à 4 000 images par seconde permet d'obtenir une résolution de 640x480 pixels sur une image de taille 2,5 cm x 3 cm. Le système est couplé avec un filtre passe bande de 660 nm  $\pm$  20nm pour protéger la caméra CCD des réflexions du faisceau laser (1030 nm). L'éclairage est fourni par une lampe à vapeur de mercure intégrée au système Keyence VW 9000.

NB : ici l'utilisation d'une source laser pulsé synchronisée avec l'acquisition de la caméra serait appropriée pour optimiser la qualité des images obtenues, cependant ce type d'éclairage n'est actuellement pas disponible au laboratoire.

En fonction des phénomènes à observer, les paramètres d'acquisition de la caméra doivent être adaptés. Pour observer le transfert des gouttes de métal ou la déformation de surface du bain on utilise un fort grossissement ainsi qu'une vitesse d'obturation élevée (1/250 000) et l'iris est fermé dans le but de réduire la luminosité. Dans le cas de l'observation du bain dans son ensemble, par exemple pour mesurer sa longueur, un grossissement et une vitesse d'obturation plus faibles (1/35 000) sont appliqués et l'iris est complètement ouvert.

L'acquisition des vidéos haute-vitesse en endroit nous permet de réaliser différentes mesures utiles à la simulation numérique et à la compréhension du procédé :

- $L_0$  : Longueur du bain de fusion : (Figure II-12a)
- $d$  : Déformation de surface du bain fondu due à la pression d'arc et à l'impact des gouttes (Figure II-12b)

NB : pour les vitesses de fil inférieures à  $9 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , la déformation de surface ne peut être mesurée car le régime de transfert de gouttes ne se fait pas par pulvérisation axiale.

La longueur de bain ainsi que la déformation de surface du bain fondu sont mesurées sur cinq images par échantillon afin de déterminer une moyenne. L'erreur de mesure est prise comme étant l'écart type des valeurs mesurées.

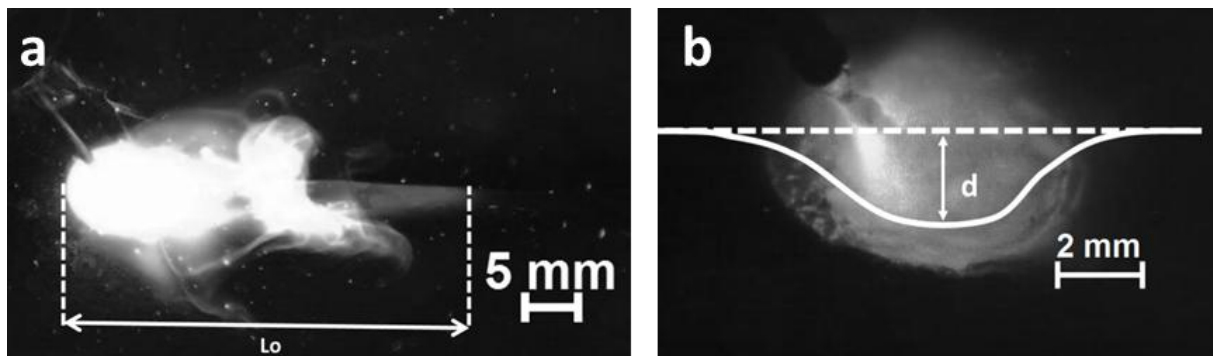


Figure II-12 : Mesure de la longueur du bain fondu (a) et de la déformation de surface (b)

# Chapitre 3 : Caractérisation métallurgique de l'acier S460ML et essais de soudage préliminaires

## 3.1. ZAT simulées : essais de recuit suivis de trempe

L'acier S460ML est caractérisé par de bonnes propriétés mécaniques obtenues grâce à sa fine microstructure. Or, cette microstructure peut être altérée par des traitements thermiques comme le soudage. La soudabilité métallurgique de l'acier S460ML va donc être testée grâce à un traitement de recuit suivi d'une trempe dont le but est de simuler les conditions de refroidissement en ZAT. Des coupons de 1 cm<sup>3</sup> ont été prélevés dans les tôles d'acier S460ML. Ils ont ensuite été austénitisés à 900 °C, 1100 °C et 1300 °C pendant 30 minutes puis trempés dans l'eau, l'huile ou l'air. Pour chaque échantillon, une trentaine de points de dureté sous une charge de 10 kgf a également été réalisée afin de définir une dureté moyenne. Après le traitement thermique, les échantillons ont été coupés en deux et préparés pour observation métallographique (§2.3). La Figure III-1 présente les duretés Vickers moyennes obtenues après austénitisation et trempe et la Figure III-2 les microstructures associées.

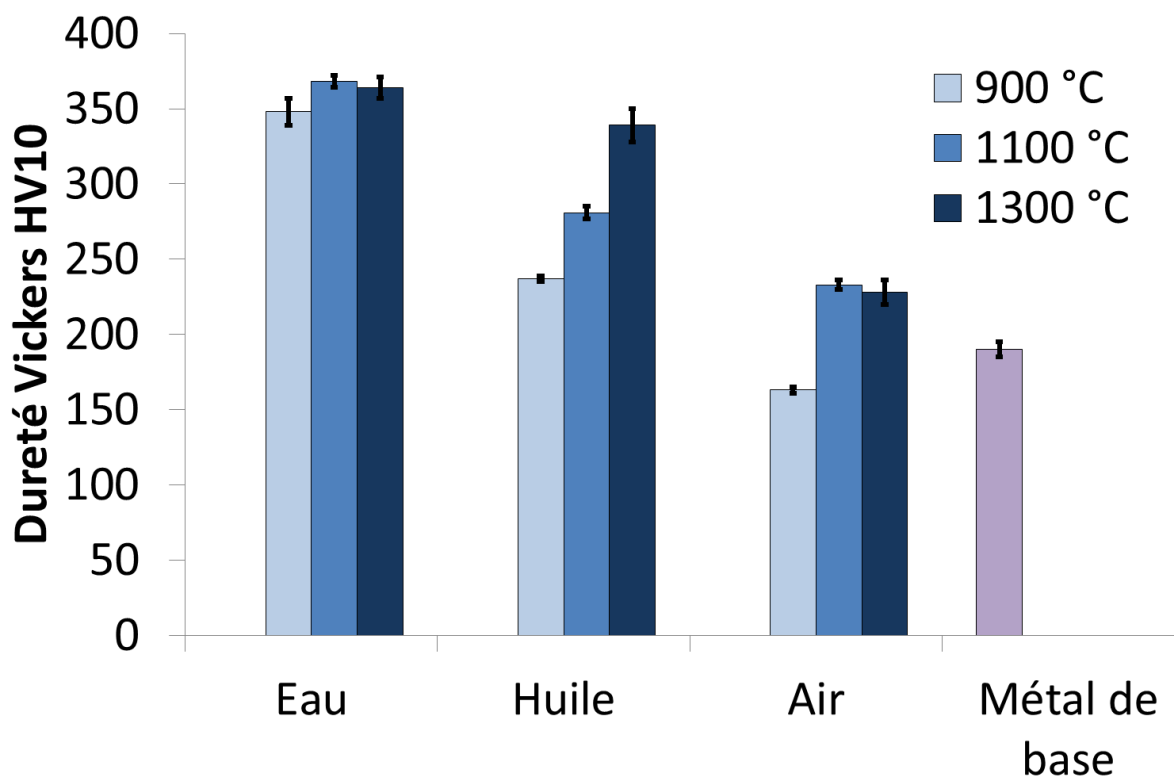


Figure III-1 : Duretés Vickers moyennes pour l'acier S460ML avant et après recuit et trempe à l'eau, à l'huile et à l'air.

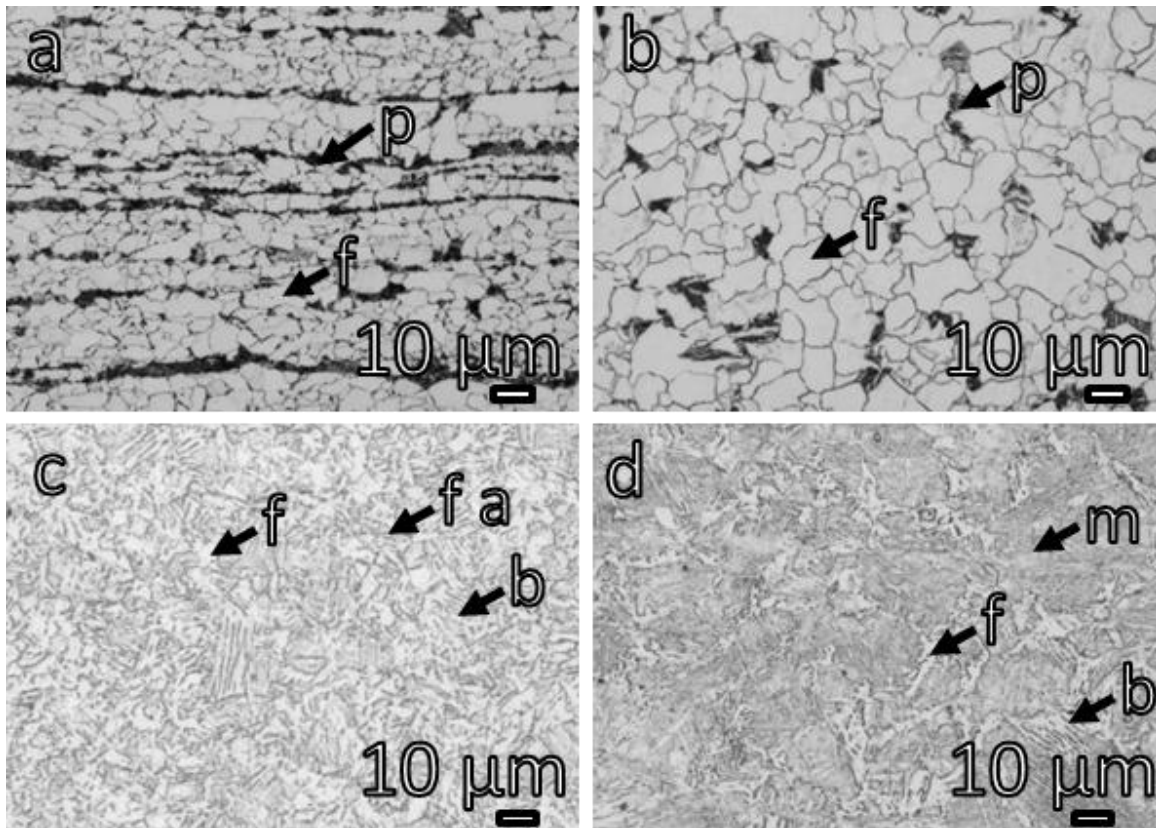


Figure III-2 : Micrographies du métal de base (S460 ML) et des ZAT simulées obtenues par recuit et trempe:  
 a ; structure ferrito-perlitique (f et p) en bande du métal de base,  
 b ; structure ferrito-perlitique (f et p) désordonnée,  
 c ; ferrite (f), ferrite aciculaire (f a) et bainite (b),  
 d ; ferrite (f), bainite (b) et martensite (m).

Le métal de base est composé d'une structure en bande de ferrite et de perlite (Figure III-2a) ayant une dureté moyenne de  $190 \pm 5$  HV10. On remarque au contraire que quelle que soit la température d'austénitisation appliquée avant trempe à l'eau, les valeurs moyennes de duretés sont comprises entre 350 et 370 HV10 et la microstructure est principalement composée de martensite et de bainite avec un petit pourcentage de ferrite (Figure III-2d). La dureté est peu élevée du fait de la faible teneur en carbone de l'acier S460ML et de son faible CEV malgré la forte proportion de martensite.

L'influence de la température d'austénitisation est plus visible dans le cas d'une trempe à l'huile ou à l'air. Lorsque la température d'austénitisation est de  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ , la microstructure après trempe à l'huile est un mélange de ferrite, de ferrite aciculaire et de bainite avec une microdureté de  $237 \pm 5$  HV10 (Figure III-2c). Lorsque la température d'austénitisation est de  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , une petite proportion de martensite apparaît ce qui explique l'augmentation de la dureté. Pour un traitement à  $1300^{\circ}\text{C}$ , la microstructure et la dureté moyenne sont proches de l'état trempé à l'eau (Figure III-2d).

Après un recuit à  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  et  $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ , une trempe à l'air crée une structure composée de ferrite, de ferrite aciculaire et de bainite avec une dureté moyenne de  $230 \pm 10$  HV10 (Figure III-2c). Une trempe à l'air après une austénitisation à  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  causera une perte de la structure en bande ferrito-perlitique et un grossissement de grain (Figure III-2b). Dans cet état, la dureté Vickers est plus faible que celle du métal de base ( $163 \pm 10$  HV10).

L'acier S460ML est extrêmement sensible aux conditions de trempe. Les vitesses de refroidissement rapides provoquent la création d'une structure bainite-martensitique alors qu'un refroidissement plus lent crée une microstructure composée de ferrite, de ferrite aciculaire et de bainite. Quand la vitesse de refroidissement est vraiment faible une microstructure désordonnée composée de ferrite et de perlite est observée (Tableau III-1).

	Recuit à 900°C	Recuit à 1100°C	Recuit à 1300°C
Trempe à l'Eau	Ferrite + Bainite + Martensite	Ferrite + Bainite + Martensite	Ferrite + Bainite + Martensite
Trempe à l'huile	Ferrite + Ferrite aciculaire + Bainite	Ferrite + Bainite + Martensite (faible pourcentage)	Ferrite + Bainite + Martensite
Trempe à l'Air	Ferrite + Perlite Grossissement de grain	Ferrite + Ferrite aciculaire + Bainite	Ferrite + Ferrite aciculaire + Bainite

**Tableau III-1 : Microstructure en fonction de la température d'austénitisation et du milieu de trempe**

La température d'austénitisation est un facteur clé. Plus elle est élevée, plus la taille des grains austénitiques augmente et plus le nombre de sites de germination disponibles pour la transformation allotropique est réduit pour la création de ferrite aux joints de grains. De plus, les joints de grains sont également des chemins de diffusion privilégiés. Lorsqu'ils sont moins nombreux, la diffusion est plus difficile ce qui facilite les transformations displasives comme la transformation martensitique. On notera ainsi qu'il y a une forte probabilité de création d'une structure martensitique pour les procédés de soudage à haute densité d'énergie et haute vitesse de soudage comme le procédé hybride laser-MAG ou pour des assemblages de forte épaisseur (pompage thermique). Cependant, cette martensite est plutôt douce grâce au faible taux de carbone de l'acier S460ML ce qui limite le risque de fragilisation ou de fissuration à froid [7].

Enfin, le grossissement des grains ferritiques lorsque la vitesse de refroidissement est faible peut provoquer un affaiblissement des propriétés mécaniques du cordon. Il convient donc de s'assurer que ce type de microstructure n'apparaît pas dans un cas de soudage réel.

### **3.2. Essais préliminaires de soudage TIG et MAG**

Des essais préliminaires de soudage TIG et MAG ont été réalisés sur l'acier S460ML sous la forme de lignes de fusion (pleine tôle). Ces essais simples permettent de caractériser la réponse du matériau à un essai de soudage en s'affranchissant des paramètres liés à l'assemblage de tôles mises en bout-à-bout (jeu entre tôles, rugosité et oxydation des surfaces mises en contact...). Des exemples de macrographies typiques des essais TIG et MAG sont présentées en Figure III-3.



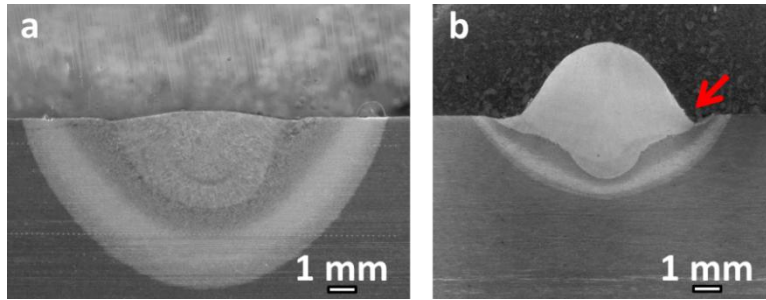


Figure III-3 : Macrographies de cordons TIG (a) et MAG (b). Energies de soudage respectives :  $E_{TIG} = 2160 \text{ J.mm}^{-1}$ ,  $E_{MAG} = 280 \text{ J.mm}^{-1}$

Aucune porosité ni fissure n'est visible sur la dizaine d'essais réalisés (TIG et MAG), on observe seulement des caniveaux sur les échantillons MAG (indiqué par une flèche rouge sur la

Figure III-3b). L'attaque métallographique révèle les zones classiquement observées sur une soudure (ZF, MB et ZAT) mais montre que la ZAT est divisée en plusieurs zones secondaires. La ZAT et la ZF sont très larges pour l'échantillon TIG du fait de la forte énergie de soudage apportée en comparaison à l'essai MAG. Cependant l'organisation microstructurale du cordon est similaire.

La définition des zones secondaires de la ZAT se base sur une comparaison des micrographies obtenues dans les différentes zones avec les micrographies des ZAT simulées (§3.1). Cette comparaison permet d'estimer la température maximale atteinte lors du soudage [15,171,172].

On définit ainsi la zone d'austénitisation partielle (ZDAP), la zone de recuit (ZDR) et la zone de trempe (ZDT) (Figure III-4).

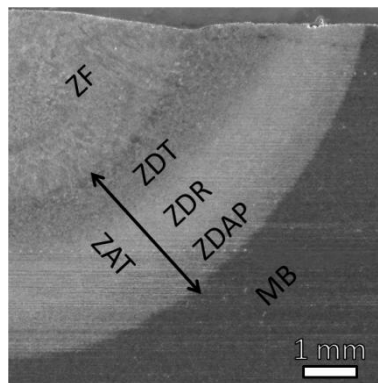


Figure III-4 : Zones primaires et secondaires rencontrées sur un cordon de soudure sur acier S460ML

### 3.2.1. Etude microstructurale

Une observation plus précise de la microstructure de chaque zone est présentée en Figure III-5.

Figure III-5a ; Métal de base : on retrouve une microstructure composée d'une alternance de bandes de ferrite et de perlite du métal de base.

Figure III-5b ; Zone D'Austénitisation Partielle (ZDAP) : la température atteinte dans cette zone est comprise entre  $Ac_1$  et  $Ac_3$ . L'organisation en bandes est ici un peu altérée par le cycle thermique et est moins bien définie que pour le métal de base. On retrouve des zones blanches ferritiques non affectées par le cycle thermique et des zones grises affectées par le cycle thermique qui présentent



une structure en lattes. Ici, la température atteinte a été suffisante pour austénitiser les bandes perlitiques et leurs alentours. Du fait de leur teneur en carbone plus élevée, la température d'austénitisation locale de ces zones est abaissée (Figure I-2). Les zones éloignées des bandes de perlites ont quant à elles une température d'austénitisation plus élevée qui n'a pas été atteinte lors du cycle thermique. Au refroidissement, l'austénite se transforme en bainite inférieure<sup>4</sup> (b i, zone grises) alors que le reste de la structure demeure ferritique (zones blanches).

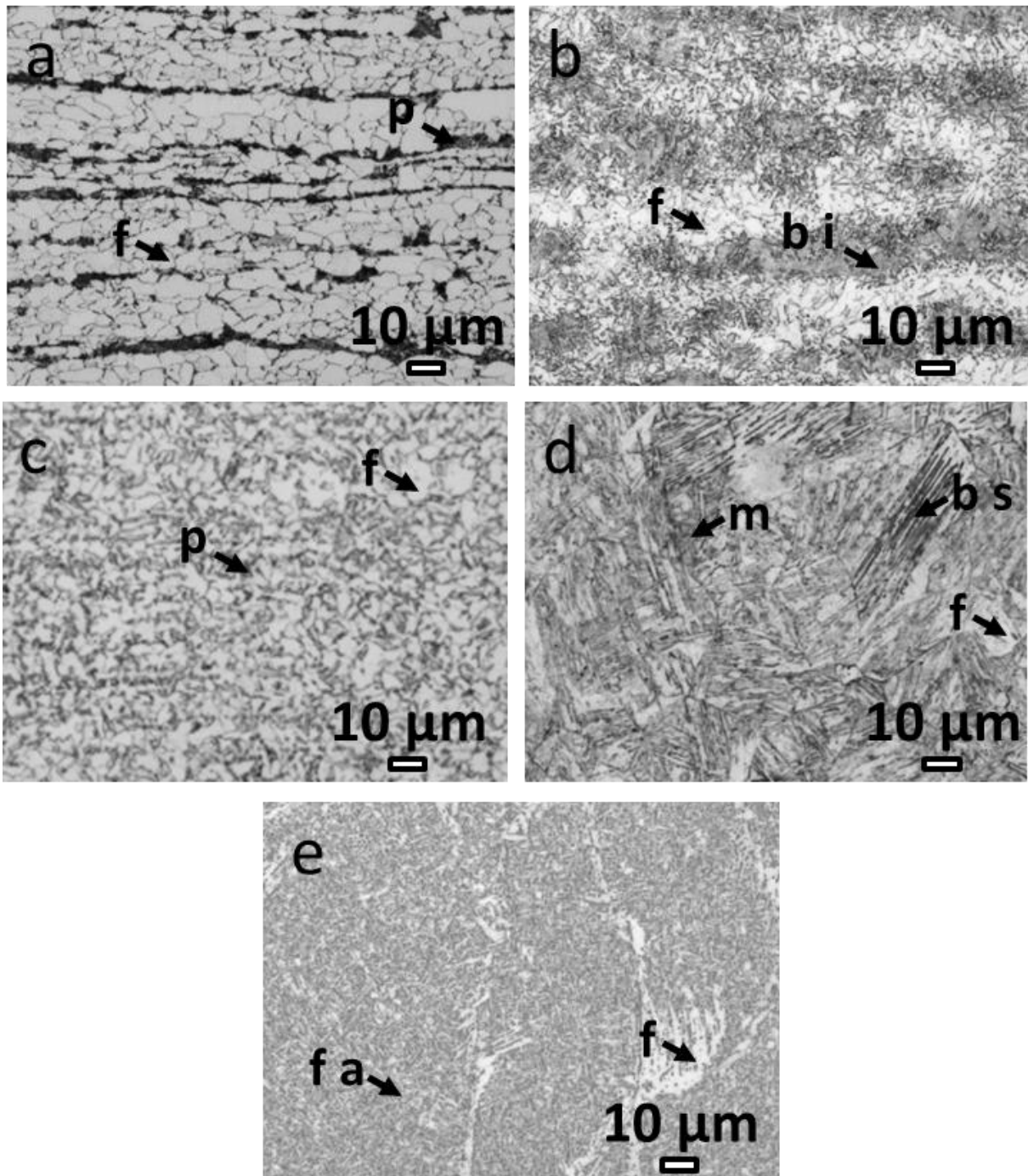


Figure III-5 : Micrographies typiques des différentes zones apparaissant dans un cordon de soudure sur acier S460ML : (a) métal de base, (b) zone d'austénitisation partielle, (c) zone de recuit, (d) zone de trempe, (e) zone fondue.

<sup>4</sup> Bainite inférieure (b i): agrégats assez fins de ferrite et de cémentite en bâtonnets ou plaquettes.

Figure III-5c ; Zone De Recuit (ZDR) : ici, la perte de la structure en bande est totale. En effet la température maximale atteinte dépasse  $Ac_3$  lors du chauffage et l'austénitisation est complète. Pendant le chauffage, toute la microstructure se transforme en austénite mais le cycle thermique ne permet pas de grossissement de grains, leur taille reste donc faible. De plus, les carbures (autres que la cémentite) ne sont vraisemblablement pas totalement dissous dans l'austénite et restent aux joints de grains. Au refroidissement, les grains d'austénite étant petits, de nombreux sites sont disponibles pour la germination de la ferrite aux joints de grains et cela facilite la diffusion du carbone. L'austénite qui reste au centre est riche en carbone et se transforme en perlite. A mesure que l'on approche de la ZF, le refroidissement devient plus rapide et des structures de trempe comme la bainite supérieure (b s) et la martensite apparaissent. On retrouve une structure proche de celles observées pour les vitesses de refroidissement moyennes lors des essais de recuits suivis d'une trempe (Figure III-2c) (mélange bainite, ferrite fine et perlite).

Figure III-5d ; Zone De Trempe (ZDT) : le métal approche ici de la température de fusion lors du chauffage et les conditions sévères de refroidissement sont semblables à celles observées lors de la trempe à l'eau (Figure III-2d). La ferrite continue à germer et à croître dans les petits grains d'austénite mais ce phénomène de germination-croissance est plus difficile dans les grains plus gros d'austénite. On observe, au sein de ces grains grossiers, une croissance de lamelles de ferrite parallèles depuis les joints de grains vers le centre du grain. Entre ces lamelles se trouve de la cémentite, on appelle cet ensemble bainite supérieure. Grâce aux hautes températures, les carbures se dissolvent également plus facilement ce qui augmente le pourcentage de carbone dans l'austénite. Comme les grains peuvent être grossiers, que l'austénite est plus riche en carbone et que le refroidissement est très rapide, cela est propice à la formation de martensite. La microstructure de la ZDT est donc composée de martensite, de bainite supérieure et de ferrite.

Figure III-5e ; Zone Fondue (ZF) : la structure de la zone fondue est colonnaire, avec une croissance en épitaxie des grains austénitiques à partir des parois de la zone fondue. Ces ex-grains colonnaires sont constitués de ferrite aciculaire dont la croissance se fait au cœur des ex-grains austénitiques. On observe la présence de grandes zones constituées de ferrite proeutectoïde (blanche) aux joints des ex-grains austénitiques. Dans le cas du soudage MAG, la chimie du métal d'apport promeut la formation de ferrite aciculaire en zone fondue pour assurer de bonnes propriétés mécaniques. On observe cependant cette microstructure en ZF même dans le cas d'un procédé de soudage sans métal d'apport comme le TIG (Figure III-6). Le ratio ferrite aciculaire / ferrite proeutectoïde varie en fonction du procédé et des paramètres utilisés [173].

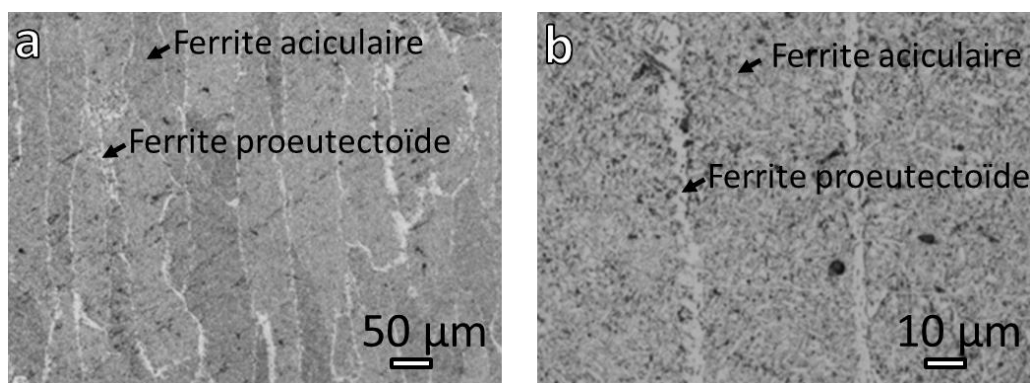


Figure III-6 : Microstructures observées dans la zone fondue d'un cordon TIG à faible (a) et fort grossissement (b) ;  $E_{TIG} = 2160 \text{ J.mm}^{-1}$

### 3.2.2. Cartographie de microdureté Vickers sur ligne de fusion MAG

Les cartographies de microdureté sur les cordons TIG et MAG ont permis de relier les changements de microstructure à une évolution des propriétés mécaniques. Dans l'ensemble des zones primaires et secondaires, les duretés mesurées dans le cas du soudage TIG sont similaires à celles mesurées lorsque le procédé MAG a été utilisé. Nous n'exploiterons ici que la cartographie de dureté de l'échantillon MAG (Figure III-7).

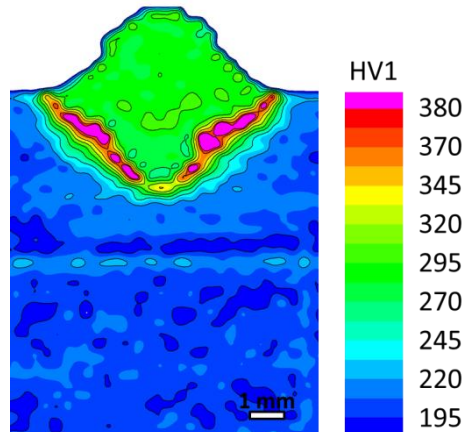


Figure III-7 : Cartographie de dureté d'un cordon MAG sur acier S460ML ( $v_s = 1 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $v_{fil} = 11 \text{ m.min}^{-1}$ )

La dureté du métal de base est assez homogène (zone bleue sur la cartographie) et est comprise entre 180 et 200 HV1. La zone fondue présente une dureté plus élevée, soit environ 280 HV1 (zone verte). Cette dureté est conforme avec la microstructure composée de ferrite aciculaire et de ferrite proeutectoïde observée précédemment dans la ZF. La dureté maximale est atteinte dans la ZDT avec plus de 395 HV1 (zone violette). Cette dureté élevée confirme la présence de martensite.

Dans la ZDAP, on pourrait s'attendre à un abaissement de la dureté par la perte de la structure en bande et le grossissement de grain. Cependant la création de bainite inférieure (en raison de la vitesse de refroidissement importante) dont la dureté est plus élevée que le métal de base a un effet antagoniste. Ainsi la ZDAP présente une dureté proche du métal de base.

Dans la ZDR, la dureté augmente progressivement à mesure que le pourcentage de martensite formée augmente (zone allant du bleu clair au vert). La dureté est comprise entre 200 HV1 à proximité du métal de base et 370 HV1 à proximité de la ZDT.

La dureté maximale en ZDT est supérieure aux 380 HV recommandés par la norme ISO 15614-14 [112], il conviendra donc d'être vigilant pour les essais de soudage hybride laser-MAG.

### 3.3. Essais préliminaires de soudage laser autogène en mode keyhole

Quelques essais préliminaires ont été réalisés en soudage laser en mode keyhole, afin de vérifier si le comportement de l'acier S460ML est similaire à celui observé lors du soudage à l'arc. Nous avons également fait varier plusieurs paramètres pour tester la stabilité du process.

### 3.3.1. Variation de la position du point focal

Il convient de définir la position du point focal donnant la meilleure pénétration et la meilleure qualité de cordon pour un jeu de paramètres donnés. Une ligne de fusion sur une tôle d'acier S460ML a donc été réalisée en soudage laser seul en faisant varier la position du point focal entre -10 et +10 mm par rapport à la face supérieure de la tôle. Cet essai a été réalisé avec une vitesse de soudage de  $1,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  et une puissance laser de 9 kW. La Figure III-8 représente la face envers du cordon obtenu. On note sur celle-ci que la pénétration est seulement partielle pour un point focal placé à plus de 6 mm au-dessus de la surface supérieure de la tôle. De même, du dropping est visible lorsque ce point est placé à plus de 6 mm en dessous de la surface supérieure de la tôle. Une position du point focal entre -6 et +6 mm permet d'obtenir une bonne qualité de cordon pour les paramètres utilisés.

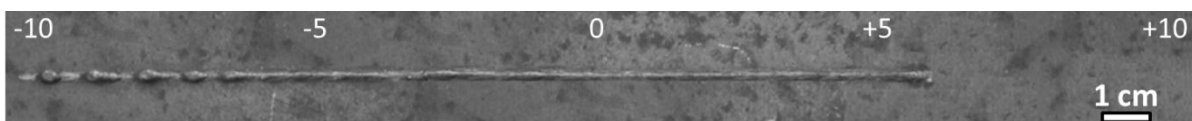


Figure III-8 : Vue d'envers du cordon laser avec variation de la position du point focal de -10 mm (à gauche) à +10 mm (à droite) par rapport à la surface supérieure de la tôle

Le choix est donc fait de travailler avec un point focal placé à -4 mm pour le reste des essais.

### 3.3.2. Domaine de soudabilité

L'influence de la vitesse de soudage et de la puissance laser sur la qualité des cordons pour des lignes de fusion sur tôles d'acier S460ML d'épaisseur 10 mm a été étudiée (Figure III-9). Un faisceau laser ayant un diamètre de  $600 \mu\text{m}$  au point focal a été utilisé (distance focale de -4 mm).

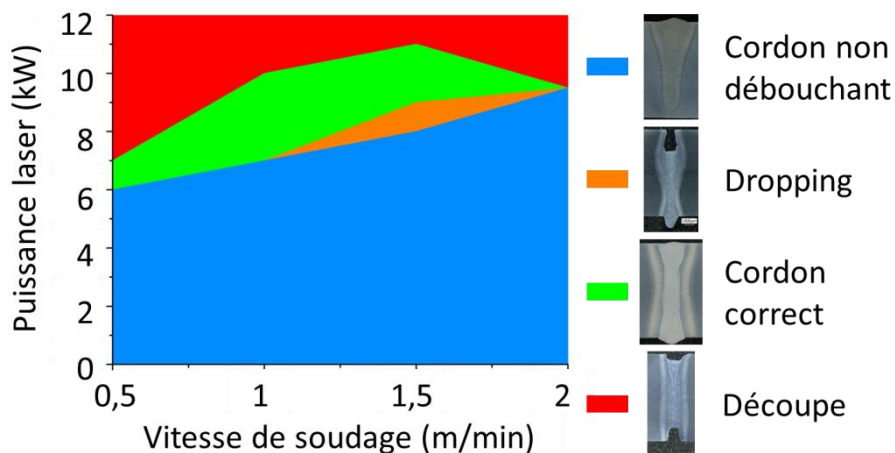


Figure III-9 : Domaines de soudabilité en soudage laser en fonction de la vitesse de soudage et de la puissance laser

On définit 4 zones en fonction des paramètres utilisées :

- Cordon non débouchant : la puissance laser n'est pas suffisante pour permettre de réaliser un cordon en pleine pénétration.
- Dropping : on obtient ici la pleine pénétration mais le cordon présente un effondrement du bain important à l'endroit et à l'envers. L'effondrement envers se présente sous forme de gouttes de diamètre et d'espacement réguliers.

- Cordon correct : pleine pénétration et cordon de bonne qualité.
- Découpe : l'énergie apportée est trop forte, le bain de fusion est éjecté en pied de cordon ce qui provoque un effondrement en haut de cordon.

On remarque ici que des puissances minimales de 6 kW et de 9,5 kW sont nécessaires pour obtenir la pleine pénétration à respectivement 0,5 m.min<sup>-1</sup> et 2 m.min<sup>-1</sup>. Une zone opératoire relativement étendue permet d'obtenir des cordons à pleine pénétration de bonne qualité sur une tôle d'acier S460ML d'épaisseur 10 mm. Cette zone est large à basse vitesse de soudage (entre 6 kW et 7 kW à 0,5 m.min<sup>-1</sup> et 7 kW à 10 kW à 1 m.min<sup>-1</sup>) puis se réduit lorsque la vitesse de soudage augmente (entre 9 kW et 11 kW à 1,5 m.min<sup>-1</sup> et seulement 9,5 kW à 2 m.min<sup>-1</sup>). À partir de 1 m.min<sup>-1</sup> et jusqu'à 2 m.min<sup>-1</sup>, le défaut de dropping apparaît pour des puissances laser intermédiaires entre la pleine pénétration et la pénétration partielle. Ce phénomène sera étudié plus en détail dans le cas du soudage hybride dans le chapitre Chapitre 5 :. Pour des puissances laser excessives, on observe une éjection du métal fondu. L'opération s'apparentant plus à une découpe qu'à du soudage.

### 3.3.3. Caractérisations des cordons laser

Il est possible de produire des cordons laser pleine pénétration sans dropping présentant un bel aspect en ligne de fusion. Ils sont bien réguliers et lisses en envers et en endroit. De plus, aucune porosité, ni fissure de taille importante n'est visible (Figure III-10).

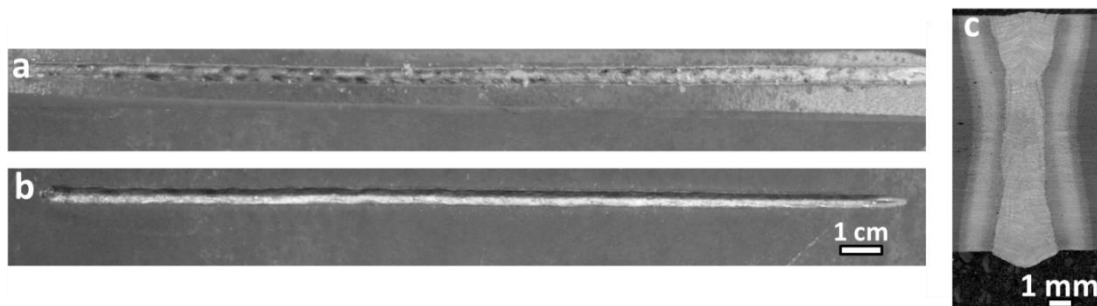


Figure III-10 : Vues endroit (a) et envers (b) d'un cordon laser et macrographie associée (c) ( $P_{\text{laser}} = 9\text{kW}$ ,  $v_s = 1,5\text{ m.min}^{-1}$ )

On retrouve ici les mêmes zones primaires et secondaires visibles lors des essais de soudage TIG et MAG. Les microstructures dans chaque zone sont similaires. Cependant, la proportion de chaque phase varie d'un procédé à l'autre. Pour illustrer cela, la Figure III-11 montre la cartographie de microdureté Vickers réalisée sur une coupe du cordon laser présenté en Figure III-10.

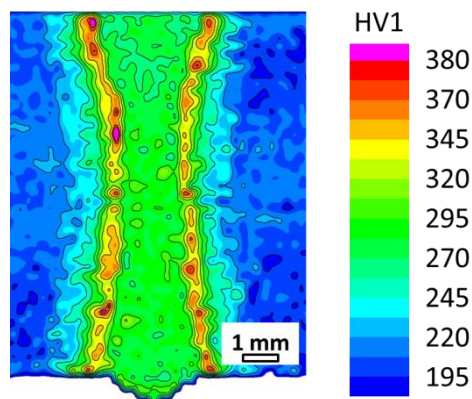


Figure III-11 : Cartographie de dureté d'une ligne de fusion laser pleine pénétration ( $P_{\text{laser}} = 9\text{ kW}$ ,  $v_s = 1,5\text{ m.min}^{-1}$ )



La dureté moyenne du métal de base en bleu de part et d'autre du cordon est de  $190 \pm 10$  HV1. La ZAT présente une dureté comprise entre 200 et plus de 380 HV1 (allant du bleu clair au rouge orangé) et la ZF montre une dureté d'environ  $280 \pm 5$  HV1 (vert). On remarque ici que les duretés sont sensiblement égales à celles observées en soudage à l'arc. Cependant, la ZDT dont la dureté est supérieure à 380 HV1 (zone violette) est restreinte à quelques îlots proches de la ZF dans le cas du soudage laser. Cela est dû à un mode de refroidissement différent du fait de la pleine pénétration. Ici la chaleur peut s'évacuer latéralement mais ne peut pas s'évacuer dans la profondeur contrairement aux cordons en pénétration partielle (Figure III-7). Ainsi, la vitesse de refroidissement est plus faible dans le cas du soudage pleine pénétration, ce qui explique la dureté maximale plus faible.

### 3.4. Revenus sur assemblage soudé

La présence de martensite a été observée sur les assemblages soudés par TIG, MAG et Laser sur acier S460ML par une dureté supérieure à 380HV1. Par convention, il est conseillé d'effectuer un recuit sur ce type d'assemblage pour diminuer la dureté de la martensite. Des revenus à 400 °C, 500 °C et 600 °C au four pendant 1 heure ont donc été réalisés sur les assemblages soudés par procédé MAG et laser. Les cartographies de dureté de ces échantillons après traitement thermique sont présentées en Figure III-12.

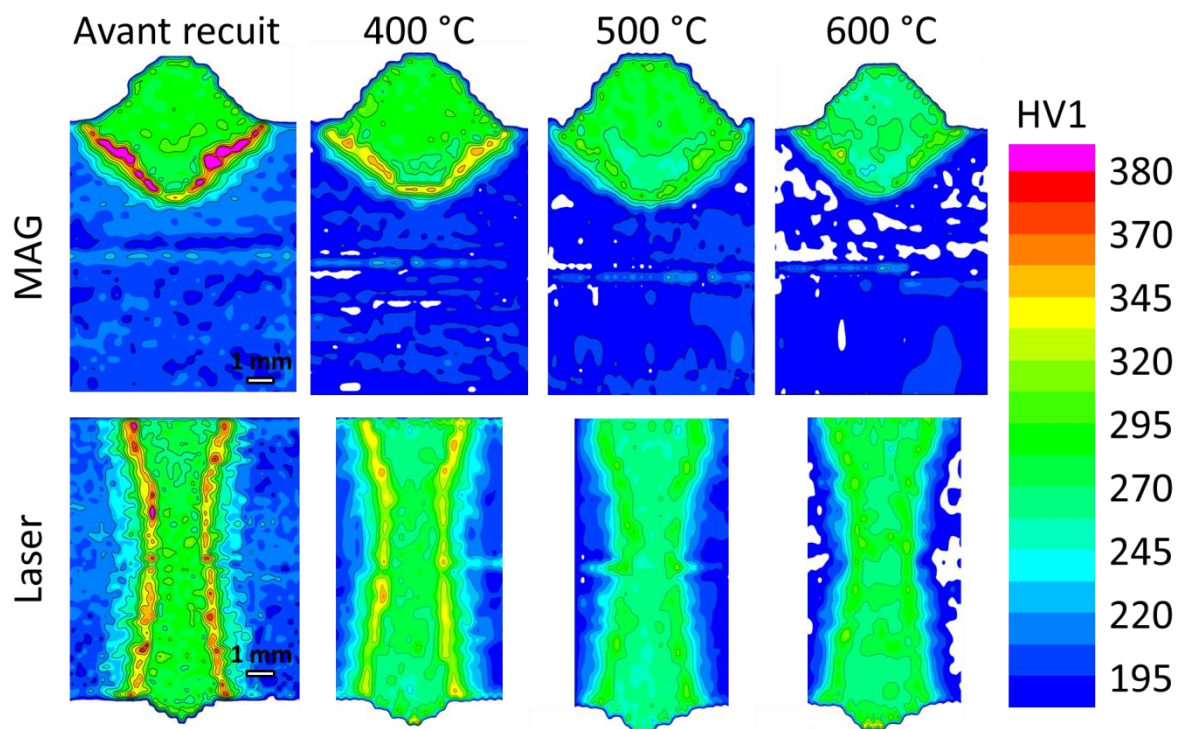


Figure III-12 : Cartographies de dureté des cordons MAG et laser avant revenu et après revenu pendant 1 heure à 400°C, 500 °C et 600 °C avec refroidissement lent au four. Les zones blanches ont une dureté comprise entre 170 HV1 à 180 HV1.

Les îlots ayant une dureté supérieure à 330 HV1 ont totalement disparu pour des températures de 400 °C, 500 °C et 600 °C. Il est donc possible de supprimer la martensite dans la ZAT en effectuant un revenu à une température supérieure ou égale à 400 °C pendant une 1 h. Les duretés de la zone fondue et de la ZAT restent supérieures à celle du métal de base ce qui est satisfaisant.

On observe des zones blanches correspondent à des duretés inférieures à 180 HV1 dans le métal de base. Cela signifie qu'un revenu, même à basse température, provoque une baisse de la dureté et donc de la limite d'élasticité du métal de base. La microstructure du métal de base avant et après revenu à 600 °C est présentée en Figure III-13.

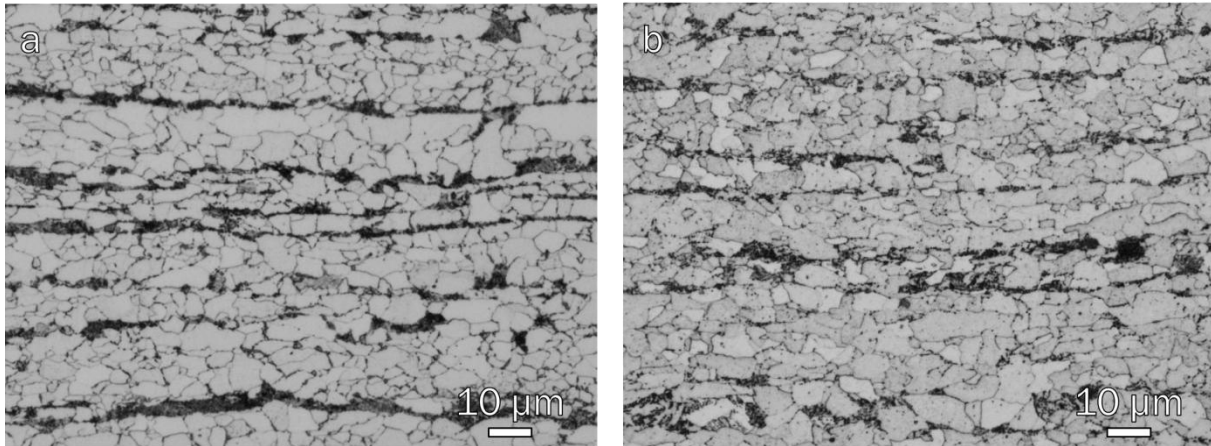


Figure III-13 : Microstructures de l'acier S460ML à réception (a) et après revenu à 600 °C pendant une heure (b)

On observe ici un début de perte de la structure en bande et léger grossissement de grain. L'hypothèse d'un premier stade de globulisation de la perlite pourrait également expliquer cette baisse de dureté du métal de base. La taille de grain de l'acier S460ML avant et après revenu à 600 °C a été déterminée par la méthode des segments interceptés. On réalise une moyenne sur cinq mesures pour chaque valeur. L'écart type est choisi comme erreur de mesure. On obtient une taille de grain avant revenu de  $3,5 \pm 0,3 \mu\text{m}$  et de  $6,3 \pm 0,7 \mu\text{m}$  après revenu à 600 °C pendant 1 heure. On a donc bien grossissement des grains ferritiques lors de ce revenu.

La baisse de dureté du métal de base après revenu est la preuve d'une baisse de limite d'élasticité et est donc rédhibitoire. De plus, ce type de traitement est difficilement applicable sur des structures de grandes tailles, une application navale serait donc difficile. Le revenu est donc à proscrire pour traiter l'acier S460ML après soudage. Il faudra donc, pour éviter la formation de ces phases dures jouer sur les paramètres de soudage ou dans le pire des cas mettre en place un préchauffage.

### 3.5. Discussion

Aucune formation de porosité ou fissuration à froid n'a été observée sur l'ensemble des essais préliminaires de soudage réalisés. L'acier S460ML a donc une très bonne soudabilité métallurgique. Les essais préliminaires sont prometteurs du point de vue microstructure et microdureté. La présence de bainite et de ferrite aciculaire est notamment intéressante pour la préservation des propriétés de résistance à l'impact à basse température. Il convient donc de vérifier cette bonne qualité par une caractérisation plus poussée des cordons réalisés en soudage hybride laser-MAG.

La dureté maximale est légèrement supérieure aux impositions de la norme ISO 15614-14. Cependant dans le cas du soudage à l'échelle industrielle avec des tôles de plusieurs mètres de longueur et largeur, le pompage thermique est plus important. La dureté maximale peut être plus élevée que lors de nos essais sur échantillons de taille réduite. Le revenu, bien que permettant de diminuer la dureté maximale en ZAT, altère les propriétés de l'acier S460ML. Il est donc à proscrire.

Ainsi, il convient de travailler sur l'apport de chaleur et les temps de refroidissement après soudage pour limiter la dureté maximale en ZAT. L'utilisation du soudage hybride mono ou multicathodes est donc un atout pour le soudage d'un acier laminé thermomécaniquement comme le S460ML car il permet un meilleur contrôle des temps de refroidissement.

Les principaux verrous devraient donc être liés au procédé de soudage. Le dropping, observé lors des essais préliminaires en soudage laser, semble être un défaut récurrent pour de telles épaisseurs de tôle (10 mm). Il est donc nécessaire de l'étudier en détail afin de bien comprendre ses causes et de pouvoir l'éviter.



# Chapitre 4 : Etude expérimentale du soudage hybride laser-MAG

## 4.1. Caractérisation du cordon hybride laser-MAG témoin

Nous avons montré dans le chapitre précédent que l'acier S460ML a une bonne soudabilité lorsque qu'il est soudé avec les procédés laser et MAG séparément. Avec l'emploi de paramètres optimaux, des cordons de soudures hybrides laser-MAG pleine pénétration sans effondrement peuvent également être produits sur des tôles d'acier S460ML d'épaisseur 10 mm. La qualité de ces cordons a été déterminée par des caractérisations visuelles, microstructurales et mécaniques (microdureté, traction, résistance au choc). Les essais de soudage sont effectués en ligne de fusion afin de s'affranchir dans un premier temps des problèmes d'accostage et d'alignement des tôles et d'observer simplement le comportement de l'acier S460ML lors du soudage hybride.

### 4.1.1. Défectologie

Les essais de soudage sont réalisés selon les paramètres suivants :

- Agencement laser-arc
- Vitesse de soudage :  $1,5 \text{ m.min}^{-1}$
- Distance laser-arc : 3 mm
- Puissance laser : 9 kW
- Diamètre du spot laser :  $300 \mu\text{m}$
- Position du point de focalisation : 4 mm sous la surface supérieure de la tôle
- Vitesse de fil :  $5 \text{ m.min}^{-1}$
- Courant lisse

La bonne qualité des cordons hybrides produits selon les paramètres opératoires ci-dessus est confirmée par la radiographie X présentée en Figure IV-1. Les cordons obtenus par soudage hybride laser-MAG sur les tôles d'acier S460ML d'épaisseur 10 mm sont exempts de défauts externes ou internes (manque de fusion, fissure ou porosité, caniveaux...). La Figure IV-2 présente des observations endroit et envers du cordon témoin. Il est lisse, régulier et le taux de projection est très limité.

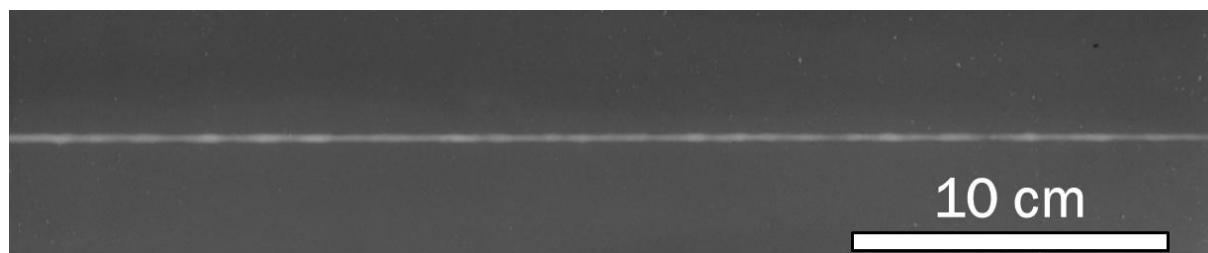


Figure IV-1 : Radiographie du cordon hybride laser-MAG témoin

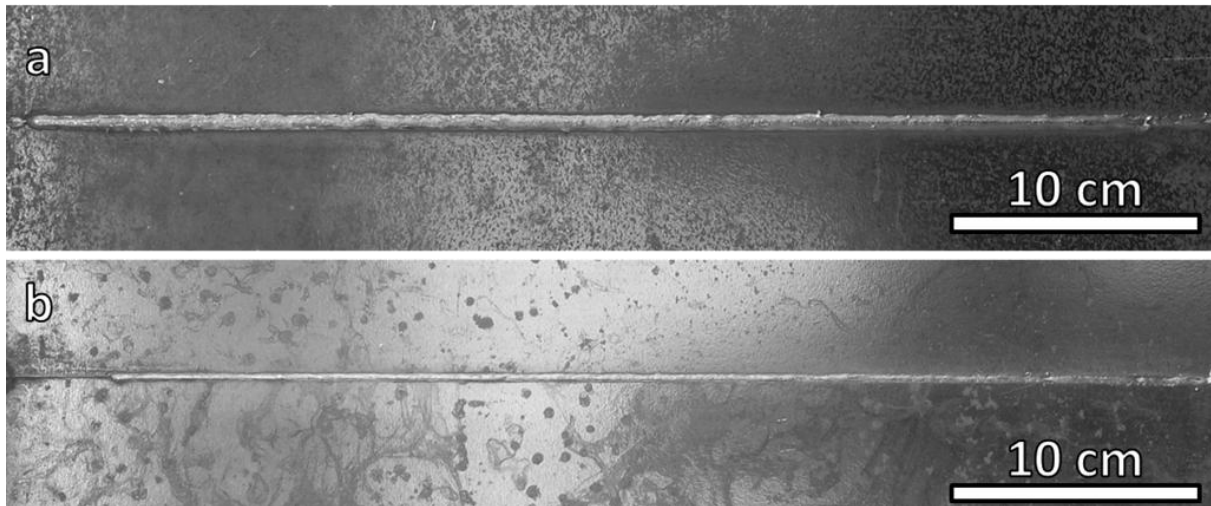


Figure IV-2 : Photographies endroit (a) et envers (b) du cordon hybride laser-MAG témoin

Lorsque les paramètres optimaux sont employés, le procédé de soudage hybride laser-MAG ne crée pas de défauts susceptibles d'affaiblir la tenue mécanique du métal de base (caniveaux, fissures, porosités). Cette association métal-procédé semble donc intéressante pour une application industrielle vu la bonne qualité des cordons et la vitesse de soudage élevée ( $1,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ). Il convient à présent de déterminer quelles sont les conséquences du soudage hybride sur la macrostructure, la microstructure et les propriétés mécaniques de l'acier S460ML.

#### 4.1.2. Caractérisation locale des propriétés structurales et mécaniques

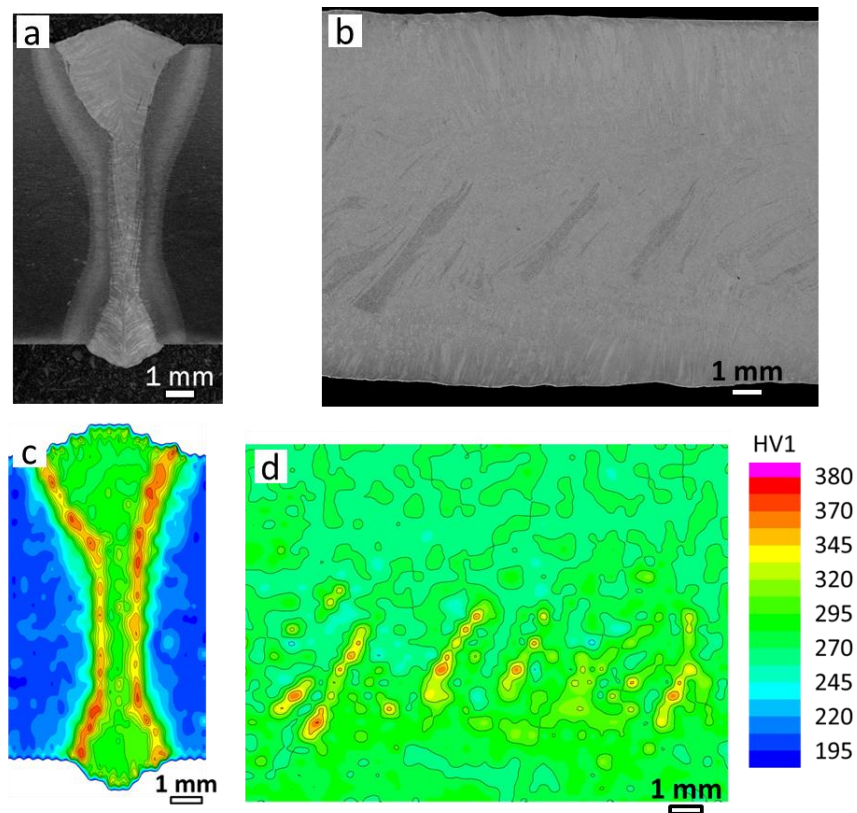
Le cordon témoin est découpé transversalement et longitudinalement pour réaliser des observations macrographiques et micrographiques ainsi que des cartographies de microdureté Vickers (Figure IV-3). On retrouve ici les caractéristiques des cordons produits en soudage MAG et laser du point de vue des changements microstructuraux et de l'évolution de la dureté dans les différentes zones du cordon.

Le métal de base en gris foncé est visible de part et d'autre du cordon sur la macrographie transversale (Figure IV-3a). En allant vers le centre, on trouve la ZAT correspondant au dégradé du gris clair au gris foncé. Au centre de la macrographie transversale, la ZF est visible en gris clair et présente une forme de verre à pied. Le bombé endroit et envers est d'environ 1 mm. Le cordon ne comporte pas de défaut et peut être classé en qualité B (la plus restrictive) selon la norme ISO 12932:2013 [111].

Sur les macrographies (Figure IV-3a et b), trois zones sont visibles dans la ZF (du haut vers le bas) :

- Partie "MAG" ; du haut jusqu'à une profondeur de 5 mm. Cette zone est évasée et les domaines correspondant aux ex-grains austénitiques ont une croissance colonnaire et épitaxiale à partir des bords de la ZF. Le métal d'apport reste principalement dans cette zone.
- Partie "intermédiaire" ; au milieu du cordon, située à une profondeur de 5 mm à 8 mm de la surface supérieure. La microstructure y est composée d'ex-grains austénitiques équiaxes.

- Partie laser; de 8 mm de profondeur jusqu'au pied de cordon. La microstructure est composée d'ex-grains austénitiques colonnaires avec une croissance épitaxiale à partir des bords de la ZF.



**Figure IV-3 : Macrographies transversale (a) et longitudinale (b) du cordon hybride laser-MAG témoin et cartographies de dureté HV1 associées, respectivement (c) et (d).**

Une cartographie de microdureté Vickers HV1 d'une coupe transversale du cordon hybride témoin est présentée en Figure IV-3c. On retrouve la forme en verre à pied de la ZF et la subdivision de la ZAT en trois zones secondaires. Comme dans les cas des cordons MAG, TIG et laser, la Zone D'Austénitisation Partielle (ZDAP) est difficilement distinguable ici car sa dureté est proche de celle du métal de base ( $195 \pm 10$  HV1). La Zone De Recuit (ZDR) présente une dureté qui augmente de 200 à 350 HV1. La dureté dans la Zone De Trempe (ZDT) est également assez homogène, soit environ 350 HV1 ce qui signifie qu'une faible proportion de martensite est créée dans cette zone lors du soudage ou que cette martensite est de faible dureté, peu chargée en carbone et élément d'alliages.

La section longitudinale de la ZF est également présentée sous forme de cartographie de dureté Vickers HV1 (Figure IV-3d) afin d'étudier l'homogénéité de la ZF du point de vue structural et mécanique. La dureté de la ZF est assez homogène avec une dureté moyenne d'environ 280 HV1 à l'exception de quelques bandes de dureté élevée (environ 350 HV1) visibles dans la partie intermédiaire. La ZF est principalement composée d'un mélange de ferrite aciculaire et de ferrite proeutectoïde. Les bandes de haute dureté correspondent aux trainées grises foncées visibles dans la zone intermédiaire sur la Figure IV-3c. La dureté élevée des bandes est liée à leur structure martensitique. L'hypothèse la plus vraisemblable est que la coupe macrographique longitudinale est à cheval entre la ZF et la ZAT du fait de très fine largeur de la ZF et des variations de la forme du keyhole en cours de soudage.

Les zones secondaires sont visibles à plus fort grossissement sur la Figure IV-4 (du métal de base à la ZF) :

- La ZDAP qui est composée de grains de ferrite et de bainite inférieure (Figure IV-4b) ;
- La ZDR composée de ferrite fine et de perlite ainsi que d'un faible pourcentage de bainite supérieure et martensite qui augmente à mesure que l'on s'approche de la ZDT (Figure IV-4c);
- La ZDT composée de martensite, de bainite supérieure et de ferrite (Figure IV-4d).

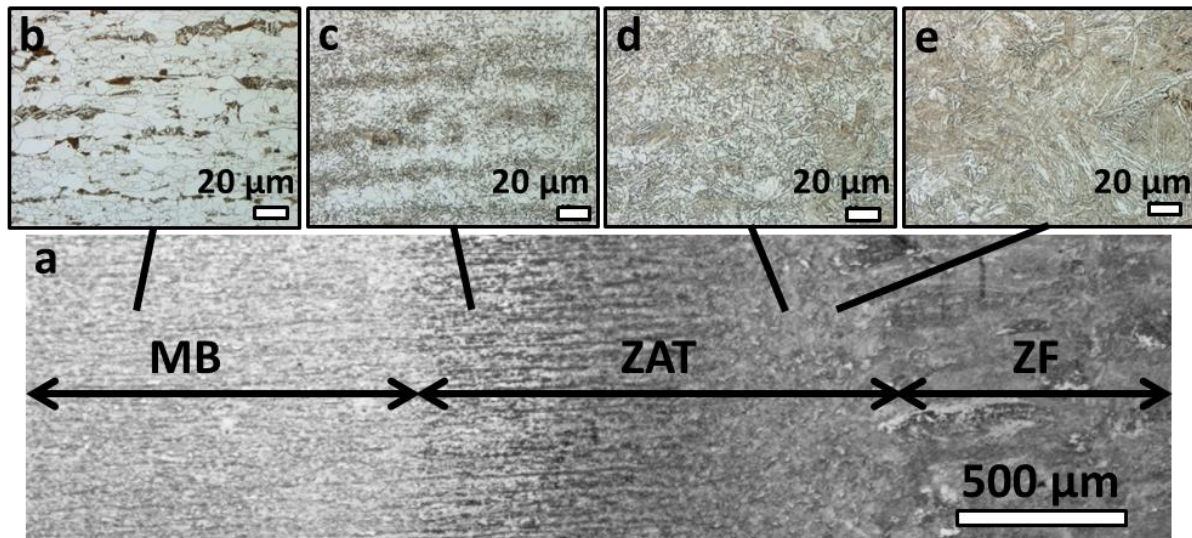


Figure IV-4 : Organisation microstructurale du cordon hybride laser-MAG sur acier S460ML témoin : vue large (a), métal de base (b), ZDAP (c), ZDR proche de la ZDT (d) et ZDT (e).

Le cordon hybride laser-MAG est pleinement pénétré et présente une ZF et une ZAT très fines. Le métal de base est donc peu impacté par cette opération de soudage uniquement sur une zone très limitée. On remarque ici que l'on a une augmentation de la dureté en ZAT et ZF pour le cordon hybride laser-MAG par rapport au métal de base. Le cordon étant exempt de défaut interne (fissuration, porosité, ...), il a donc peu de risque de rupture dans le cordon lors d'une sollicitation statique. De plus, même si des structures de trempe sont visibles, notamment en ZDT (bainite, martensite), la dureté maximale reste limitée. Les risques de fragilisation ou de fissuration à froid sont donc faibles. La bonne soudabilité de l'acier S460ML observée lors des essais préliminaires de soudage laser et MAG est donc confirmée par ces essais de soudage hybride laser-MAG [7]. Les cordons produits sont satisfaisants en termes de macrostructure, de microstructure et du point de vue des duretés observées.

### 4.1.3. Essais de traction

#### Métal de base

Trois essais de traction ont été réalisés afin de déterminer les propriétés en traction à la température ambiante de l'acier S460ML. La courbe de traction est typique des aciers classiques (Figure IV-5) avec une partie linéaire correspondant à la déformation élastique entre 0 et 0,5% de déformation et pour une contrainte de 0 à 528 MPa. Pour une déformation de 0,5% à 3,5%, on observe un plateau accidenté (création des bandes de Lüders) correspondant au début d'une déformation plastique

inhomogène à contrainte constante (environ 528 MPa). On observe ensuite la déformation plastique homogène de l'éprouvette accompagnée d'une augmentation de la contrainte jusqu'à environ 620 MPa pour une déformation de 3,5% à 16% puis une diminution de la contrainte pour des déformations supérieures correspondant à la striction (déformation plastique localisée et diminution locale de la section). Enfin, la rupture de l'éprouvette intervient pour une déformation d'environ 36%. On peut mesurer sur cette courbe de traction la limite d'élasticité, la limite à rupture et l'allongement maximale du métal de base.

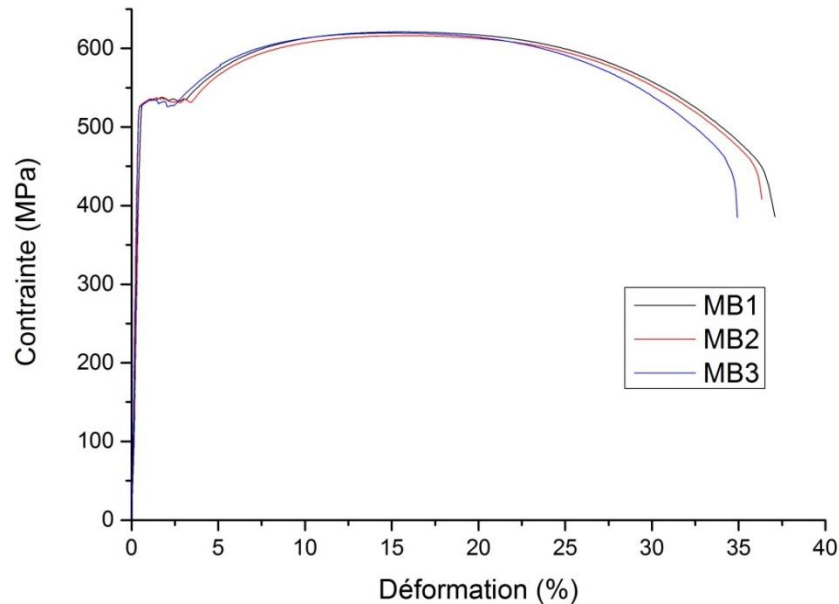


Figure IV-5 : Courbes de traction pour 3 éprouvettes prélevées dans l'acier S460ML avant soudage

La Figure IV-6 représente des vues de face d'éprouvettes de traction prélevées dans le métal de base, avant et après essai de traction, respectivement (a) et (b). Pour les 3 éprouvettes testées, on observe une rupture au centre de l'éprouvette. Pour le métal de base, les caractéristiques mécaniques sont calculées en prenant la moyenne des 3 essais. La résistance maximum moyenne de l'acier S460ML de l'étude est de  $619 \pm 2$  MPa, elle est comprise entre 540 et 720 MPa, ce qui est conforme à la norme ISO 10025-4 : 2004 [11]. La limite d'élasticité de  $528 \pm 2$  MPa (supérieure à 460 MPa) et l'allongement à rupture est de 36% (supérieure à 17%) sont également en accord avec cette norme.

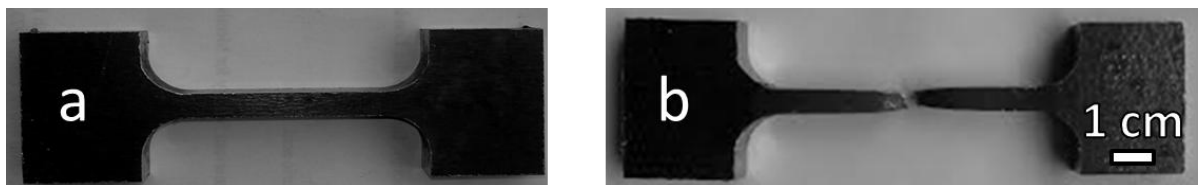


Figure IV-6 : Éprouvettes de traction du métal de base avant essai de traction (a), après essai de traction (b)

### Lignes de fusion

Les cartographies de dureté du cordon témoin présentées au paragraphe précédent (§1.1.2) ont montré une augmentation de la dureté dans la ZAT et la ZF par rapport au métal de base. La dureté étant proportionnelle à la limite d'élasticité, il y a donc peu de risque de rupture dans le cordon de soudage lors des essais de traction. La Figure IV-7 présente des éprouvettes prélevées perpendiculairement à la ligne de fusion en pleine pénétration, avant et après essai de traction,



respectivement (a) et (b). Le cordon de soudure est visible au milieu des éprouvettes. Le bombé a été arasé par usinage mécanique mais les éventuels caniveaux ont été conservés. Dans le cas d'une éprouvette prélevée sur un assemblage soudé, seule la contrainte à rupture peut être déterminée car les propriétés mécaniques ne sont pas homogènes (métal de base différent du métal d'apport) dans l'éprouvette. Cinq essais ont été réalisés pour le cordon de soudage hybride laser-MAG témoin. Pour chacune des cinq éprouvettes, la rupture a lieu en dehors de la ZF et de la ZAT (Figure IV-7c). La contrainte à rupture moyenne pour les assemblages soudés par procédé hybride laser-MAG est proche de celle du métal de base ( $640 \pm 10$  MPa).



Figure IV-7 : Éprouvettes de traction du cordon hybride avant essai de traction (c), après essai de traction (d) ; la flèche noire indique l'emplacement de la ligne de fusion

La rupture ayant lieu dans le métal de base, on confirme ici l'hypothèse posée suite à l'analyse des cartographies de dureté. Le cordon hybride laser-MAG témoin a une résistance à la traction équivalente ou supérieure à celle de l'acier S460ML.

#### 4.1.4. Essais de résistance au choc Charpy

##### Métal de base

La bonne résistance au choc à basse température de l'acier S460ML est une propriété importante pour la fabrication de navires pouvant être amenés à naviguer dans les mers froides. La bonne résistance au choc de cet acier provient de sa fine microstructure. Il convient donc de mesurer cette caractéristique lors d'essais de choc Charpy et de s'assurer que la résistance au choc de l'acier S460ML n'est pas altérée par les changements microstructuraux après soudage hybride. La Figure IV-8 présente les mesures d'énergie de rupture à différentes températures pour l'acier S460ML avant soudage. Elles sont comparées avec les données de la littérature et de la norme européenne Eurocode 3 [7,12].

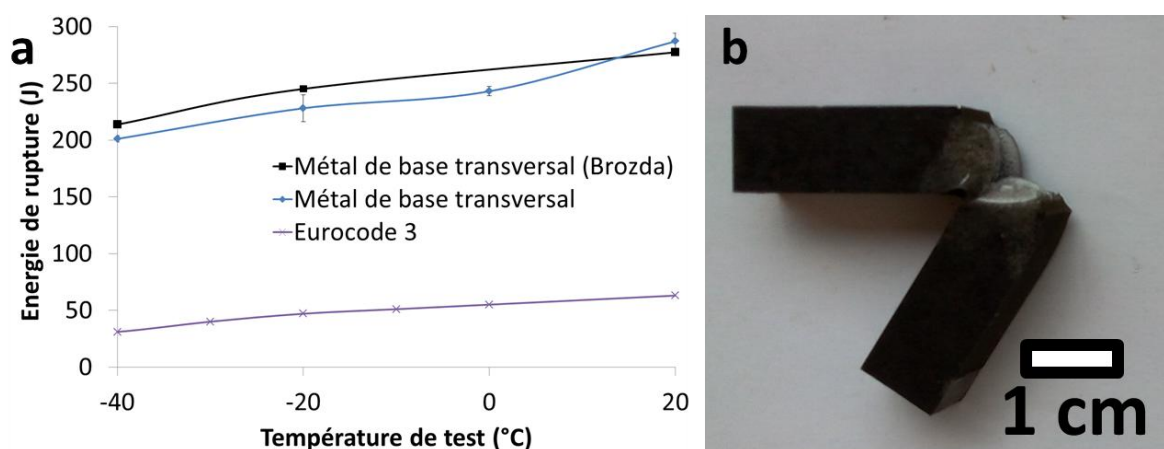


Figure IV-8 : Propriétés de résistance au choc (énergie de rupture) de l'acier S460ML (a) et aspect d'une éprouvette prélevée dans le métal de base après essai (b)

La résistance au choc de l'acier S460ML est similaire aux données de la littérature même s'il y a une légère différence pour les basses températures (Figure IV-8a). Pour toutes les températures testées, l'acier S460ML satisfait largement les recommandations de l'Eurocode 3 (énergie supérieure d'environ 200 J) [7]. L'acier S460ML est donc pleinement approprié pour l'application visée. Une faible différence de 15 Joules est visible entre les énergies de rupture des métaux de base des différentes études. Cela peut être expliqué par l'épaisseur de tôle plus importante pour les essais de Brozda (avant prélèvement des éprouvettes) ainsi que par des différences de compositions chimiques et de conditions de laminage thermomécanique. Aucune des éprouvettes n'est complètement rompue après l'essai de choc Charpy. On constate seulement une rupture partielle avec un angle de pliage important (Figure IV-8b et Figure IV-9). On explique la bonne résistance au choc de l'acier S460ML par sa microstructure fine en bande (fibrage) héritée du laminage thermomécanique. Lors de l'essai Charpy, la rupture a tendance à se propager le long de ces fibres parallèlement au bord de la tôle. On observe d'ailleurs une déchirure le long du plan central de la tôle sur la vue de face de la Figure IV-9.

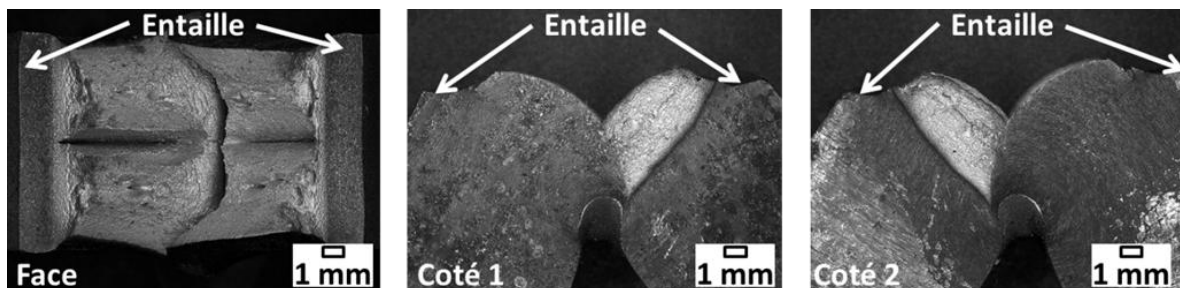


Figure IV-9 : Fractographies d'une éprouvette de métal de base après essai Charpy

### Lignes de fusion

Pour voir si les propriétés du métal de base sont altérées par le soudage hybride, des éprouvettes avec entaille en V sont usinées dans le cordon témoin. En effet, les changements microstructuraux observés en ZAT et en ZF (Figure IV-4), peuvent présupposer d'une perte de résistance à l'impact dans ces zones. Les entailles sont placées au centre de la ZF et dans la « ZAT ». Il est compliqué d'assurer une localisation parfaite de l'entaille dans la ZAT étant donnée la fine épaisseur de celle-ci et de la séparation ni rectiligne, ni parfaitement verticale entre la ZF et la ZAT. L'entaille des éprouvettes considérées comme prélevées en « ZAT » est donc placée à 1 mm du milieu de la ZF (Figure IV-10).

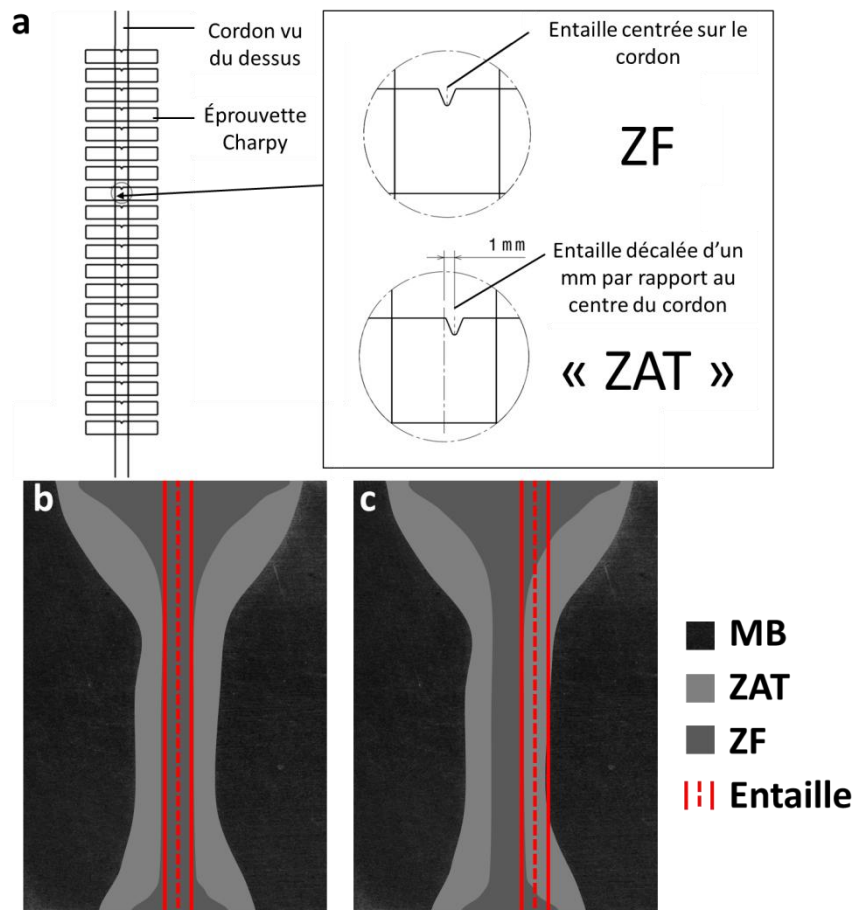


Figure IV-10 : Prélèvement des éprouvettes vue de dessus (a) et vue de coupe de l'emplacement de l'entaille en V pour les éprouvettes Charpy de type ZF (a) et « ZAT » (b)

Les énergies de rupture des éprouvettes ZF et « ZAT » des cordons hybrides laser-MAG sont présentées en Figure IV-11 et comparées avec la littérature et les travaux de Brozda sur le soudage MAG multipasses d'une tôle d'acier S460ML d'épaisseur 20 mm [7].

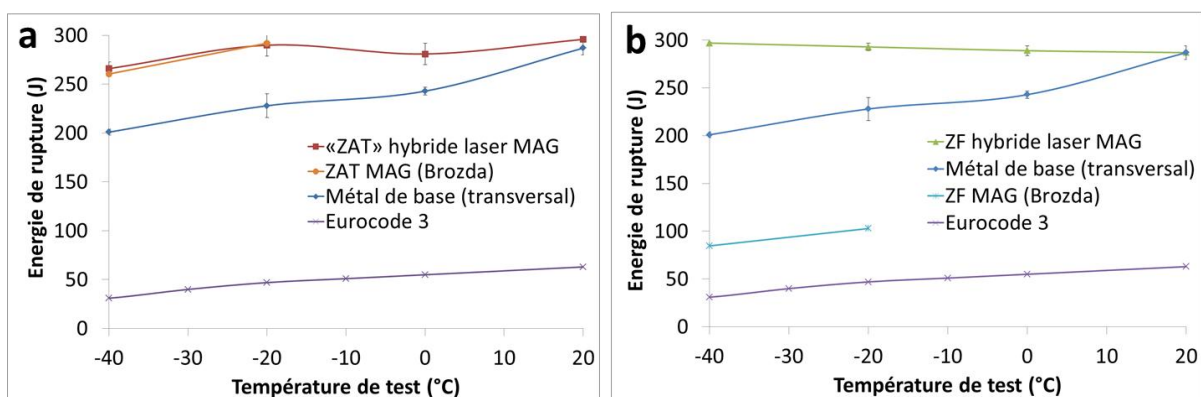


Figure IV-11 : Energie de rupture des éprouvettes Charpy avec entaille en V prélevés dans la ZAT (a) et la ZF (b) des cordons MAG multipasses et hybride laser-MAG

L'énergie de rupture pour les éprouvettes « ZAT » et ZF est comprise entre 250 J et 290 J même à basse température. Cette énergie est étonnamment supérieure à celle du métal de base pour toutes les températures testées. De ce fait, elle est également largement supérieure aux recommandations de l'Eurocode 3.



La Figure IV-12 met en évidence que lors des essais Charpy, le front de fissure s'est déplacé de la ZF ou de la ZAT vers le métal de base, ce qui tend à augmenter la surface de rupture, et donc l'énergie de rupture.

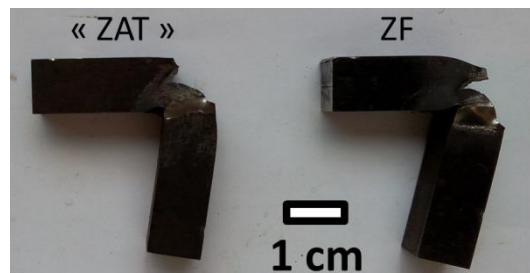


Figure IV-12 : Éprouvettes « ZAT » et ZF avec entaille en V après essais de choc Charpy

La Figure IV-13 présente les fractographies des éprouvettes Charpy ZF et « ZAT » avec le glissement du front de rupture. On retrouve la déchirure le long des bandes de perlite et ferrite dues au laminage thermomécanique du métal de base. Lors des essais en ZF ou en « ZAT », on trouve donc les caractéristiques du métal de base peu après le début de la déchirure et ce avec une augmentation de sa surface : tout ceci explique l'augmentation de l'énergie de rupture déterminée sur les éprouvettes prélevées dans des soudures.

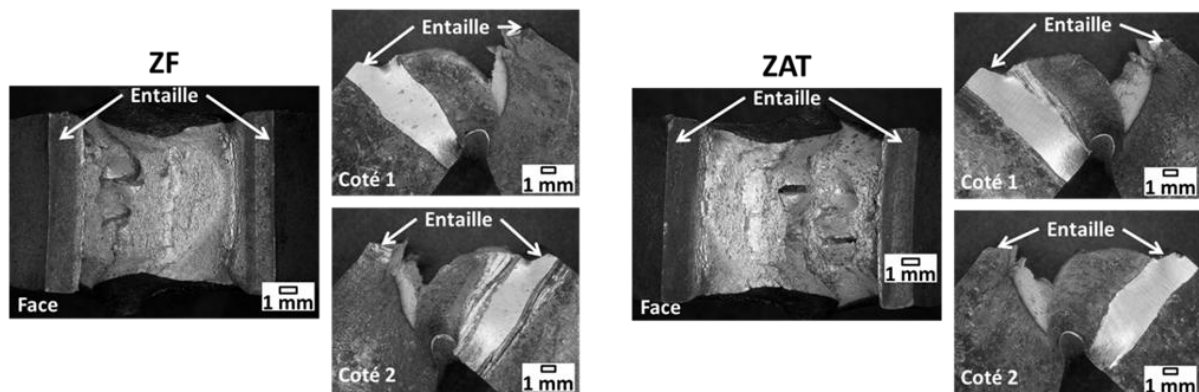


Figure IV-13 : Fractographies des éprouvettes ZF et ZAT après essai Charpy

L'observation au MEB des zones de ruptures des éprouvettes de type métal de base, ZF et « ZAT », permet de déterminer que la rupture est exclusivement de type ductile dans les trois cas (Figure IV-14). On observe en effet une rupture sous forme de cupules dont le diamètre est proche de la taille des grains du métal de base.

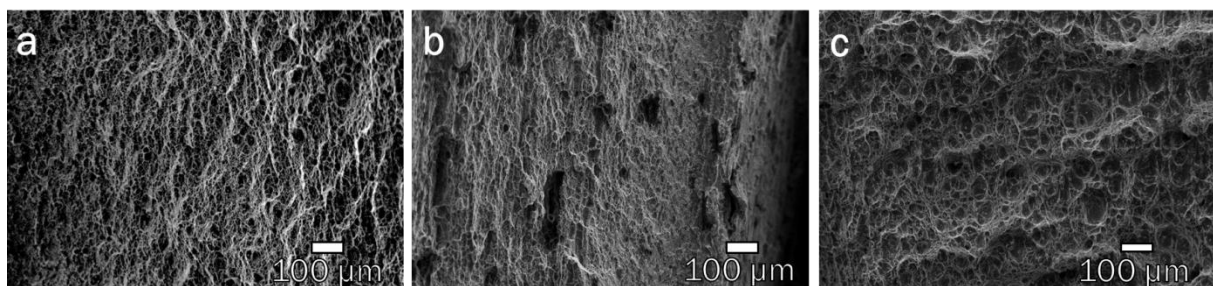


Figure IV-14 : Images MEB en électrons rétrodiffusés au centre des surfaces de rupture pour les éprouvettes prélevées dans le métal de base (a), la « ZAT » (b) et la ZF (c)

Pour les échantillons prélevés en ZF et « ZAT », on observe au bord de l'entaille des déchirures en « palier » dont chaque palier est recouvert de cupules (Figure IV-15). La rupture reste ductile dans ces zones mais la ductilité est moins forte que le métal de base. On a donc une initiation de rupture peu ductile dans la ZF et la ZAT lors de l'essai Charpy et une transition quasi immédiate vers une rupture très ductile correspondant au glissement du front de rupture vers le métal de base. L'augmentation de la surface de rupture explique l'amélioration de l'énergie de rupture par rapport au métal de base.

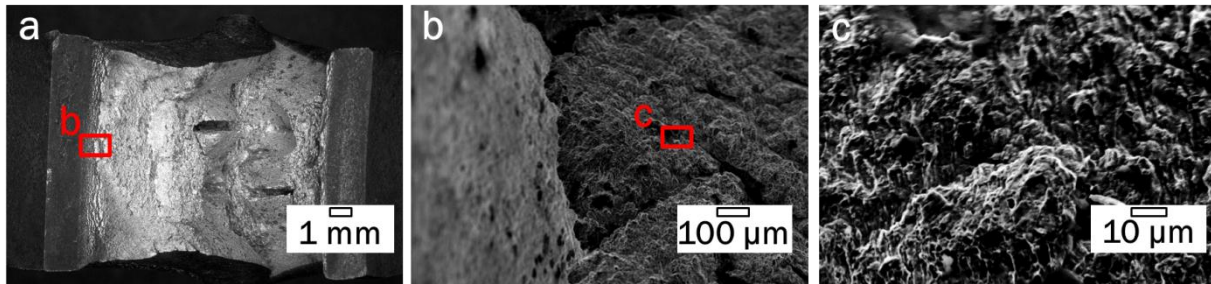


Figure IV-15 : Fractographies de l'échantillon ZAT (a) et images MEB associées à différents grossissements (b et c)

Une différence d'environ +200 J est visible pour les éprouvettes prélevées en ZF entre les essais hybride laser-MAG et les essais MAG (Figure IV-11b). On peut expliquer cette différence par le fait que l'épaisseur de la tôle d'acier S460ML qui a été soudée est de 20 mm pour les essais MAG de Brozda. Un chanfrein et un remplissage en plusieurs passes sont nécessaires pour obtenir la pleine pénétration en MAG sur une telle épaisseur. Cela crée une large ZF où le front de rupture peut se propager pendant l'essai de choc Charpy. En effet, Brozda ne signale pas dans son article de déviation de front de rupture. La microstructure de la ZF en MAG pour les essais de Brozda est similaire à celle obtenue en soudage hybride laser-MAG (mélange ferrite aciculaire + ferrite proeutectoïde). Les éprouvettes ZF pour les cordons MAG ont une énergie de rupture supérieure aux recommandations de l'Eurocode 3. On en déduit que, comme la microstructure en ZF est similaire, on obtiendrait les mêmes résultats en soudage hybride si l'on parvenait à forcer la propagation du front de rupture dans la ZF, à savoir des valeurs plus faibles et proches de celles de Brozda.

Au contraire, pour les essais en ZAT, on observe des énergies de rupture similaires pour les éprouvettes hybride et MAG. L'hypothèse est qu'il y a également un glissement du front de rupture vers le métal de base dans le cadre des essais de Brozda. En effet, il est plus délicat de positionner l'entaille en ZAT même en soudage MAG, lorsque le cordon de soudure est réalisé sur une préparation de chanfrein en V. Par ailleurs, il a complété ses travaux par des essais de résistance au choc Charpy sur des éprouvettes de ZAT simulée par recuit-trempe dont la microstructure est homogène et reproduit celles observées en ZAT [7]. Pour une structure semblable à celle de la ZDR (ferrite fine, perlite ainsi et faible pourcentage de bainite supérieure et martensite), de la ZDAP (ferrite et de bainite inférieure) ou de la ZDT (bainite supérieure, martensite et ferrite), Brozda observe un abaissement de l'énergie d'impact par rapport au métal de base. Les valeurs obtenues sont légèrement supérieures aux énergies minimales de rupture préconisées par l'Eurocode 3 (soit 27 J à -40 °C). Cela confirme que si l'on caractérise précisément la résistance au choc de chaque microstructure observée en ZAT et ZF, le soudage hybride crée une diminution de la tenue au choc de l'acier mais les résultats restent satisfaisants.

## Discussion

L'utilisation du procédé hybride laser-MAG permet de produire des cordons de soudage pleine pénétration sur une tôle d'épaisseur 10 mm présentant de très fines ZF et ZAT. Lors des essais Charpy, il est donc énergétiquement préférable pour le front de rupture de se propager vers le métal de base, présent à proximité directe, plutôt que dans la zone où la rupture a été initiée. La fracture est ductile à l'échelle macrographique et l'énergie de rupture est élevée. Les essais Charpy correspondent donc plus à une caractérisation de la résistance du cordon hybride laser-MAG dans son ensemble plutôt qu'une caractérisation précise de la résistance de la ZF ou de la ZAT. Les essais Charpy sur cordons de soudure hybride laser-MAG sont pourtant communément acceptés par la communauté scientifique même en cas de déviation du front de rupture. En effet, l'expérience apportée par les essais à grande échelle et la simulation numérique a permis de montrer que ce type d'essais est représentatif du comportement de l'assemblage réel [174]. Prenons l'exemple d'un bateau de croisière naviguant dans une zone glaciaire et venant percuter un iceberg précisément à l'endroit où a été réalisé un cordon de soudure. Du fait de la très fine largeur de la ZF et de la ZAT (environ 1 mm), le front de rupture aura tendance à glisser vers le métal de base (comme lors des essais en laboratoire) plutôt que de se propager exclusivement dans ces zones. Ainsi, la résistance au choc de ce bateau sera bien meilleure que celle d'un bateau ayant navigué dans ces eaux pour la première fois en 1912 avec le succès que l'on connaît [175] ...

On observe ici les limites des essais Charpy sur éprouvettes prélevées sur un cordon hybride laser-arc ainsi que sur tout autre procédé de soudage produisant des cordons étroits et fortement pénétrés. En effet, ils ne permettent pas de caractériser précisément l'énergie de rupture de la ZAT ou de la ZF étant donné que le front de fissure s'en éloigne dès les premiers stades de la rupture. Récemment, les équipes de l'université d'Osaka (Japon) ont modélisé le phénomène de déviation de la fissure vers le métal de base lors d'un essai de choc Charpy (cas d'un cordon laser étroit dont les propriétés mécaniques sont supérieures au métal de base) [176–178]. Cela a permis de proposer une alternative intéressante aux essais conventionnels par l'utilisation d'un double chanfrein sur les côtés de l'éprouvette de part et d'autre de l'entaille en V permettant de forcer la propagation du front de rupture dans la ZF ou la ZAT (Figure IV- 16). Ce type d'éprouvettes aurait pu être utilisé dans le cadre de nos essais, mais faute de temps, nous n'avons pas pu les mettre en œuvre. Une telle démarche pourrait faire l'objet d'une normalisation spéciale aux essais Charpy sur cordons de soudage fins.

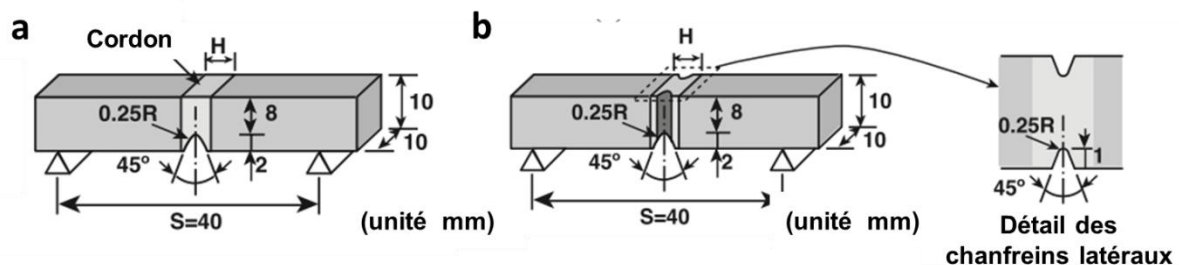


Figure IV- 16: Configuration d'une éprouvette Charpy classique avec entaille en V dans la ZF et éprouvettes Charpy modifier avec deux chanfreins supplémentaires [176]

Les essais réalisés par Brozda confirment par ailleurs que si l'on caractérise précisément la résistance au choc de chaque microstructure observée en ZAT et ZF, les cordons conservent des propriétés

satisfaisantes. Le soudage hybride laser-MAG permet donc de souder l'acier S460ML en préservant ses bonnes propriétés mécaniques.

## 4.2. Influence de la préparation de bord et de l'arrangement des sources (lisse et CMT)

L'objectif dans le paragraphe suivant est de caractériser la tolérance du soudage hybride laser-MAG bord à bord sur des tôles de 10 mm d'acier S460ML à des variations dans la préparation des tôles. L'influence du mode de découpe, du jeu et de l'utilisation du régime CMT sur la qualité des cordons est ici étudiée. Les paramètres tels que la puissance laser, la puissance arc ou la distance laser-arc seront traités du point de vue de la stabilité du process dans le chapitre sur le « dropping » (§Chapitre 5 :).

### 4.2.1. Préparation de bord

Les lignes de fusion permettent de s'affranchir de nombreux paramètres liés à la configuration géométrique de la soudure pour se focaliser sur la caractérisation métallurgique. Cependant, elles ne représentent pas un cas réel d'application industrielle : le soudage hybride sera en effet utilisé pour des assemblages bout-à-bout ou en angle avec différentes préparations de bord. Il est donc nécessaire de confirmer que le procédé est tolérant à des préparations de bord par usinage et découpe laser. Des cordons de soudage hybride laser-MAG bord à bord sans jeu selon ces deux types de préparation sont comparés à une ligne de fusion réalisée avec les mêmes paramètres opératoires. Les macrographies correspondantes sont présentées en Figure IV-17.

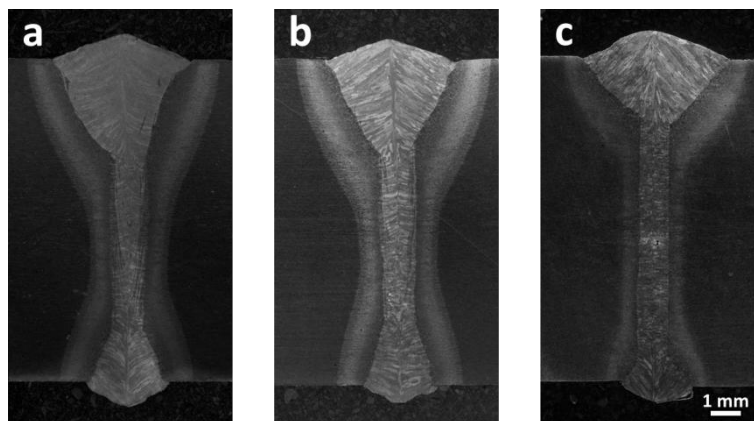


Figure IV-17: Macrographies de cordons hybrides avec différentes préparations de bords : (a) ligne de fusion ; (b) bords usinés ; (c) bords découpés laser  
( $v_s = 1,5 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ ,  $P_{\text{laser}} = 9 \text{ kW}$ ,  $v_{\text{fil}} = 5 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ , courant lisse, DLA = 3 mm, arrangement laser-arc)

Les trois cordons ont un bel aspect et une forme similaire, en verre à pied. Il n'y a pas de porosité, ni de caniveau important pour aucun des cordons. Ici, l'échantillon avec bord usiné sans jeu (Figure IV-17b) a un aspect très proche de la ligne de fusion (Figure IV-17a). La profondeur des parties MAG et laser est grande, la partie intermédiaire est presque rectiligne et s'étend sur environ 3 à 5 mm et les bombés envers et endroit sont prononcés avec une forme triangulaire. Pour la préparation « bords usinés », on s'approche du cas de la ligne de fusion car la préparation de très bonne qualité fait que l'interstice entre les tôles est presque inexistant. Lorsque le jeu est nul, la ligne de fusion et l'assemblage bord à bord donnent donc des cordons similaires.

Le cordon avec bords découpés au laser est légèrement différent (Figure IV-17c). On observe des bombés envers et endroit légèrement plus faibles, plus arrondis et plus larges que pour les autres cordons. De plus, la partie MAG est moins pénétrée, la partie intermédiaire est quasiment rectiligne et plus longue (environ 8 mm) et la partie laser est moins étendue. On remarque également que la ZAT est plus fine dans le cas des bords découpés au laser en comparaison avec les bords usinés et la ligne de fusion. On attribue ces différences à l'angle de dépouille qui n'est pas parfaitement perpendiculaire à la surface de la tôle et aux stries créées sur le bord de découpe laser. Cela crée un espace entre les tôles dans lequel se trouve une fine lame d'air qui facilite la création d'un keyhole bien rectiligne et bien stable.

On en conclut qu'une application de soudage hybride laser-MAG après découpe laser des bords à souder est envisageable dans le cas d'un jeu nul entre les tôles. Il est cependant pertinent de conseiller l'usinage des bords à souder pour assurer un bon contrôle du jeu même si les cordons sont satisfaisants pour les deux types de préparation. Un faible jeu peut même être recommandé. Cependant, un tel jeu doit être maintenu sur toute la longueur des tôles, ce qui est difficile sur des tôles de plusieurs mètres de long en raison des déformations que peut engendrer l'opération d'assemblage.

#### **4.2.2. Influence du jeu et de la configuration en courant lisse**

Nous avons vu lors de l'étude bibliographique que le bon comportement du procédé hybride laser-MAG vis-à-vis du jeu entre les tôles est fortement dépendante de l'épaisseur et du métal à souder (§1.3.3). De plus, un abaissement important de la vitesse de soudage ou l'utilisation de la position en corniche sont dans la plupart des cas nécessaires pour combler un jeu [64,81,83,84]. En configuration MAG-laser (la torche MAG précède le laser), l'apport de métal fondu en avant du laser favoriserait également la capacité à combler le jeu entre les tôles.

Dans le cas présent, des tests de soudage en sens laser-arc et arc-laser permettent de déterminer le jeu maximum tolérable pour le soudage à plat de tôles 10 mm d'acier S460ML. On réalise les essais sur des tôles à bords usinés afin d'avoir un bon contrôle du jeu et l'on fait varier celui-ci de 0 à 0,4 mm par pas de 0,1 mm (Figure IV-18). La vitesse de soudage est élevée ( $1,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ) et le courant pour la torche MAG est lisse.



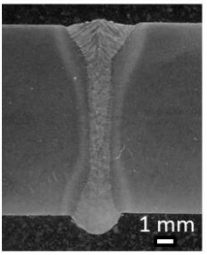
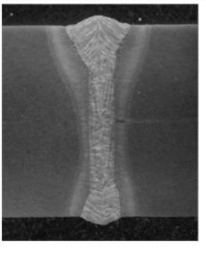
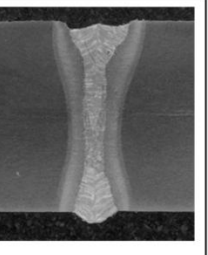
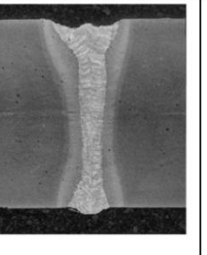
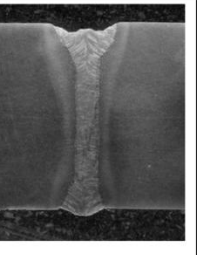

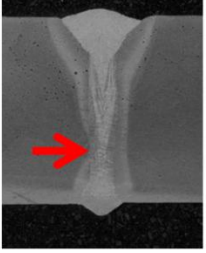
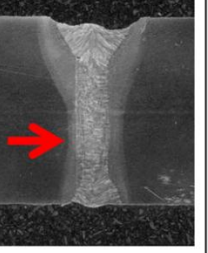
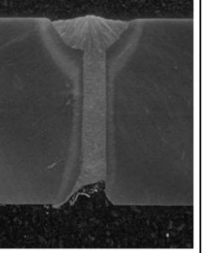
Jeu	0 mm	0,1 mm	0,2 mm	0,3 mm	0,4 mm
Arc laser					
Laser arc					Non réalisé

Figure IV-18 : Macrographies des cordons hybrides laser-MAG lisse obtenues en fonction du jeu appliqué et de l'arrangement respectif entre la torche MAG et le laser ( $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $P_{\text{laser}} = 9 \text{ kW}$ ,  $v_{\text{fil}} = 5 \text{ m.min}^{-1}$ , courant lisse, DLA = 3 mm). Les flèches rouges indiquent les défauts de collage.

Quel que soit l'arrangement, le jeu tolérable pour avoir un bombé positif sans caniveau est (0,1 mm) et est inférieur au diamètre du spot laser (0,3 mm). Si l'on considère maintenant que le cordon est conforme s'il n'y a pas d'effondrement envers, ni collage<sup>5</sup>, l'arrangement arc-laser est bien plus tolérant au jeu (plus de 0,4 mm) que l'arrangement laser-arc. En effet en configuration laser-arc, du collage est visible pour un jeu 0,1 mm et 0,2 mm et on voit un effondrement envers important pour un jeu de 0,3 mm. Cela confirme donc les données de la littérature [25].

Pour un jeu supérieur à 0,1 mm dans la configuration arc laser, il n'y a ni effondrement envers, ni collage. Cependant, le bombé est quasi-inexistant et les caniveaux sont de l'ordre de 0,5 mm. Ainsi, les cordons sont à la limite d'être déclassés de la catégorie B à la catégorie C voire D selon la norme ISO 12932:2013 [111]. Ils peuvent même être placés hors catégorie si l'on considère ce défaut non pas comme des caniveaux mais comme un manque d'épaisseur (effondrement endroit). Les cordons nécessiteront donc une passe supplémentaire pour obtenir la gorge souhaitée ce qui limite l'intérêt du choix du soudage hybride laser-MAG dans ce cas.

Cette faible tolérance au jeu est principalement due à la vitesse de soudage élevée ( $1,5 \text{ m.min}^{-1}$ ) et à l'utilisation d'un spot laser de faible diamètre ( $300 \mu\text{m}$ ) qui facilite la création d'un cordon pleine pénétration sur une tôle d'une telle épaisseur par augmentation de la puissance spécifique mais limite la tolérance au jeu. Plusieurs solutions sont envisageables pour augmenter cette tolérance. On peut par exemple diminuer la vitesse de soudage ou jouer sur les paramètres arc (type de courant, vitesse de fil). Ici, une diminution de la vitesse de soudage n'est pas conseillée car cela diminuerait la productivité du procédé. L'augmentation de la vitesse de fil a été envisagée mais cela mène à un effondrement du bain (Figure IV-19). On s'intéressera donc principalement à l'utilisation du régime CMT.

<sup>5</sup> Collage : manque de fusion sur un bord à soudé. On remarque le collage par une dissymétrie dans la ZAT et une entaille sur le bord de la ZF.

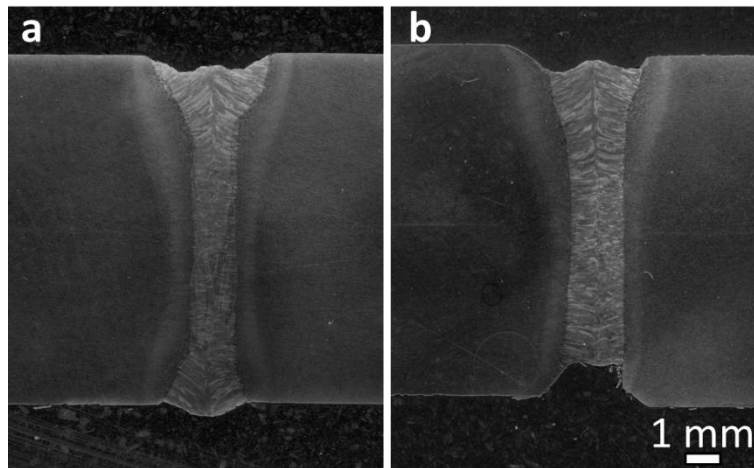


Figure IV-19 : Macrographies de cordons hybrides avec  $v_{fil} = 5 \text{ m.min}^{-1}$  (a) et  $v_{fil} = 6 \text{ m.min}^{-1}$  (b) (jeu = 0,4 mm,  $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $P_{laser} = 9 \text{ kW}$ , courant lisse, DLA = 3 mm)

### 4.2.3. Influence du jeu et de la configuration en régime CMT

L'utilisation du régime CMT en lieu et place du courant lisse pour la partie MAG du procédé hybride est une solution prometteuse pour augmenter la tolérance au jeu car il est connu pour réduire le nombre de projections et augmenter le taux de dépôt [74,104]. On réalise les mêmes tests de soudage qu'au paragraphe précédent (10 mm d'acier S460ML) en utilisant cette fois-ci le régime CMT (Figure IV-20).

Jeu	0 mm	0,1 mm	0,2 mm	0,3 mm	0,4 mm
Arc laser					
Laser arc					Non réalisé

Figure IV-20 : Macrographies des cordons hybrides laser-MAG CMT obtenues en fonction du jeu appliqué et de l'arrangement respectif entre la torche MAG et le laser ( $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $P_{laser} = 9 \text{ kW}$ ,  $v_{fil} = 5 \text{ m.min}^{-1}$ , régime CMT, DLA = 3 mm). Les flèches rouges indiquent les défauts de collage.

En règle générale, les cordons hybrides laser-MAG CMT sont moins affaissés qu'en courant lisse et ceci dans les deux configurations. En effet, le régime CMT crée un transfert des gouttes par court-circuit forcé, la pression d'arc appliquée est donc inférieure à celle exercée en courant lisse. La profondeur des caniveaux augmente avec le jeu, cependant leur taille reste limitée et ils respectent les exigences du niveau de qualité B selon la norme ISO 12932:2013, pour ce critère [111].

On n'observe aucun effondrement envers, ni collage en configuration arc-laser ce qui confirme que cette configuration est plus tolérante au jeu. De plus, grâce à l'utilisation du régime CMT en configuration laser-arc, on observe qu'il n'y a pas d'effondrement envers pour un jeu de 0,4 mm et que le défaut de collage n'apparaît que pour un jeu de 0,3 mm alors qu'il était visible dès 0,1 mm en courant lisse. Cette amélioration s'explique par le fait que l'utilisation du régime CMT permet d'augmenter la vitesse de fil par un meilleur contrôle du bain. Le taux de métal déposé est plus important et les projections sont limitées en nombre et en taille grâce au meilleur contrôle du dépôt des gouttes [74,108].

L'utilisation du régime CMT en production est donc à préconiser pour améliorer la flexibilité du procédé hybride laser-MAG. On conseillera également la configuration MAG laser pour assurer une bonne tolérance au jeu.

#### 4.2.4. Vidéos haute-vitesse en régime CMT et lisse

L'utilisation de la vidéo haute vitesse en endroit lors du soudage hybride en courant lisse et en régime CMT permet de mieux comprendre pourquoi l'emploi du régime CMT augmente la tolérance au jeu du procédé. En courant lisse, le transfert de gouttes se fait par pulvérisation axiale pour les fortes vitesses de fil (supérieure à  $5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ). Les gouttes de métal fondu sont déviées, passent dans le faisceau laser et viennent obstruer le keyhole (Figure IV-21). On remarque d'ailleurs sur la Figure IV-21, à  $t_0 + 15 \text{ ms}$  et  $t_0 + 20 \text{ ms}$ , la présence importante de fumée, correspondant à la vaporisation des gouttes de métal fondu par le faisceau laser avant leur arrivée dans le bain fondu. En régime CMT, même à vitesse de fil élevée (plus de  $5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ), le transfert des gouttes de métal fondu se fait par court-circuit forcé (Figure IV-22). Le keyhole est ainsi peu perturbé par l'arc électrique malgré la forte vitesse de fil. L'apport de matière plus important aide ainsi à combler le jeu.

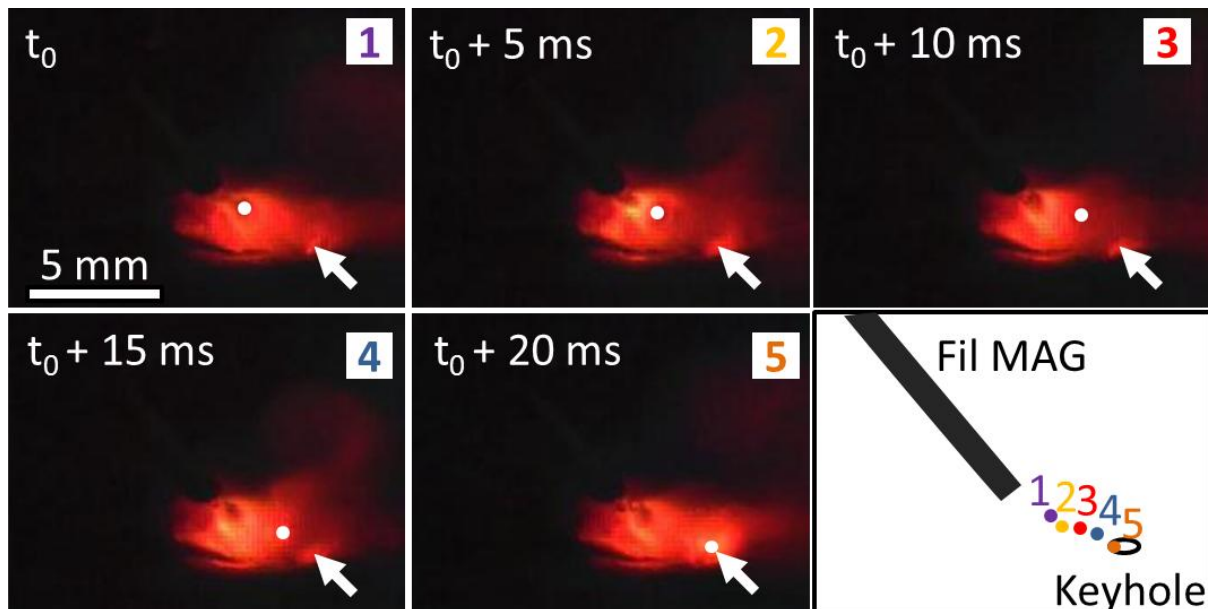


Figure IV-21 : Images issues d'une vidéo haute vitesse de soudage hybride laser-MAG en courant lisse ( $v_{\text{fil}} = 6 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $v_s = 1,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $P_{\text{laser}} = 9 \text{ kW}$ ,  $\text{DLA} = 3 \text{ mm}$ , jeu = 0,4 mm). Le point blanc marque la position de la goutte de métal fondu et la flèche marque la position du keyhole. Le schéma indique la position de la goutte par rapport au keyhole pour chaque image.



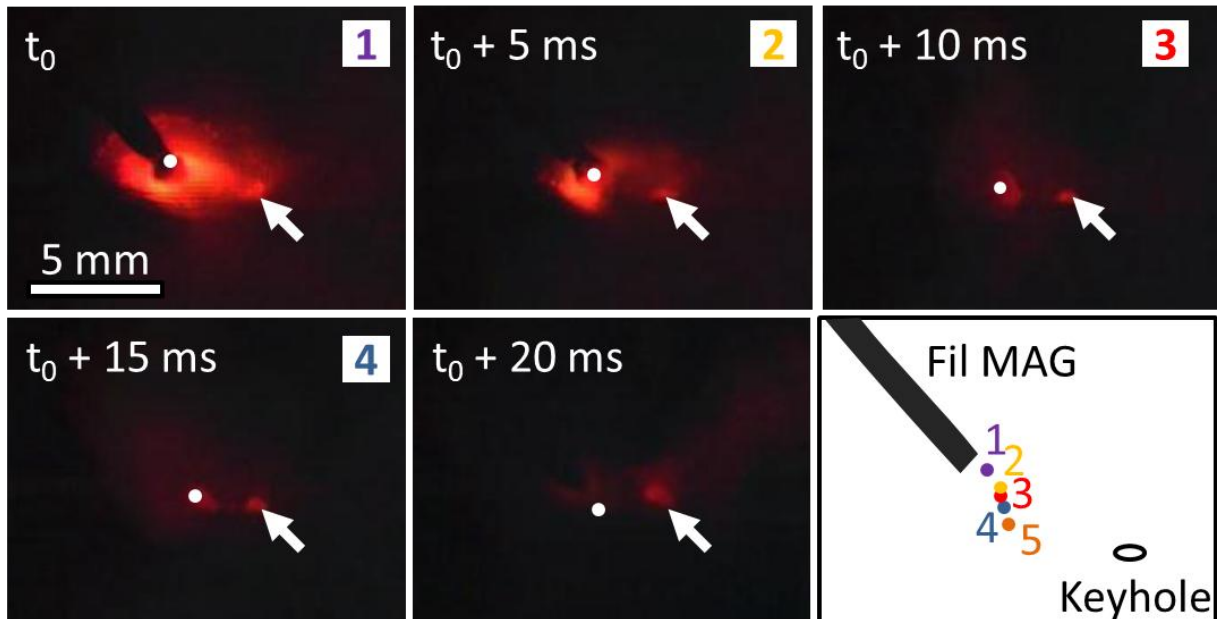


Figure IV-22 : Images issues d'une vidéo haute vitesse de soudage hybride laser-MAG en courant CMT ( $v_{\text{fil}} = 6 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ ,  $v_s = 1,5 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ ,  $P_{\text{laser}} = 9 \text{ kW}$ ,  $\text{DLA} = 3 \text{ mm}$ ,  $\text{jeu} = 0,4 \text{ mm}$ ) Le point blanc marque la position de la goutte de métal fondu et la flèche marque la position du keyhole. Le schéma indique la position de la goutte par rapport au keyhole pour chaque image.

L'utilisation du régime CMT permet d'avoir une meilleure tolérance au jeu en comparaison avec le courant lisse à vitesse de fil égale car :

- il diminue la pression exercée sur le bain ;
- il augmente le taux de dépôt et limite les projections ;
- il diminue la perturbation du keyhole.

Le régime CMT permet également d'augmenter la vitesse de fil pour combler le manque de matière en endroit. En augmentant la vitesse de fil à  $6 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ , on obtient un cordon satisfaisant en CMT alors qu'en régime lisse, cela a mené à un effondrement important du bain de fusion (Figure IV-23). On diminue la taille des caniveaux pour un jeu de  $0,6 \text{ mm}$  en augmentant la vitesse de fil à  $7 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$  (Figure IV-24). L'utilisation du régime CMT permettrait également d'améliorer les propriétés mécaniques des cordons [74,108]. On peut imaginer que l'utilisation du soudage hybride laser-MAG bicathodes permettrait également d'augmenter le taux de dépôt en limitant l'effondrement du bain et la création de caniveaux par une meilleure répartition de la pression d'arc appliquée sur le bain.

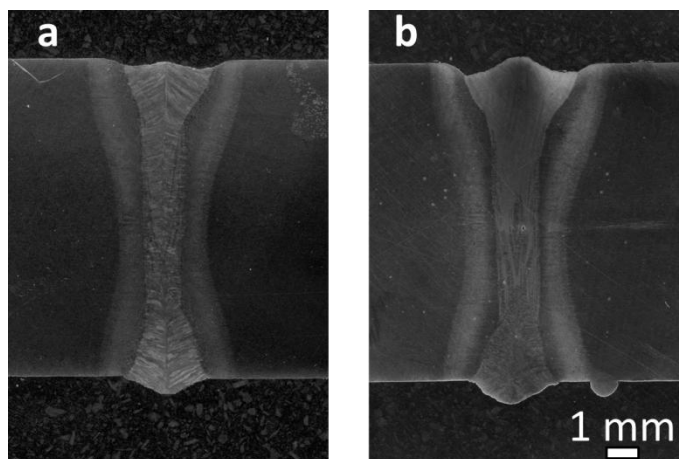


Figure IV-23 : Macrographies de cordons hybrides avec jeu de 0,4 mm pour une vitesse de fil de 5 m.min<sup>-1</sup> et 6 m.min<sup>-1</sup> ( $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $P_{\text{laser}} = 9 \text{ kW}$ , régime CMT, DLA = 3 mm)

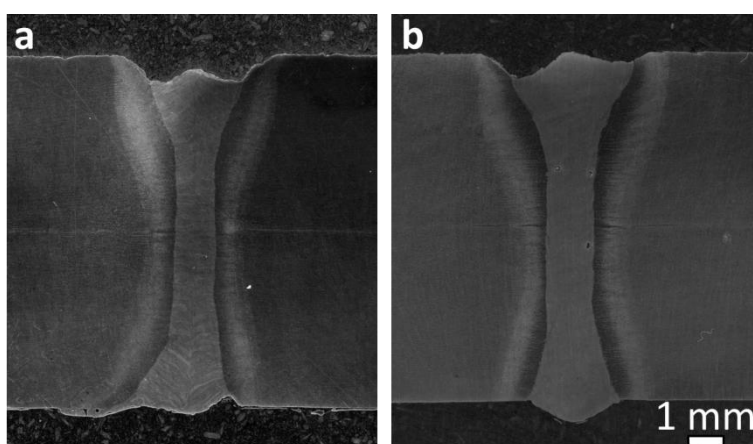


Figure IV-24 : Macrographies d'un cordon hybride avec jeu de 0,6 mm pour une vitesse de fil de 6 m.min<sup>-1</sup> et 7 m.min<sup>-1</sup> ( $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $P_{\text{laser}} = 9 \text{ kW}$ , régime CMT, DLA = 3 mm)

### 4.3. Conclusion

Avec des paramètres opératoires appropriés, les cordons de soudage hybrides laser-MAG pleine pénétration produits sur l'acier S460ML ne présentent aucun défaut rédhibitoire et respectent donc les exigences de la classe B de la norme ISO 12932:2013 [111]. Ces cordons hybrides sont satisfaisants en termes de géométrie de cordon, de macrostructure, de microstructure et de propriétés mécaniques.

On retrouve l'évolution de la microstructure et de la dureté dans la ZAT et la ZF décrits dans les essais préliminaires de soudage. La dureté en ZF et ZAT est supérieure au métal de base. De la martensite de faible dureté est visible en ZAT mais il n'y a pas de risque de fragilisation du fait du bas taux de carbone et du CEV faible de cet acier. La rupture ayant lieu dans le métal de base lors des essais de traction, les cordons hybrides laser-MAG ont une résistance à la traction au moins équivalente à celle de l'acier S460ML tout en conservant une résistance au choc à basse température satisfaisante malgré la création de structure de trempe en ZAT. Les limites des essais Charpy conventionnels ont cependant été mises en évidence. Un soudage hybride sur des tôles d'acier S460ML, d'épaisseur 10 mm, découpé en laser est possible et donne un cordon satisfaisant mais on privilégiera les bords usinés pour faciliter un meilleur contrôle du jeu entre les tôles. On choisira également le régime CMT

ainsi que la configuration MAG-laser pour combler des jeux importants. Si l'on cherche à obtenir des cordons plats, on choisira au contraire la configuration laser-MAG. La tolérance au jeu du soudage hybride en régime CMT est égale ou supérieure à 0,6 mm pour une tôle d'acier S460ML de 10 mm d'épaisseur et cela même à une vitesse de 1,5 m.min<sup>-1</sup>.

Le choix du soudage hybride laser-MAG pour le soudage de tôles d'acier S460ML d'épaisseur 10 mm est ainsi tout à fait approprié, notamment dans le cadre d'une application navale. On ouvre ainsi une possibilité de souder un acier à haute limite d'élasticité (permettant l'allègement de la structure) par un procédé de soudage innovant permettant des gains en production considérables par rapport aux procédés classiques à l'arc actuellement employés en construction navale. Les cordons produits sont d'excellente qualité métallurgique et mécanique et ne dégradent pas ou peu les propriétés du métal de base lorsque les paramètres employés sont appropriés. Il convient à présent de définir la tolérance du couple métal/procédé lorsque l'on dégrade des paramètres primordiaux comme la vitesse de soudage, la vitesse de fil ou la puissance laser.



# Chapitre 5 : Caractérisation du droppage

La possibilité de réaliser des cordons hybrides pleine pénétration de bonne qualité pour des tôles d'acier S460ML d'épaisseur 10 mm a été démontrée précédemment. Cependant, pour de telles épaisseurs, lorsque les conditions sont défavorables, le bain de fusion peut s'effondrer sous forme de gouttes régulières, on parle alors de droppage. Lorsque la taille des gouttes excède 3 mm, le droppage est un défaut rédhibitoire selon la norme ISO 12932:2013 [111]. L'utilisation d'un support du bain (latte céramique, métallique ou poudre) permet, par exemple, d'éviter ce défaut mais nécessite une étape supplémentaire de mise en place et de suppression de ce support après soudage. La solution la plus appropriée est un meilleur contrôle des paramètres opératoires. Une autre solution est l'usinage de l'excès de métal en pied de cordon afin de réduire l'effet de concentration de contrainte et d'améliorer les propriétés en fatigue de l'assemblage. Ceci est particulièrement intéressant pour les longs cordons de soudure si le droppage apparaît sur une petite portion de celui-ci.

Dans un premier temps, une étude paramétrique a été réalisée pour déterminer dans quelles conditions le droppage apparaît. Des vidéos haute-vitesse permettent ensuite de comprendre le mécanisme de création des gouttes et de le décomposer en 7 étapes.

Hormis l'aspect géométrique, les propriétés du cordon sont également affectées par le droppage. On suppose en effet que la microstructure et les propriétés mécaniques sont affectées. Si c'est le cas l'usinage ou le meulage des gouttes ne suffira pas à supprimer complètement les conséquences du droppage. Des cordons avec et sans droppage seront donc comparés à travers une analyse de la macrostructure, de la microstructure, de cartographies de microdureté Vickers et du taux de dilution dans la ZF.

L'objectif final est de comprendre comment ce défaut apparaît, comment éviter son apparition et quelles sont les conséquences sur la qualité du cordon pour proposer des solutions pertinentes de réparation.

## 5.1. Mise en évidence et définition du droppage

Le droppage peut apparaître pour les procédés laser et hybride laser-MAG en ligne de fusion et en soudage bout-à-bout. Dans les cas du soudage laser (Figure V-1a), le droppage s'accompagne d'un effondrement important du bain de fusion en endroit. Au contraire, la partie supérieure du cordon hybride avec droppage est bombée avec des caniveaux (Figure V-1b). En envers, les gouttes sont irrégulières en taille et répartition le long du cordon laser (Figure V-1c), alors qu'elles sont de taille proche et réparties périodiquement pour le cordon hybride (Figure V-1d). La quantité importante de métal d'apport amenée par la torche MAG pour le cordon hybride fournit en effet assez de métal fondu à chaque instant pour former des gouttes volumineuses et régulières.

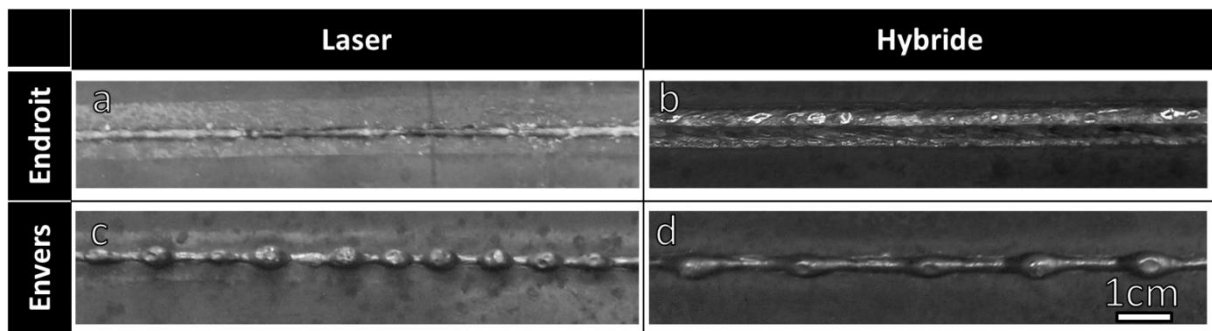


Figure V-1 : Lignes de fusion laser (à gauche) et hybride (à droite) présentant du dropping; vue de dessus (a et b) vue de dessous (c et d)

Des macrographies des sections transversales des cordons laser et hybrides sont comparées sur la Figure V-2. Dans les deux cas, le plan de coupe a été choisi à l'endroit où les gouttes sont les plus volumineuses. L'effondrement du bain de fusion est clairement visible dans la partie supérieure du cordon laser alors qu'il est beaucoup moins visible pour le cordon hybride. Pour le soudage hybride, le métal d'apport venant de la torche MAG comble la partie supérieure et camoufle l'effondrement. Il est ainsi plus difficile de repérer le dropping lors du soudage hybride par une observation en endroit par rapport au soudage laser.

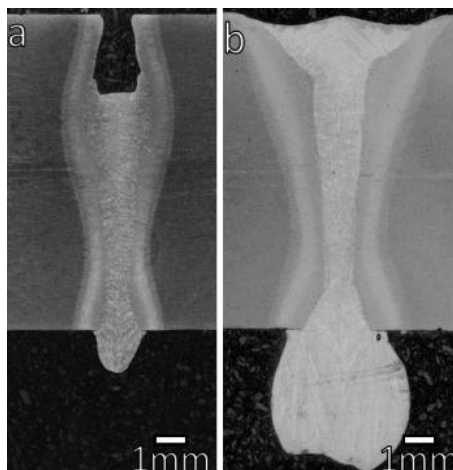


Figure V-2 : Macrographie d'un cordon laser (à gauche) et hybride (à droite) présentant du dropping

## 5.2. Étude paramétrique

Une étude paramétrique a été menée pour comprendre dans quelles conditions le dropping apparaît en soudage hybride laser-MAG. Trois campagnes d'essais ont été menées selon les paramètres présentés en Tableau V-1. Au total, environ 120 cordons ont été réalisés pour cette étude.

Campagne	Épaisseur	Vitesse de soudage	Vitesse de fil	Puissance laser
1	Variable 6 à 10 mm	Constante 1,5 m.min <sup>-1</sup>	Constante 5 m.min <sup>-1</sup>	Variable 6 à 12 kW
2	Constante 10 mm	Variable 1 à 3 m.min <sup>-1</sup>	Constante 5 m.min <sup>-1</sup>	Variable 6 à 12 kW
3	Constante 10 mm	Constante 1,5 m.min <sup>-1</sup>	Variable 1 à 13 m.min <sup>-1</sup>	Variable 7 à 11 kW

Tableau V-1 : Paramètres utilisés lors de l'étude paramétrique du dropping

Pour ces essais, nous avons réalisé des lignes de fusion sur les tôles de S460 ML en conservant l'état brut de livraison, c'est-à-dire sans blanchiment de la surface (décapage mécanique). L'influence de l'oxydation n'a donc pas été étudiée.

### 5.2.1. Résultats

La Figure V-3 montre les domaines de soudabilité de l'acier S460ML en fonction des paramètres de soudage.

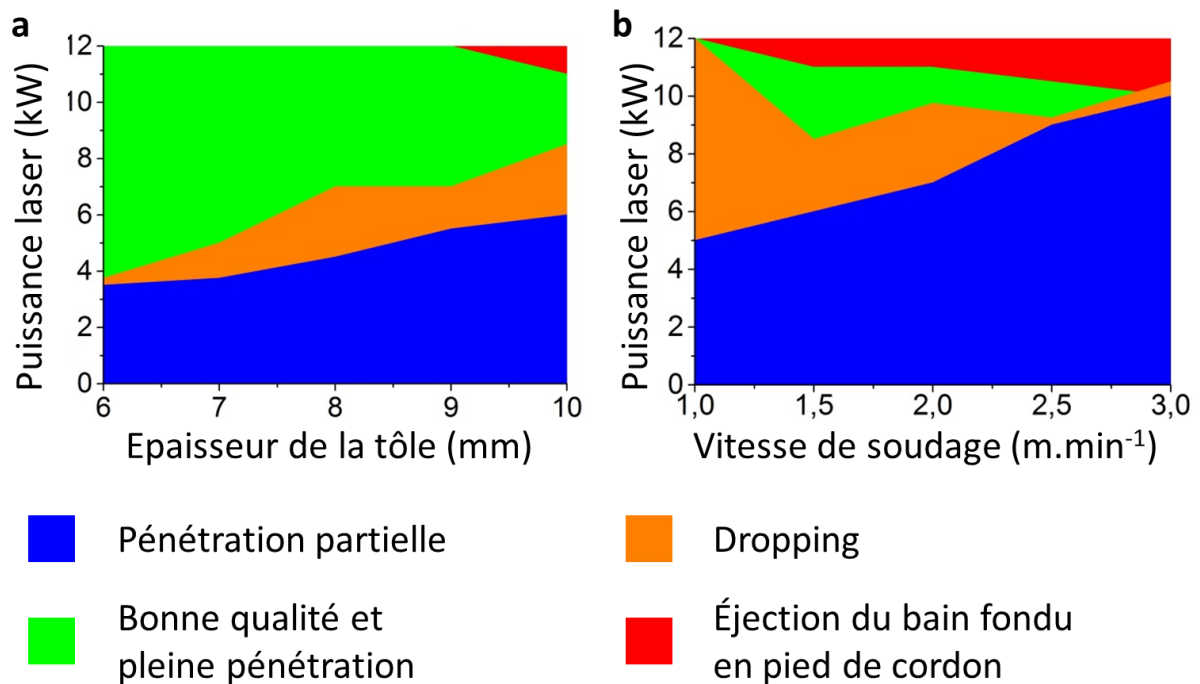
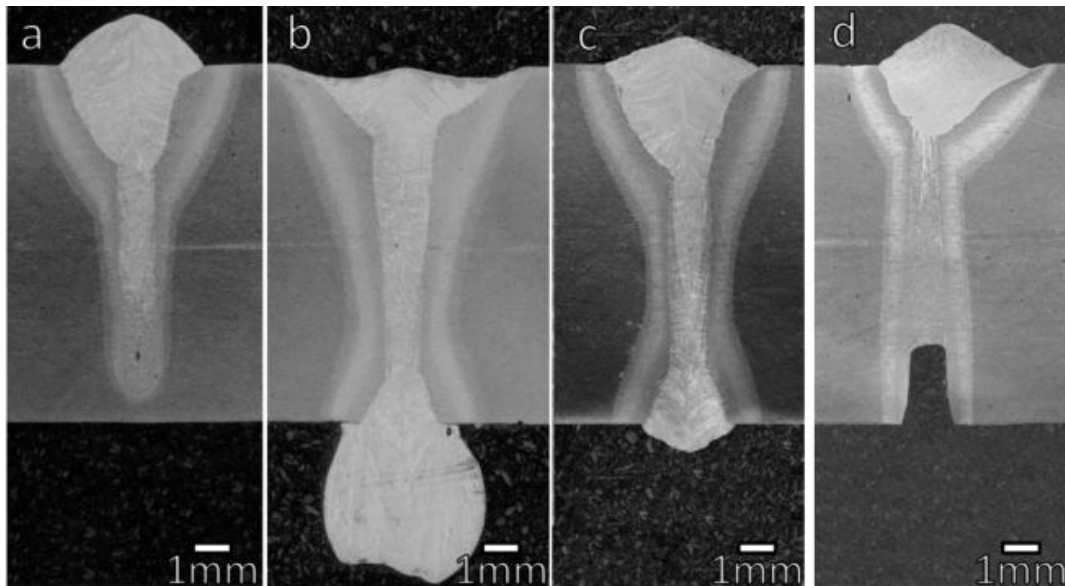


Figure V-3 : Domaines de soudabilité: campagne de test n°1 (a), campagne de test n°2 (b)

Selon l'ensemble des tests réalisés, quatre zones peuvent être définies et correspondent aux macrographies présentées en Figure V-4 :

- Pénétration partielle (Figure V-4a) : les paramètres ne permettent pas la pleine pénétration de la tôle. Des porosités sont fréquemment observées au pied de ce type de cordon.
- Dropping (Figure V-4b) : le cordon présente des caniveaux à la surface et une formation de gouttes régulièrement espacées en surface inférieure.
- Bonne qualité et pleine pénétration (Figure V-4c) : les cordons sont satisfaisants en termes de forme et de qualité.
- Éjection du bain fondu en pied de cordon (Figure V-4d) : la partie inférieure du bain de fusion est évacuée sous forme de projections.



**Figure V-4 : Macrographies des types de cordons hybrides obtenus lors de l'étude paramétrique ;  
pénétration partielle (a), dropping (b), bonne qualité et pleine pénétration (c), éjection du bain fondu à la racine (d)**

À mesure que l'épaisseur à souder augmente, la puissance laser doit être augmentée pour créer un bain de fusion sur l'ensemble de l'épaisseur de la tôle (Figure V-3a). La puissance laser minimum pour produire un cordon pleine pénétration sur une tôle 6 mm est de 3,5 kW alors que cette puissance atteint 6 kW pour des tôles de 10 mm. Concernant le dropping, pour des tôles de 6 mm d'épaisseur, il est seulement visible dans une petite fourchette de puissance laser, alors que pour une tôle de 10 mm, l'intervalle atteint 2 kW. Pour des puissances supérieures du faisceau laser, les cordons sont de bonne qualité et pleinement pénétrés. Cette zone de bonne qualité des cordons est plutôt large et s'étend au-delà des puissances laser testées pour les faibles épaisseurs des tôles. Une puissance laser excessive mène à l'éjection d'une partie de métal fondu en pied de cordon pour les tôles épaisses, soit 12 kW pour des tôles d'épaisseur 9 mm et 10 kW pour des tôles d'épaisseur 10 mm.

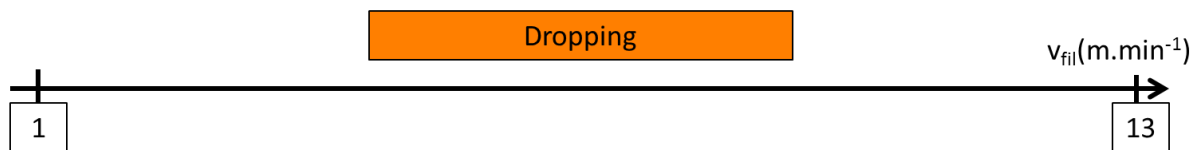
Lorsque la vitesse de soudage augmente, les zones de dropping et de cordons de bonne qualité pleinement pénétrés se réduisent alors que les zones d'éjection et de pénétration partielle sont plus grandes (Figure V-3b). Pour une vitesse de soudage de 1 m.min<sup>-1</sup>, la zone dropping s'étend de 5 kW à la puissance maximum testée c'est-à-dire 12 kW. Ceci est dû au fait que la vitesse de fil a été maintenue constante lors de ces essais (5 m.min<sup>-1</sup>) ; celle-ci étant trop élevée pour de faibles vitesses de soudage. Des tests complémentaires montrent qu'une réduction de la vitesse de fil à 4 m.min<sup>-1</sup> pour une vitesse de soudage de 1 m.min<sup>-1</sup> permet de produire des cordons pleinement pénétrés sans dropping. Pour une vitesse de soudage de 3 m.min<sup>-1</sup>, il n'est pas possible de produire des cordons pleinement pénétrés sans dropping dans la gamme de paramètres testée. Pour une vitesse de soudage de 3 m.min<sup>-1</sup>, les cordons passent de la pénétration partielle au dropping puis à l'éjection du métal fondu en pied de cordon sur une étendue de seulement 500 W de puissance laser. Il n'est donc pas possible de créer un cordon hybride monocathode de bonne qualité avec ces paramètres opératoires pour une vitesse de soudage si élevée. Pour des vitesses de soudage intermédiaires (entre 1,5 m.min<sup>-1</sup> et 2,5 m.min<sup>-1</sup>), la fourchette de puissances laser permettant d'obtenir des cordons pleine pénétration de bonne qualité est d'environ 2 kW. La zone de dropping s'étend environ sur la même gamme de puissances laser pour ces vitesses de soudage.



L'influence de la vitesse de fil (de 1 m.min<sup>-1</sup> à 13 m.min<sup>-1</sup>) a également été étudiée dans la campagne de tests n°3 (Figure V-5). Pour une puissance laser de 7 kW, tous les cordons présentent du dropping et la taille des gouttes augmente avec la vitesse de fil. Pour 9 kW et 11 kW, trois types de cordons sont produits en fonction de la vitesse de fil :

- entre 1 m.min<sup>-1</sup> et 3 m.min<sup>-1</sup>; un manque de pénétration est visible au pied du cordon,
- entre 3 m.min<sup>-1</sup> et 6 m.min<sup>-1</sup>; les cordons sont de bonne qualité,
- pour des vitesses de fil supérieures à 6 m.min<sup>-1</sup> ; le dropping apparait et la taille des gouttes augmente à mesure que la vitesse de fil augmente.

Pour  $P_{\text{laser}} = 7 \text{ kW}$  et  $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$



Pour  $P_{\text{laser}} = 9 \text{ kW}$  ou  $11 \text{ kW}$  et  $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$

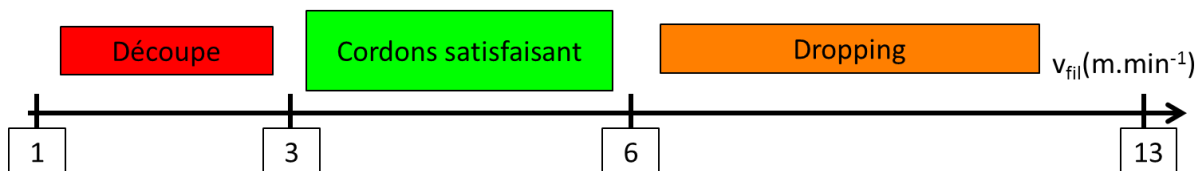


Figure V-5 : Domaines de soudabilité: campagne de test n°3

La Figure V-6 compare deux images issues des vidéos haute-vitesse pour des cordons hybrides à faible et forte vitesse de fil. À faible vitesse de fil, le métal d'apport provenant de la torche MAG est déposé par court-circuit (Figure V-6a). On voit d'ailleurs que la goutte de métal est déposée assez loin du keyhole et ne perturbe pas sa stabilité. Lorsque la vitesse de fil est élevée, l'arc passe en régime « pulvérisation axiale » et le keyhole se trouve dans le « cône » de l'arc (Figure V-6b). Ainsi, la force de pression exercée verticalement par l'arc sur le bain fondu en complément des forces gravitationnelles est plus forte. De plus, les gouttes de métal fondu provenant du fil de métal d'apport sont déviées vers le keyhole (Figure V-7). Elles sont partiellement évaporées par le faisceau laser lors du transfert et peuvent obstruer le keyhole au moment où elles atteignent le bain fondu.

On voit également sur la Figure V-7 :

- à  $t_0 + 50 \text{ ms}$ , une vague de métal fondu à la surface du bain submerge le keyhole.
- à  $t_0 + 70 \text{ ms}$ , des fumées et des vapeurs métalliques sont créées par le passage du métal fondu dans le faisceau laser.
- à  $t_0 + 75 \text{ ms}$  et  $t_0 + 80 \text{ ms}$ , on voit la création de projections suite à cette interaction métal fondu - laser.

Une partie de l'énergie laser est donc utilisée pour vaporiser les vagues de métal fondu venant de la torche MAG. La puissance laser disponible pour assurer l'ouverture du keyhole en envers est donc réduite. En plus de l'augmentation de la taille du bain liée à la forte vitesse de fil qui peut provoquer son effondrement par gravité, nous avons montré que les paramètres MAG peuvent également provoquer le dropping par une perturbation du keyhole et une baisse du rendement laser.

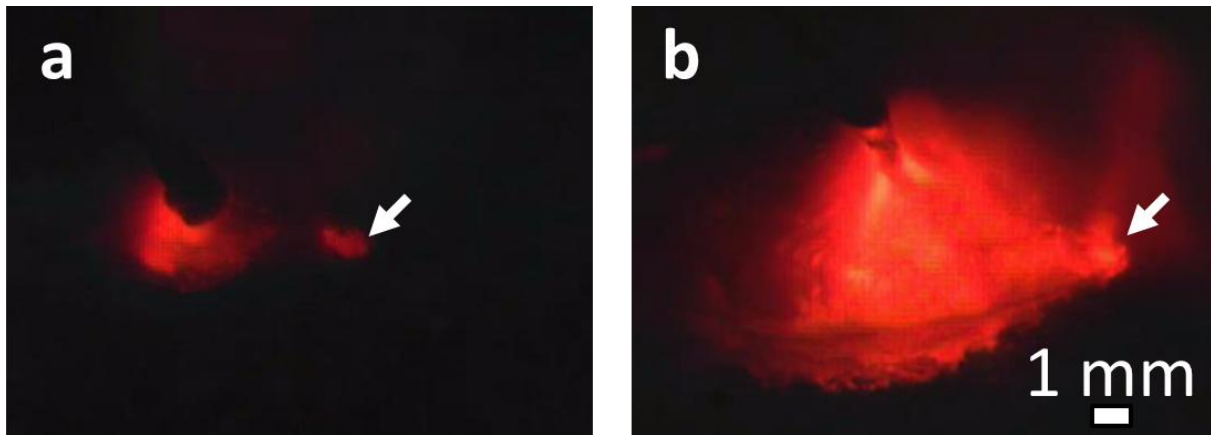


Figure V-6 : Images grande vitesse en cours de soudage hybride à l'endroit du cordon pour différentes vitesses de fil : (a)  $v_{\text{fil}} = 3 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , (b)  $v_{\text{fil}} = 13 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  ( $v_s = 1,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $P_{\text{laser}} = 9 \text{ kW}$ , courant lisse, DLA = 3 mm, arrangement laser arc)  
La flèche blanche indique la position du keyhole

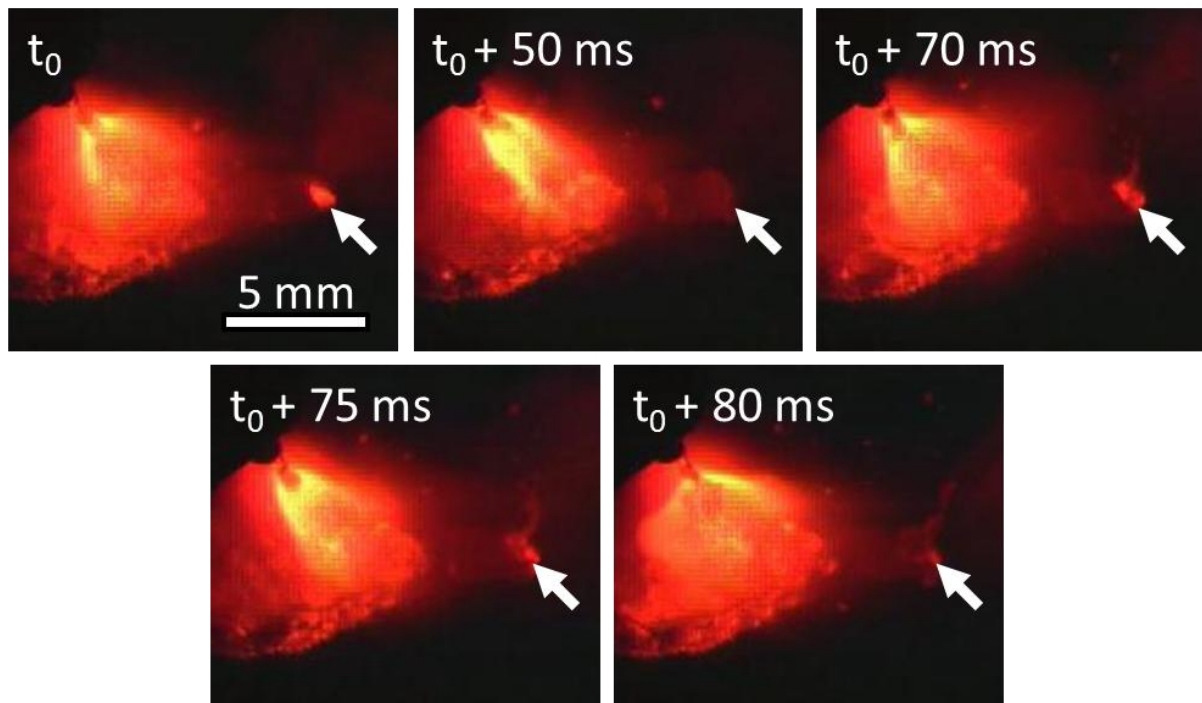


Figure V-7 : Séquence d'images haute-vitesse endroit lors du soudage hybride avec une faible DLA ( $v_s = 1,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $P_{\text{laser}} = 9 \text{ kW}$ ,  $v_{\text{fil}} = 9 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , DLA = 5 mm, arrangement laser arc).  
La flèche blanche indique la position du keyhole

## 5.2.2. Essais complémentaires

### Sens arc-laser

On notera ici que le dropping n'a été présenté que dans le sens laser-arc. Cependant, ce phénomène apparait également en sens arc-laser comme l'illustre la Figure V-8. Les facteurs d'apparition sont similaires : forte épaisseur, importante vitesse de fil, puissance laser intermédiaire, etc.

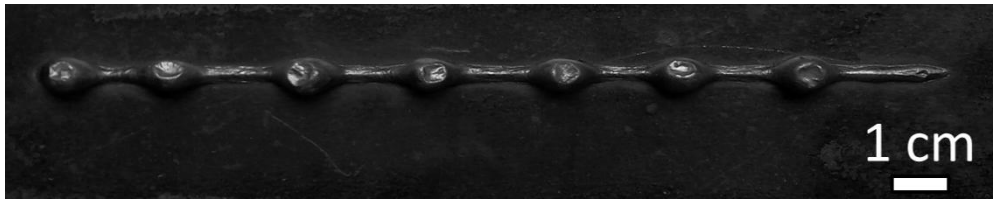


Figure V-8 : Exemple de dropping pour du soudage hybride en configuration arc laser  
 ( $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $P_{\text{laser}} = 9 \text{ kW}$ ,  $v_{\text{fil}} = 11 \text{ m.min}^{-1}$ , courant lisse, DLA = 3 mm)

### Préparation de bord

Des essais de soudage complémentaires ont été réalisés en soudage bord à bord. On souhaite observer les effets du plan de joint et de différentes préparations de bord sur le phénomène de dropping. Les effets attendus sont notamment une amélioration de la mouillabilité du bain et une ouverture plus facile du keyhole en face envers. Un jeu de paramètres donnant du dropping sur une tôle d'acier S460ML d'épaisseur 10 mm est donc choisi. On observe si l'ajout d'un chanfrein envers et/ou d'un jeu entre les tôles permet de supprimer le dropping (Tableau V-2).

Bord à bord		Idem ligne de fusion (dropping)
Jeu de 0,1 mm		→ Permet de supprimer le dropping → Facilite le mouillage et l'ouverture du Keyhole
Chanfrein envers 10°, talon de 8 mm		→ Permet de supprimer le dropping → Facilite le mouillage et l'ouverture du Keyhole
Chanfrein envers 10°, talon de 8 m, jeu de 0,1 mm		→ Permet de supprimer le dropping → Facilite le mouillage et l'ouverture du Keyhole

Tableau V-2 : Influence de l'ajout d'un jeu ou d'un chanfrein sur la suppression du dropping  
 ( $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $P_{\text{laser}} = 6,5 \text{ kW}$ ,  $v_{\text{fil}} = 5 \text{ m.min}^{-1}$ )

Le passage de la ligne de fusion à un assemblage bord-à-bord droit usiné sans jeu ne marque pas de différence notable sur les domaines de stabilités en soudage hybride. L'ajout d'un jeu de 0,1 mm entre les tôles permet de supprimer le dropping pour les paramètres de l'essai ( $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $P_{\text{laser}} = 6,5 \text{ kW}$ ,  $v_{\text{fil}} = 5 \text{ m.min}^{-1}$ ). On peut supposer que cela est dû au fait que la création du keyhole est facilitée par la fine lame d'air présente entre les tôles. De même, l'ajout d'un chanfrein permet de supprimer le dropping. Ici, deux effets sont à prendre en considération. Le chanfrein permet de faciliter le mouillage du bain sur la surface envers de la tôle, ce qui rend plus difficile la formation de gouttes. Le chanfrein permet également de réduire l'épaisseur de la tôle de 2 mm et facilite de ce fait le débouchage du keyhole en envers. De plus, l'ajout d'un jeu ou d'un chanfrein limite le volume du bain, pour des paramètres constants, et réduit donc les risques d'effondrement.

## Augmentation de la DLA

Les vidéos haute-vitesse nous ont permis de voir que lorsque la vitesse de fil est élevée et que la DLA est faible, les gouttes de métal fondu sont déviées vers le keyhole et des vagues de métal en surface du bain fondu viennent perturber sa stabilité. Il convient donc de regarder si une augmentation de la distance laser-arc permet de supprimer le dropping. Une vue envers et endroit ainsi qu'une macrographie d'un cordon réalisé avec une forte vitesse de fil et une DLA de 10 mm est présentée en Figure V-9.

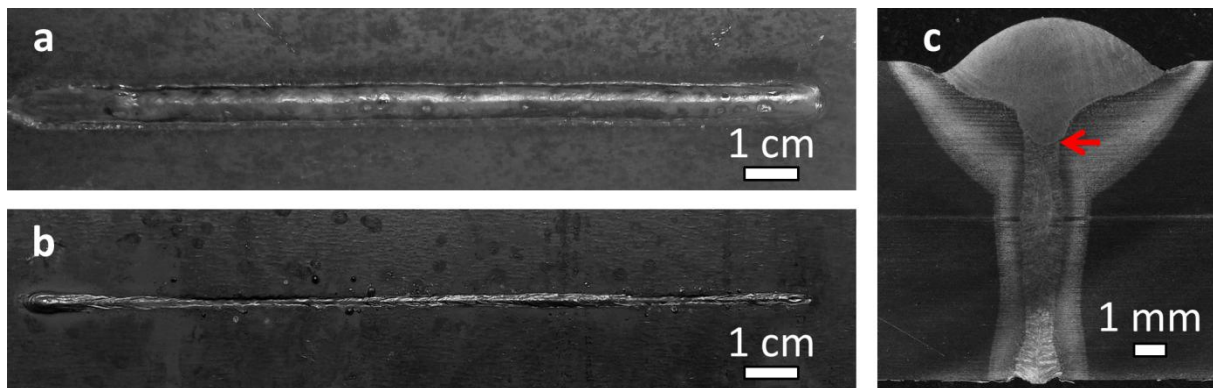


Figure V-9 : Vues endroit (a) et envers (b) d'un cordon hybride avec forte vitesse de fil et forte DLA ainsi que macrographie (c) associée ( $P_{\text{laser}} = 9 \text{ kW}$ ,  $v_{\text{fil}} = 9 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$ , DLA = 10 mm, arrangement laser-arc)

On remarque ici que pour une forte distance laser arc (10 mm), le cordon est bien régulier en endroit, avec des caniveaux et ne présente pas de dropping en envers. Cependant, la partie envers du cordon est totalement plate et l'on observe également que le cordon est fin et parfois un léger manque de pénétration dans certaines zones (Figure V-9b). Cette instabilité dans la pénétration est due au fait que la pénétration est ici exclusivement réalisée par la partie laser du procédé. On remarque également que la séparation entre la contribution MAG et celle du laser de la ZF est clairement visible sur la macrographie (flèche rouge sur la Figure V-9c). Les deux constituants du procédé « hybride » n'interagissent pas, les bains de fusion ne sont plus en commun et, de ce fait, le keyhole n'est plus perturbé par le régime de pulvérisation axiale du procédé MAG comme l'illustre la Figure V-10. On en déduit que l'augmentation de la DLA permet dans ce cas de supprimer le dropping mais que cela crée une perte de la synergie entre les deux procédés et donc fait apparaître un risque de manque de pénétration. Ce type de solution n'est donc pas à conseiller pour les fortes épaisseurs et les fortes vitesses de soudage car il ne permet pas d'exploiter tout le potentiel du procédé hybride laser-MAG.

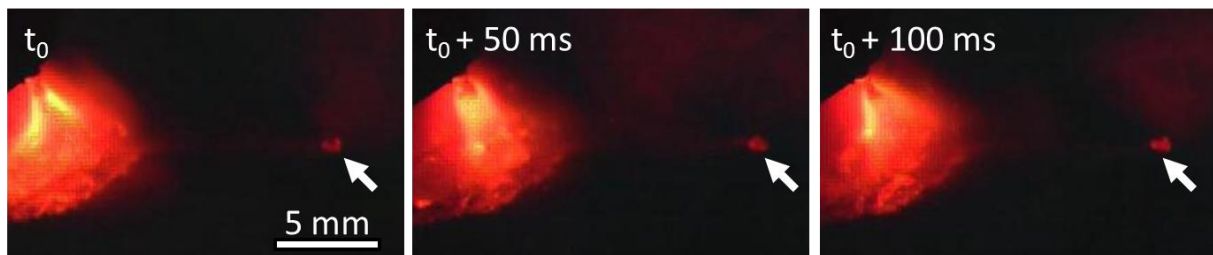


Figure V-10 : Séquence d'images haute-vitesse endroit lors du soudage hybride avec forte DLA ( $P_{\text{laser}} = 9 \text{ kW}$ ,  $v_{\text{fil}} = 9 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$ , DLA = 10 mm, arrangement laser-arc)

## Régime CMT

L'utilisation du régime CMT a également été testée pour réduire le drooping. L'idée étant que le régime de transfert est plus stable que le courant lisse et permettrait d'augmenter la vitesse de fil minimale produisant du drooping pour un jeu de paramètres donnés. Cependant, les tests réalisés ne permettent pas d'aboutir à une telle conclusion. En effet, le drooping apparaît pour la même vitesse de fil qu'en courant lisse, c'est-à-dire pour une vitesse de fil supérieure à  $5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  (Figure V-11). On peut en conclure que la taille du bain est un facteur prépondérant pour l'apparition du drooping par rapport à l'effet de déstabilisation du keyhole par le régime de pulvérisation axiale.

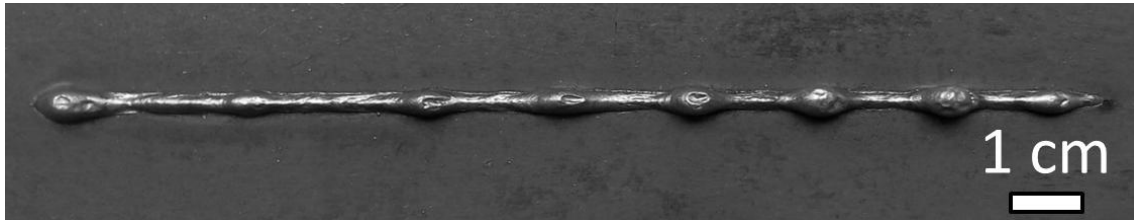


Figure V-11 : Vue envers d'un cordon hybride laser-MAG CMT présentant du drooping ( $P_{\text{laser}} = 9 \text{ kW}$ ,  $v_{\text{fil}} = 6 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $v_s = 1,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , DLA = 3 mm, arrangement laser-arc)

### 5.2.3. Synthèse de l'étude paramétrique

Une grande fenêtre opératoire permet d'obtenir des cordons hybrides pleine pénétration de bonne qualité. Lorsque l'on dégrade les paramètres opératoires, on obtient soit une éjection du bain en envers, soit une pénétration partielle, soit des cordons présentant du drooping. Le drooping se caractérise par la création de gouttes en envers de taille et d'espacement réguliers. Une meilleure compréhension du drooping est possible grâce à l'étude paramétrique et à l'observation des différents cordons.

Le drooping est visible pour les cordons laser et hybride laser-MAG ce qui signifie que ce phénomène est principalement lié au laser. Comme la taille des gouttes et leur espacement le long du cordon est régulière cela prouve que ce mécanisme est périodique et peut être lié à une instabilité dans le procédé.

Le drooping apparaît pour des puissances laser intermédiaires, lorsqu'elles sont suffisantes pour créer un cordon pleine pénétration mais insuffisantes pour assurer une stabilité du keyhole. Une augmentation de la puissance laser permet une évacuation du métal fondu en excès en pied du cordon hybride par projection. Si la puissance continue d'augmenter, la partie inférieure du bain fondu s'effondre.

Le drooping n'est pas visible pour des tôles fines pour les plages de paramètres que nous avons explorées, il apparaît pour des épaisseurs supérieures à 6 mm et pour des vitesses de fil excessives. Ceci peut être expliqué par la taille trop importante du bain de fusion qui s'effondre sous l'effet de la gravité. Les fortes vitesses de fil mènent également à un régime de transfert des gouttes de métal fondu par pulvérisation axiale. Ce mode de transfert est caractérisé par une pression d'arc importante qui peut pousser le métal fondu vers le pied du bain de fusion et accentuer le drooping. De plus, les vagues créées à la surface du bain fondu peuvent perturber la stabilité du keyhole. Une augmentation de la puissance laser sera ainsi nécessaire pour permettre son ouverture à la surface inférieure de la tôle.

Le dropping apparait en configuration arc-laser et laser-arc. Une augmentation de la distance laser-arc permet de supprimer le dropping mais mène à une perte de la synergie entre les deux procédés élémentaires. On perd donc l'intérêt de l'utilisation du procédé hybride (vitesse de soudage, tolérance au jeu, contrôle de la métallurgie du bain, augmentation de la pénétration ...). L'ajout d'un jeu entre les tôles ou d'un chanfrein facilite la suppression du phénomène en améliorant le mouillage du bain et/ou en diminuant l'épaisseur de la tôle à souder. L'utilisation du régime CMT en remplacement du courant lisse n'a par contre pas d'effet positif avéré sur ce phénomène.

Lors de l'étude paramétrique, les valeurs des paramètres maintenus fixes ont été choisies sur la base d'un cordon correct et ne conviennent pas toujours pour créer des cordons de qualité lorsque les autres paramètres sont fortement éloignés de ceux de départ. Pour les faibles vitesses de soudage, le dropping est par exemple dû à une vitesse de fil trop élevée. Une réduction de ce paramètre permet de créer des cordons de qualité même si la vitesse de soudage est faible. Au contraire, aucun cordon correct ne peut être produit pour les fortes vitesses de soudage. Les limites du procédé de soudage hybride dans cette configuration sont atteintes pour les paramètres testés. La vitesse de soudage est trop élevée et la fenêtre opératoire est ici trop fine pour permettre la réalisation de cordons satisfaisants.

On suppose donc que le dropping est un phénomène lié à trois facteurs principaux :

- Un bain trop volumineux
- Un keyhole instable et non débouchant en envers
- Un mauvais mouillage envers du bain

### 5.3. Compréhension du mécanisme de dropping

#### 5.3.1. Vidéos haute vitesse envers

Des vidéos haute-vitesse en envers du cordon ont été réalisées lors du soudage hybride laser-MAG. On observe l'opération de soudage par le dessous de la tôle comme décrit dans le chapitre II (§2.9). La tôle et la caméra sont fixes et la tête de soudage hybride est mobile. Le but est de comprendre le mécanisme de création des gouttes. La Figure V-12 et la Figure V-13 présentent des séquences d'images provenant de ces vidéos pour des cordons hybrides respectivement avec et sans dropping. La zone rouge correspond au bain de fusion et la zone blanche est l'extrémité du keyhole

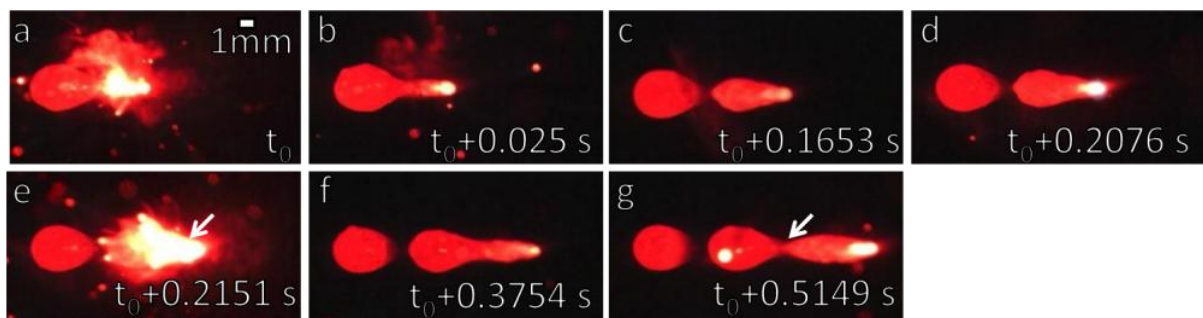
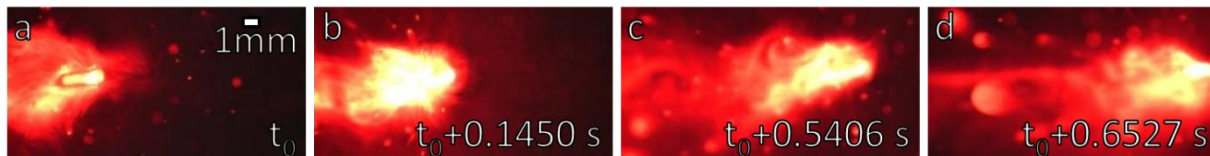


Figure V-12 : Séquence d'images haute-vitesse envers lors du soudage hybride d'un cordon avec dropping





**Figure V-13 : Séquence d'images haute-vitesse envers lors du soudage hybride d'un cordon sans dropping**

La Figure V-13 montre qu'une quantité importante de fumées et de projections est évacuée par le keyhole en envers durant la totalité du temps de soudage, ce qui signifie que le keyhole est constamment débouchant lors du soudage hybride sans dropping. Au contraire, les projections sont seulement visibles de temps en temps pour le cordon avec dropping (Figure V-12a et Figure V-12e). Ainsi, le keyhole n'est ouvert en envers que par intermittence lorsque le dropping apparaît.

Les images issues de la vidéo haute vitesse envers montrent qu'une petite quantité de métal fondu s'écoule à l'arrière du keyhole lorsqu'il n'est pas débouchant (Figure V-12c). Cela prouve que le dropping est un phénomène progressif et que les gouttes ne sont pas créées brutalement par un effondrement du bain de fusion.

On voit par ailleurs que l'endroit où le keyhole s'est ouvert (indiqué par la flèche blanche sur la Figure V-12e et la Figure V-12g) correspond également au point de séparation du métal fondu en deux gouttes distinctes. Au lieu de créer un affaissement continu sur la totalité de la longueur du bain, on forme des gouttes ce qui caractérise un mauvais mouillage du métal fondu sur la surface.

L'évolution de la longueur du keyhole est également visible sur ces images haute-vitesse. Le keyhole s'ouvre en surface inférieure dans la Figure V-12a et reste visible juste en dessous de la surface, sous forme d'un point blanc, dans la Figure V-12b. Puis, sa longueur diminue et le keyhole est caché par la croissance de la goutte dans la Figure V-12c. Il effleure la surface inférieure sur la Figure V-12d et s'ouvre à nouveau sur la Figure V-12e.

La vidéo haute-vitesse faite sur des soudures présentant du dropping confirme les hypothèses précédentes et apporte de nouveaux éléments pour sa compréhension. Le keyhole n'est pas établi sur la totalité de l'épaisseur de la tôle en permanence. Ceci est dû à une puissance laser insuffisante ainsi qu'à une augmentation artificielle de l'épaisseur à souder due au volume de bain fondu qui reste « agglutiné » en pied du cordon. Le bain fondu ne s'effondre pas brutalement mais le métal fondu s'accumule progressivement à l'arrière du keyhole créant chaque goutte. On confirme donc la présence des mouvements du métal fondu vers le pied de cordon [34,161].

### **5.3.2. Mécanisme du dropping**

La Figure V-14 présente des vues de coupes schématiques du bain fondu au niveau du keyhole pendant le soudage. Une description étape par étape des mécanismes agissant sur la création des gouttes peut être construite en accord avec les observations faites à partir de la vidéo haute vitesse (Figure V-12).

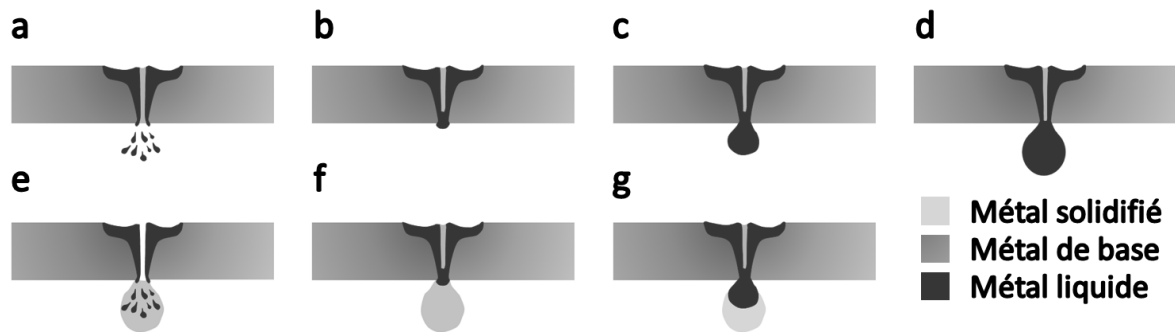


Figure V-14 : Mécanisme du dropping pendant le soudage hybride (vue en coupe de la zone de fusion)

- Etape 1, Figure V-14a : durant la première étape, la puissance laser est suffisante pour créer un keyhole sur la totalité de l'épaisseur de la tôle. Le bain fondu entourant le keyhole est assez volumineux mais reste en place grâce à l'éjection du métal en excès par des projections et des vapeurs métalliques en pied du cordon.
- Etape 2, Figure V-14b : le bain de fusion s'effondre sous l'effet de la gravité et des mouvements du bain fondu et obstrue le keyhole à la racine. Comme le laser ne traverse plus la tôle, le pourcentage d'énergie laser absorbée par le bain de fusion augmente comme dans le cas d'un soudage en pénétration partielle.
- Etape 3 ; Figure V-14c : le métal en excès s'accumule à l'arrière du keyhole. Une goutte se crée à cause de la mauvaise mouillabilité de la surface et de la haute viscosité du métal fondu se refroidissant.
- Etape 4, Figure V-14d : le keyhole n'est pas encore débouchant en face inférieure mais s'allonge dans la profondeur car la puissance laser absorbée augmente en mode keyhole non débouchant. Le métal fondu continue de s'accumuler à la racine et la goutte grossit.
- Etape 5, Figure V-14e : le keyhole s'étend jusqu'à atteindre la surface inférieure du bain de fusion. Une partie de la chaleur est libérée par l'éjection de vapeurs métalliques et de projections de métal fondu lorsque le keyhole débouche. Ce point correspond au futur point de séparation entre deux gouttes.
- Etape 6, Figure V-14f : le métal fondu s'effondre à nouveau sous l'effet de la gravité et referme l'extrémité inférieure du keyhole (Figure V-14f). Le métal fondu s'accumule à l'arrière du keyhole et la goutte s'allonge dans la direction de soudage.
- Etape 7, Figure V-14g : lorsque la goutte atteint une taille limite, il devient plus favorable pour elle de se diviser en deux et prend une forme sphérique. Une nouvelle goutte est créée et la séparation entre ces deux gouttes correspond au point où le keyhole avait débouché (Figure V-14e). La séquence reprend alors à nouveau à l'étape trois et suit le même déroulement (Figure V-14c).

### 5.3.3. Discussion

L'un des aspects les plus importants à prendre en considération pour le soudage en pleine pénétration de tôles d'acier de forte épaisseur est le contrôle du bain de fusion qui est souvent volumineux. Pour des paramètres de soudage non optimaux, le dropping apparait. Ce phénomène correspond à la création régulière de gouttes de métal en pied de cordon.



Les macrographies laser et hybride laser-MAG ont montré que ce phénomène est visible pour les deux procédés et qu'il est dû à une instabilité du keyhole du laser. Le manque de matière dans la partie supérieure de la soudure est comblé par le métal d'apport provenant de la torche MAG. Ainsi, ce défaut est difficilement détectable par un contrôle en ligne du process en endroit.

Le dropping apparait pour des tôles épaisses et est de plus en plus visible à mesure que l'épaisseur augmente. Il apparait en arrangement arc-laser et laser-arc mais également pour une vitesse de fil excessive et pour de faibles vitesses de soudage, c'est-à-dire pour des conditions créant des bains de fusion volumineux. Une puissance laser insuffisante est la principale cause du dropping. Les vidéos haute-vitesse ont montré que le keyhole ne débouche que par intermittence lorsque l'on observe du dropping. Il ne permet donc pas d'évacuer le métal en excès au pied du cordon qui va petit à petit s'accumuler à l'arrière du keyhole. Des gouttes vont se créer à cause de la mauvaise mouillabilité de la surface. C'est cette instabilité du keyhole en pied de cordon qui explique que l'on n'a pas un excès continu de pénétration sur l'ensemble du cordon mais la formation de gouttes. Cette caractéristique s'oppose à la vision prenant simplement en compte un équilibre tension de surface/gravité, proposé par Bletcher [160]. Une séquence en sept étapes a été proposée pour décrire le mécanisme de création des gouttes à la racine du cordon.

Quelques recommandations peuvent être faites pour éviter le dropping :

- réduire la vitesse de fil pour diminuer la taille du bain et éviter de perturber le keyhole,
- faciliter l'ouverture du keyhole en envers en augmentant la densité d'énergie laser,
- usiner un chanfrein envers ou ajouter un léger jeu entre les tôles, lorsque cela est possible, pour promouvoir l'établissement d'un keyhole débouchant et améliorer le mouillage du bain
- augmenter très légèrement la distance entre la torche MAG et le laser pour réduire les risques de perturbation du keyhole, sans aller jusqu'à supprimer la synergie entre les deux procédés,
- blanchir (meuler) la surface envers des tôles pour faciliter le mouillage.

#### **5.4. Conséquences du dropping sur la qualité du cordon**

Parfois le dropping ne peut être évité. Cela arrive par exemple dans le cas d'une pollution des optiques par des fumées ou des projections en cours de soudage réduisant la puissance laser apportée à la pièce. Dans le cas d'un cordon de plusieurs mètres de long, comme par exemple un joint de bordé sur la coque d'un navire, on peut se retrouver avec une portion de quelques dizaines de centimètre présentant du dropping. Il faut alors choisir entre deux solutions :

- retirer le cordon par gougeage ou meulage sur la zone concernée puis souder à nouveau (ce qui est extrêmement long dans le cas de fortes épaisseurs et risque d'altérer les propriétés du métal de base)
- meuler la surépaisseur en envers créée par les gouttes et laisser le cordon comme tel.

La deuxième solution semble être celle nécessitant le moins de temps mais il convient de déterminer l'impact du dropping sur la santé interne du cordon. Un cordon présentant du dropping sera donc comparé au cordon hybride témoin de bonne qualité et sans dropping. L'objectif est de déterminer l'impact du dropping sur la qualité du cordon en termes de présence d'autres défauts, de

macrostructure, de microstructure, de microdureté et d'homogénéité de la ZF. Le cordon avec dropping est produit en augmentant la vitesse de fil par rapport au cordon témoin.

### 5.4.1. Analyses macrographiques

Les macrographies des coupes transverses et longitudinales du cordon hybride avec dropping sont comparées à celles du cordon hybride sans dropping présentées précédemment (Figure V-15). La coupe transversale sur le cordon avec dropping a été réalisée à l'endroit où le rayon de la goutte est maximal.

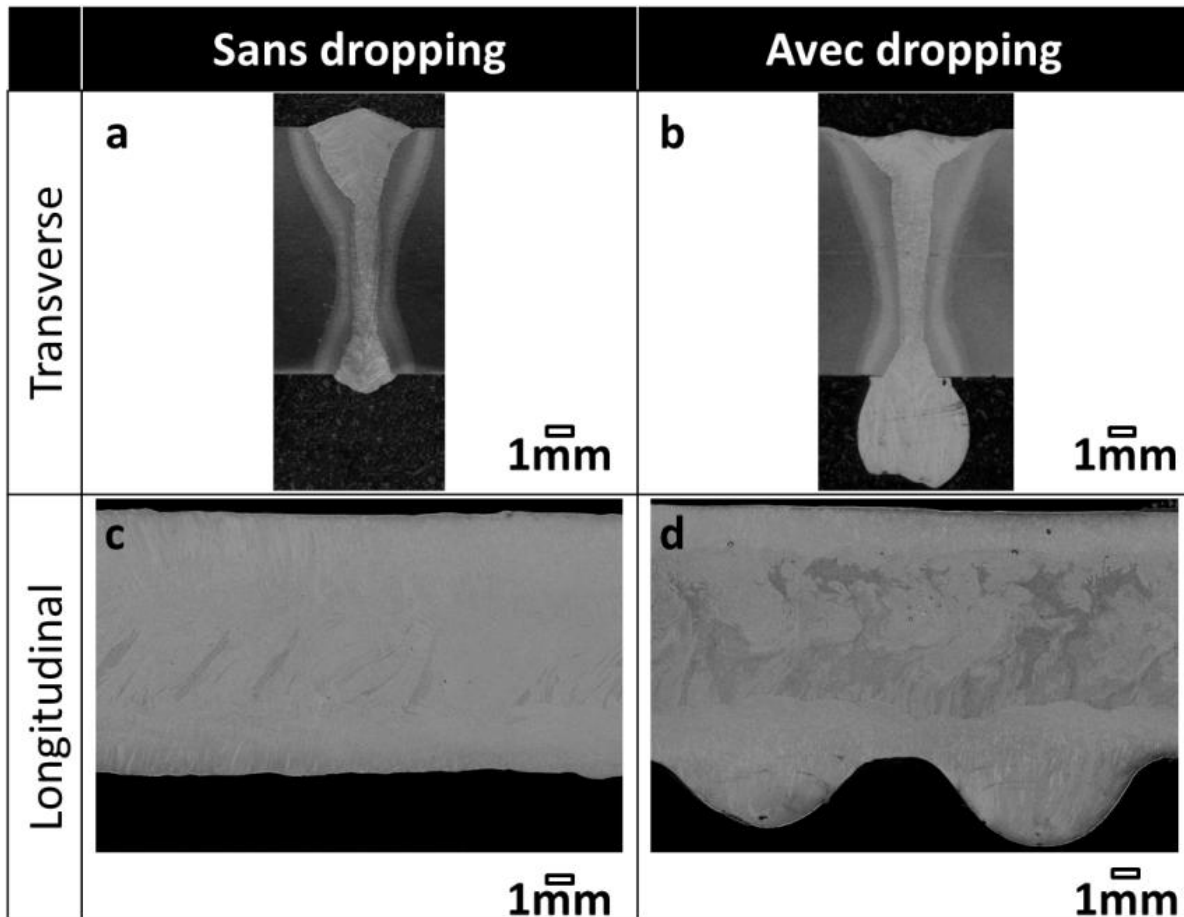


Figure V-15 : Macrographies sur coupes transversales (a,b) et longitudinales (c, d) des cordons hybrides sans (a,c) et avec dropping(b,d)

On remarque sur la Figure V-15b que les caniveaux sont profonds pour les cordons avec dropping (environ 0,4 mm) et sont proches d'un manque d'épaisseur. Ils sont causés par les effets combinés de la pression d'arc et de l'effondrement du bain dû à un bain de fusion trop volumineux. Cependant, les cordons avec et sans dropping restent dans la classe de qualité la plus stricte de la norme ISO 12932:2013 en termes de profondeur maximale de caniveau autorisée. La taille des gouttes du cordon hybride avec dropping atteint 4 mm alors que le bombé envers est d'environ 1 mm pour le cordon sans dropping. La ZAT est plus large lorsque le dropping apparaît ce qui signifie que le métal solide entourant le bain fondu reste à haute température sur une période plus longue. Ceci est dû à une vitesse de fil plus importante et donc à une énergie apportée par le procédé MAG plus grande que dans le cas sans dropping.

Lorsque le dropping est présent, des nids de porosités avec des diamètres de porosités d'approximativement 100  $\mu\text{m}$  sont visibles (Figure V-15d). Au contraire, seules quelques porosités isolées de taille négligeable sont visibles pour le cordon sans dropping (Figure V-15c). Lorsque l'on prend en compte seulement la proportion de porosités, les deux cordons restent dans la classe de qualité la plus stricte de la norme ISO 12932:2013 [111]<sup>6</sup>. Un plus grand nombre de porosités est produit lorsque le dropping apparaît ce qui peut être dû au keyhole non débouchant comme il a été montré dans le cas des cordons en pénétration partielle (Figure V-4a).

On retrouve l'aspect classique d'une coupe de cordon hybride (Métal de base, fine ZAT et ZF en forme de verre à pied). La subdivision de la ZF en 3 sous zones est clairement visible :

- Partie MAG : où reste principalement le métal d'apport. Elle est moins profonde et s'étend jusqu'à une profondeur de 2,5 mm pour le cordon avec dropping, contre une profondeur de 5 mm pour le cordon sans dropping. On observe également une croissance épitaxiale des domaines correspondant aux ex-grains austénitiques.
- Partie intermédiaire : à une profondeur comprise entre 2,5 et 8 mm pour l'échantillon avec dropping et de 5 mm à 8 mm de la surface pour celui sans dropping. La microstructure est composée d'ex-grains austénitiques équiaxes et est très hétérogène pour le cordon avec dropping. Des zones sombres ressemblant à des nuages sont visibles et peuvent être les artefacts d'un flux de matière très turbulent dans cette zone durant le soudage hybride. Le métal fondu semble mal mélangé pour ce type de cordon. Cela peut mener à des hétérogénéités chimiques et mécaniques dans la ZF.
- Partie laser : de 8 mm au bas du cordon. On observe une microstructure colonnaire en épitaxie à partir des bords du cordon pour les deux types de cordons. Pour l'échantillon avec dropping, la limite entre cette zone et la zone intermédiaire est clairement visible alors qu'elle est moins marquée dans le cas d'un cordon sans dropping. Lorsque le dropping apparaît, le métal en excès créé autour du keyhole n'est pas évacué. Il reste agglutiné dans la partie basse de la ZF à cause du keyhole non débouchant en envers. Le flux de métal fondu s'étend du pied du keyhole vers l'arrière créant des boucles de convection. Les artefacts de ces boucles sont visibles à travers la forme arrondie de la frontière entre partie laser et partie intermédiaire. Ainsi les gouttes agissent comme un "bouchon" empêchant le métal d'apport d'atteindre le reste de la ZF.

On voit donc ici que le dropping a un impact négatif sur la qualité du cordon. Il change l'aspect du cordon, crée d'autres défauts de soudage (caniveaux, porosités). Il accentue également les hétérogénéités de microstructure dans la ZF. Cependant, cet impact reste limité et tolérable vis-à-vis du cadre normatif.

#### **5.4.2. Cartographies de dureté**

Il a été prouvé précédemment que le dropping a des conséquences sur les propriétés microstructurales des cordons hybrides. Il convient à présent de déterminer s'il a également des conséquences sur leurs propriétés mécaniques. La Figure V-16 présente les cartographies de microdureté Vickers HV1 des cordons hybrides laser-MAG avec sans dropping.

---

<sup>6</sup> Il conviendrait ici d'effectuer un contrôle radiographique sur le cordon hybride avec dropping pour coller au plus près aux conditions de mesures de la norme

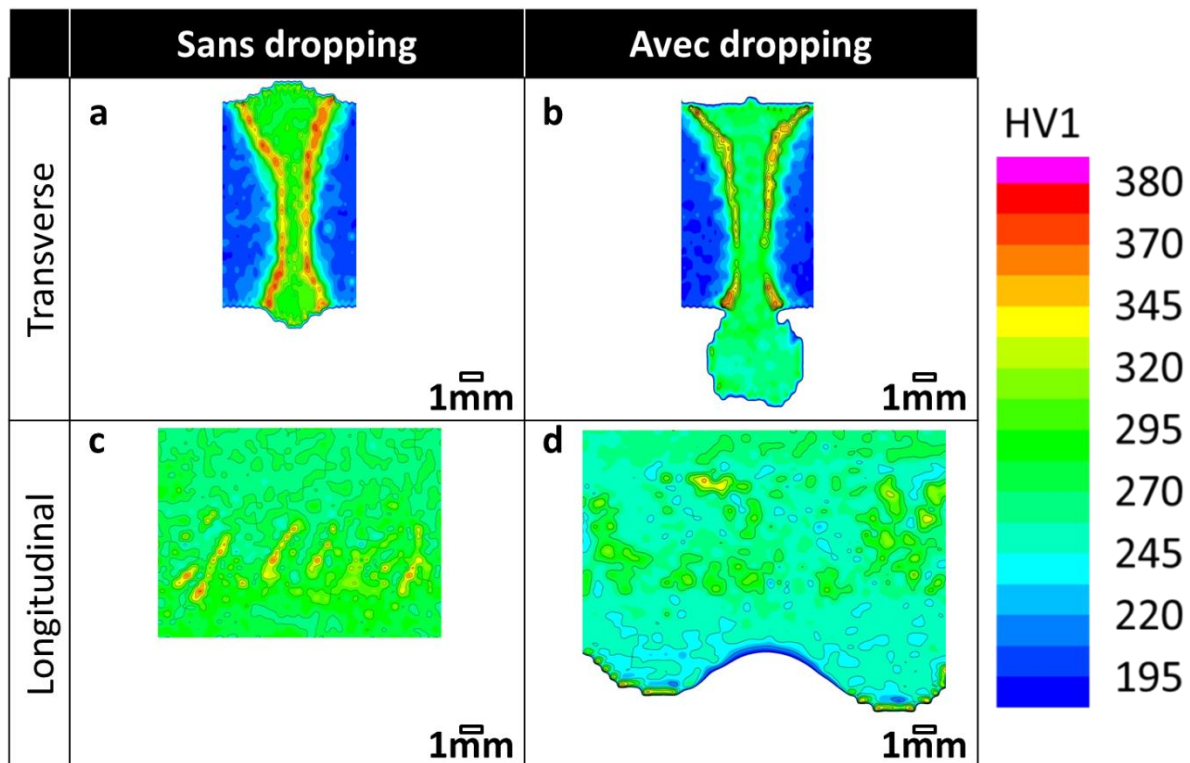


Figure V-16 : Cartographies de dureté Vickers HV1 sur coupes transversales (a, b) et longitudinales (c, d) des cordons hybrides sans (a, c) et avec dropping (b, d)

La ZAT est légèrement plus large pour l'échantillon avec dropping (Figure V-16 a et b). La partie de la ZAT proche de la ZF, appelée zone de trempe, présente également une dureté moyenne plus faible que pour l'échantillon sans dropping (environ 320 HV1). De plus, la dureté de la ZDT est assez hétérogène. On observe une zone de dureté plus faible à 2,5 mm du bas de la tôle (Figure V-16b). Les gouttes de métal fondu fixées au pied du cordon agissent comme un réservoir de chaleur. Celui-ci ralentit le refroidissement et agit comme un revenu de la martensite dans la ZDT ou un post chauffage. Cela explique la baisse de dureté pour les échantillons avec dropping.

Les trainées de dureté élevée (c'est-à-dire de 300 à 350 HV1) visibles dans la ZF sur la coupe longitudinale du cordon sans dropping (Figure V-16c) sont également visibles sous forme d'ilots dans le cas du cordon avec dropping (Figure V-16d). La différence de dureté entre ces zones et le reste de la ZF est atténuée. Pour les échantillons avec dropping, l'hétérogénéité mécanique créée par un mauvais mélange du bain fondu dans la ZF est difficilement observable, du fait du ralentissement du refroidissement.

La dureté moyenne de la ZF des cordons avec dropping est de  $260 \pm 15$  HV1 alors qu'elle est de  $280 \pm 15$  HV1 pour les échantillons sans dropping (soit 20 HV1 plus faible). Cela est également dû à l'effet de ralentissement du refroidissement par les gouttes de métal fondu au pied de cordon. Dans les gouttes, le refroidissement lent permet la création de grandes zones de ferrite proeutectoïde en blanc sur la macrographie (Figure V-17). La ferrite proeutectoïde ayant une dureté plus faible que la bainite et la ferrite aciculaire, cela explique la dureté moindre dans le bas de la ZF.

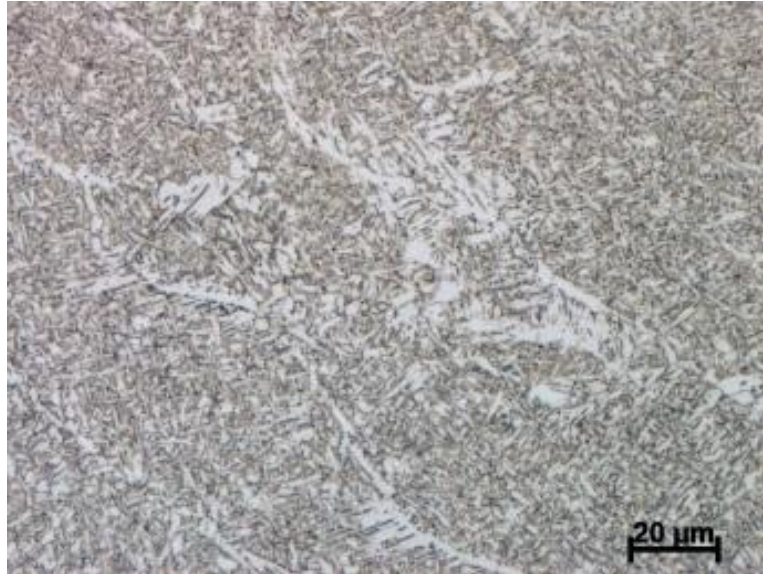


Figure V-17 : Microstructure de la ZF dans une goutte pour un échantillon hybride laser-MAG avec dropping

Le dropping change les propriétés mécaniques des différentes zones du cordon par rapport au cordon témoin. Cependant les éventuelles conséquences négatives restent ici limitées.

### 5.4.3. Analyse chimique en dispersion d'énergie (EDS)

Comme nous l'avons montré dans le paragraphe précédent, le dropping a une influence négative sur l'homogénéité de la microstructure en ZF. Pour caractériser si cette influence est également visible concernant l'homogénéité chimique, il est intéressant de caractériser la répartition du métal d'apport dans la ZF. Cependant, une telle caractérisation n'est pas possible avec le métal d'apport utilisé pour nos essais. En effet, les compositions chimiques des métaux de base et d'apport sont trop proches pour permettre une étude quantitative (Tableau V-3).

	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Nb
<b>Métal de base S460ML (% massique)</b>	0,10	0,31	1,57	0,011	0,001	0,005	0,039	0,07	0,05	0,10	0,03	0,01	0,02	0,04
<b>Métal d'apport T46 4 MM 2 H5 (% massique)</b>	0,05	0,33	1,54	0,010	0,020	0,006	-	0,0	0,03	0,05	0,0	0,0	-	-
<b>Marqueur acier inoxydable 307Si (% massique)</b>	0,2	1	7,5	-	-	0,06	-	0,3	18,8	10	0,4	-	-	-

Tableau V-3 : Compositions chimiques du métal de base, du métal d'apport classique et du fil d'apport marqueur en acier inoxydable (balance Fer)

Deux cordons supplémentaires ont donc été réalisés avec un fil d'apport en acier inoxydable ayant une composition chimique très différente du métal de base dans le but de comprendre l'impact du dropping sur l'homogénéité chimique de la ZF. Des analyses EDS ont été réalisées sur des coupes transversales de cordons afin de déterminer le taux de chrome le long de la ZF. Les valeurs de chrome mesurées grâce à l'analyse EDS sont comparées à celles réalisées sur le métal de base et le métal d'apport afin de déterminer le taux de dilution dans la ZF en utilisant l'Équation V-1.

$$\text{Taux de dilution} = 1 - \frac{\%Cr - \%Cr \text{ Métal de base}}{\%Cr \text{ Marqueur inox} - \%Cr \text{ Métal de base}} \quad \text{Équation V-1}$$

Avec :  $\%Cr \text{ Métal de base} = 0,05\%$  and  $\%Cr \text{ Marqueur inox} = 18,8\%$

La variation du taux de dilution le long de la ZF pour les cordons avec et sans droppings est présentée en Figure V-18.

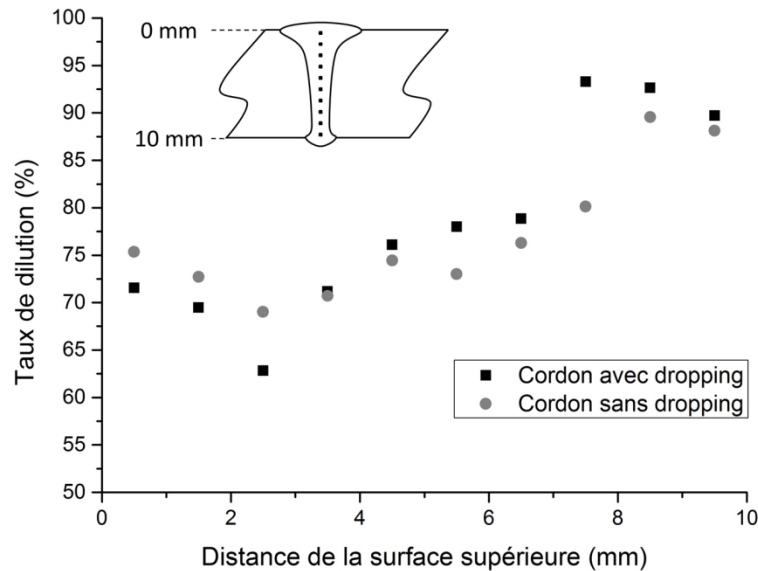


Figure V-18 : Taux de dilution à travers de la ZF

Malgré quelques légères disparités, l'évolution du taux de dilution le long de la ZF est similaire pour les soudures avec et sans droppings. Le taux de dilution évolue de manière différente en fonction de la partie de la ZF analysée :

- dans la zone MAG, le taux de dilution est d'environ 70% à 75% en haut de cordon et diminue régulièrement de la surface supérieure jusqu'à une profondeur de 2 mm. Pour l'échantillon sans droppings, le taux de dilution est de 2% à 5% plus élevé.
- dans la partie intermédiaire, le taux de dilution augmente linéairement d'environ 70% à 80%.
- à l'entrée de la zone laser (profondeur de 8 mm à 9mm), le taux de dilution atteint un pourcentage de 95% et diminue régulièrement en allant vers le pied de cordon. Pour l'échantillon sans droppings, le taux de dilution est environ 3 à 5% plus faible.

Comme les parties laser et MAG sont évasées et que la ZF n'est pas parfaitement homogène, le pourcentage de métal de base mis en jeu est donc plus important lorsque la largeur de la ZF est importante et diminue à mesure que cette largeur se restreint. Ceci explique la baisse quasi linéaire dans la partie MAG et laser. Dans la partie intermédiaire, les bords de la ZF sont quasiment rectilignes dans les cas avec et sans droppings. On a donc une diminution lente de la proportion du métal d'apport qui est apporté par le haut du cordon et donc une augmentation douce du taux de dilution dans cette zone.

Pour le cordon avec droppings, deux augmentations brusques du taux de dilution de 10% et 15% sont visibles à respectivement 2 et 8 mm de la surface supérieure. Ces positions correspondent à la transition de la partie MAG à la partie intermédiaire ainsi que de la partie intermédiaire à la partie

laser. Celles-ci sont plus progressives dans le cas d'un cordon sans dropping. De plus, on a une proportion de métal d'apport plus importante dans la partie MAG et plus faible dans la partie laser pour le cordon avec dropping en comparaison avec celui sans dropping. Le dropping accentue donc les hétérogénéités chimiques dans la ZF. Le métal d'apport fourni par la torche MAG ne peut pas atteindre le bas du bain de fusion à cause du métal en excès qui reste fixé au pied du cordon. Cependant, étant donné que la chimie du métal de base et du métal d'apport sont peu différentes, cet effet reste limité dans le cas présent et n'affecte pas substantiellement la qualité du cordon. Il conviendrait d'être plus vigilant dans le cas de soudures hétérogènes (acier au carbone et acier inoxydable par exemple).

#### **5.4.4. Discussion**

Le dropping est un défaut inacceptable selon la norme ISO 12932:2013 [111]. Lorsqu'il apparaît sur une petite portion d'un long cordon, on peut utiliser le meulage ou l'usinage pour supprimer celui-ci. Cependant, il engendre d'autres défauts de soudage comme des porosités et des caniveaux. Le dropping apparaît quand le keyhole ne débouche pas en envers de la tôle, le risque d'emprisonner du gaz dans la ZF est donc grand. Ainsi la proportion et la taille des porosités augmentent comme en soudage en pénétration partielle [142]. De plus, lorsque le bain fondu devient trop volumineux, il peut s'affaisser sous l'effet de la gravité pendant le soudage ce qui crée un manque de matière en haut de cordon et crée des caniveaux ou des manques de matière sur la totalité de la largeur du cordon.

Dans le cas présent, ces défauts restent de taille très limitée et les cordons demeurent dans la classe de qualité la plus stricte de la norme ISO 12932:2013. La présence de ces caniveaux et porosités augmentant toutefois le risque de ruine par fatigue dans la ZF pendant les chargements mécaniques, des contrôles non destructifs méticuleux sont nécessaires pour confirmer l'absence de défauts de taille importante. Cela permettra ainsi de supprimer le risque de rupture en service après réparation des cordons avec dropping.

Une augmentation des hétérogénéités chimiques en ZF est également visible dans le cadre de nos essais. La microstructure est en effet désordonnée et l'on observe de brusques variations du taux de dilution en passant de la partie MAG à la partie intermédiaire puis à la partie laser. Ici, il n'y a pas de risque important lié à ce moins bon mélange du bain fondu. Pour d'autres types d'alliages, ce type d'hétérogénéité peut par contre comporter des risques, notamment si le fil d'apport est choisi pour promouvoir une certaine composition chimique et/ou une certaine microstructure. Ainsi, cette mission ne pourra pas être assurée du fait de l'hétérogénéité chimique en pied de cordon.

La présence de métal en excès au pied de cordon ralentit le refroidissement et diminue la dureté en ZF et ZAT. Dans le cas de l'acier S460ML, cet effet est positif car il se caractérise par la création de martensite douce et la diminution du risque de fragilisation ou de fissuration à froid. Cependant, par extrapolation au soudage d'un acier trempé par exemple, il y a un risque de perte de propriétés mécaniques dans la ZAT et la ZF. Dans ce cas, il faudrait s'assurer que le refroidissement n'implique pas un sur-revenu trop important en ZAT.

## 5.5. Conclusion

Le dropping est la création de gouttes de métal en pied de cordon lors du soudage laser ou du soudage hybride laser-MAG. La stabilité du soudage hybride laser-MAG sur l'acier S460ML a été analysée grâce à une étude paramétrique où l'épaisseur de la tôle, la vitesse de soudage, la vitesse de fil et la puissance laser ont été utilisées comme variable. Un large domaine donnant des cordons de bonne qualité a été établi et les paramètres donnant du dropping ont été déterminés. L'équilibre entre la tension de surface à l'envers et le poids du bain ainsi que la stabilité du keyhole sont les facteurs principaux régissant le dropping. Le mécanisme de création des gouttes a été décrit par une séquence en 7 étapes et des conseils concrets permettant d'éviter le dropping ont été proposés.

La soudabilité de l'acier S460ML et les conséquences du dropping sur la qualité des cordons ont également été étudiées en comparant des cordons avec et sans dropping. Les éléments de comparaison étant la forme des cordons, leurs macrostructures, leurs microstructures, leurs propriétés mécaniques et le taux de dilution le long de la ZF.

Le dropping crée une augmentation de la taille des porosités et des caniveaux ce qui diminue la résistance du cordon, notamment en fatigue (caniveaux). Les études microstructurale et chimique ont confirmé que le dropping promeut des hétérogénéités de macrostructure, microstructure, de propriétés mécaniques et de composition chimique dans la ZF

Cependant, ces travaux démontrent qu'hormis l'aspect géométrique, les défauts et hétérogénéités causées par le dropping, ne sont pas rédhibitoires par rapport à la norme ISO 12932:2013[111]. Une attention toute particulière doit être apportée aux contrôles non destructifs pour assurer l'intégrité et la qualité du cordon après suppression des gouttes. On s'appliquera tout de même à éviter ce défaut en production en employant des paramètres opératoires appropriés. En effet, dans le cas contraire, cela nécessite des étapes supplémentaires de parachèvement, de réparation et de contrôle limitant les gains de production associés à l'utilisation du soudage hybride laser-MAG.



## Chapitre 6 : Etude expérimentale du soudage hybride bicathodes

Les précédents essais ont prouvé la possibilité de produire, sur une large fenêtre opératoire, des cordons de soudage hybride laser-MAG monocathode de qualité sur l'acier S460ML. Cependant, le procédé produit des défauts comme une augmentation de la dureté en ZAT, la présence de caniveaux (bien que ces défauts ne soient pas rédhibitoires) et il a des limites en termes de vitesse de soudage. L'ajout d'une deuxième torche MAG au procédé hybride peut permettre de résoudre certains de ces problèmes par une augmentation du taux de dépôt, une meilleure répartition de la chaleur et un allongement des temps de refroidissement. Actuellement, peu de publications ont porté sur l'utilisation de plus d'une torche MAG en soudage hybride [164]. La stabilité du procédé, la macrostructure, la microstructure ou les propriétés mécaniques des cordons hybrides bicathodes ont été peu étudiées (§1.3.9). L'étude du soudage hybride bicathodes sur acier S460ML est donc un sujet d'étude intéressant que nous avons décidé de développer dans le présent chapitre.

Les essais hybrides bicathodes ont été réalisés dans la configuration MAG-laser-MAG présentée en Figure VI-1a. La configuration laser + tandem (Figure VI-1b) a également été testée. Cependant, la tête de soudage utilisée ne nous a pas permis d'approcher suffisamment la torche tandem du faisceau laser pour obtenir une véritable synergie entre les deux procédés. Les résultats obtenus dans cette configuration ne seront donc pas présentés ici.

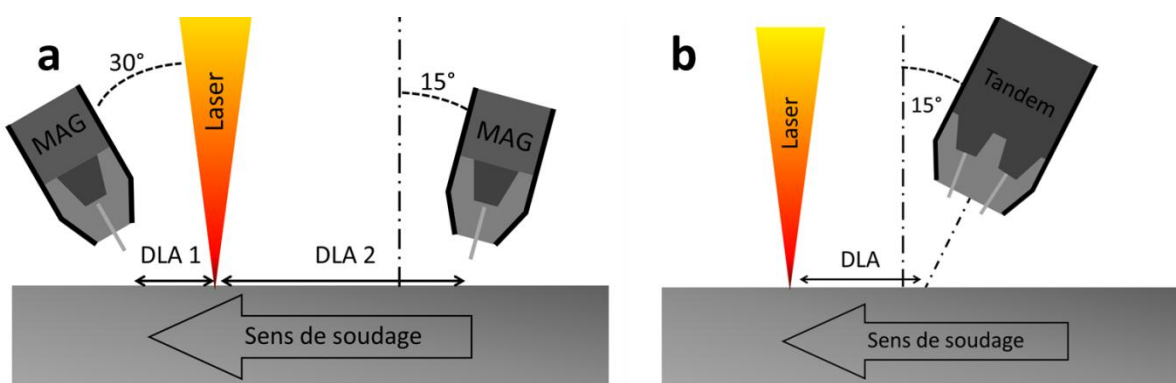


Figure VI-1 : Deux possibilités de configuration de soudage hybride bicathodes

Les essais hybrides bicathodes en configuration MAG-laser-MAG, sont paramétrés sur la base des essais de soudage hybride laser-MAG monocathode ayant donné de bons résultats. Ils sont réalisés en bout-à-bout, bords droits usinés. L'influence des paramètres liés à la deuxième torche MAG sur la stabilité du procédé et la qualité des cordons est dans un premier temps étudiée. Des analyses déféctologiques, microstructurales et mécaniques seront menées sur les cordons produits. Nous nous intéresserons ensuite aux paramètres liés à la première torche MAG. La création de porosités étant un phénomène récurrent pour certains jeux de paramètres, leurs conditions d'apparition seront analysées. La distance laser-arc, la vitesse de fil et le régime d'arc (lisse, CMT ou pulsé) sont les principales variables utilisées dans cette étude.

## 6.1. Influence des paramètres liés à la deuxième torche MAG

En premier, seuls les paramètres concernant la deuxième torche MAG (celle située derrière le laser) sont modifiés. On teste l'influence de la distance laser arc, de la vitesse de fil et du régime d'arc utilisé sur la qualité du cordon et la stabilité du bain.

### 6.1.1. Influence de la DLA pour la 2<sup>ème</sup> torche MAG (DLA2)

Il a été montré précédemment qu'un bain de fusion trop volumineux pouvait mener au dropping en soudage hybride monocathode (§Chapitre 5 :). De plus, le soudage multipasses est déconseillé sur les aciers laminés thermomécaniquement car il induit un grossissement de grains qui facilite la formation de structures de trempe [17,18]. On commence donc par regarder à quelle distance la deuxième torche peut être placée pour obtenir un cordon de qualité sans déstabiliser le procédé. La position de la deuxième torche vis-à-vis du laser (DLA2) est ainsi augmentée de 17 mm à 20 mm puis de 20 mm à 28 mm par pas de 2 mm (Figure VI-2). Le design de la torche ne nous permet pas de descendre sous les 17 mm.

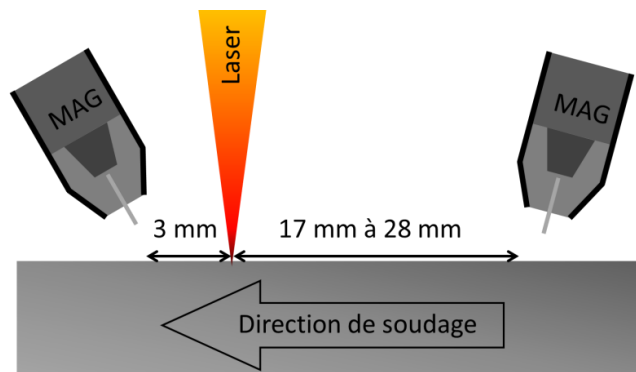


Figure VI-2 : Variation de la DLA2 lors des essais de soudage hybride bicathodes

Lors de ces essais, les cordons réalisés avec une DLA2 inférieure ou égale à 22 mm présentent du dropping envers. Ce défaut disparaît pour des DLA2 supérieures à 22 mm (Figure VI-3). Les cordons sont alors de bel aspect envers. Pour une DLA2 inférieure à 22 mm, le cordon est effondré et irrégulier en endroit alors qu'il est lisse, régulier et exempt de caniveaux pour une DLA2 supérieure à 22 mm (Figure VI-4).

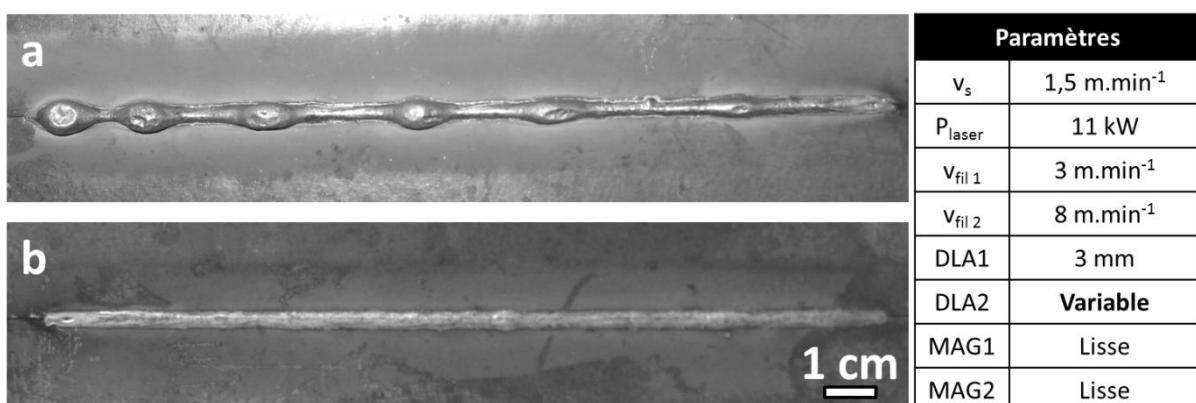


Figure VI-3 : Vues envers de cordons hybrides bicathodes avec une DLA2 de 17 mm (a) et 24 mm (b)

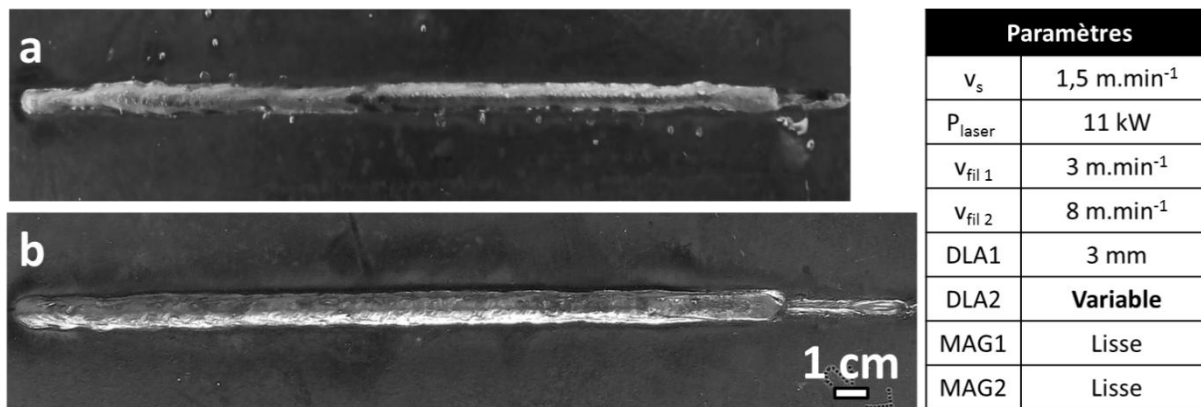


Figure VI-4 : Vues endroit de cordons hybrides bicathodes avec une DLA2 de 17 mm (a) et 24 mm (b)

On observe sur les essais précédents qu'au-dessus d'une valeur de DLA2 seuil située entre 20 et 22 mm, le dropping apparaît. Or cette valeur correspond à la longueur du bain de fusion à la surface pour un cordon monocathode réalisé avec des paramètres similaires (Figure VI-5). On peut donc supposer que pour des DLA2 supérieures à 20,5 mm, le métal fondu a suffisamment le temps de refroidir pour que l'arc provenant de la torche MAG suivant le laser rencontre un acier à l'état pâteux, les bains de fusion sont alors séparés et il n'y a pas d'effondrement. Au contraire, lorsque la DLA2 est trop faible, les bains de fusion de la partie hybride (MAG 1 et Laser) et de la torche MAG qui suit sont mis en commun. Ce bain de fusion devient alors trop volumineux et plus fluide par l'action des énergies des divers procédés, il s'effondre sous son propre poids et vient boucher le keyhole en envers. On retrouve alors le mécanisme décrit dans le chapitre 5.

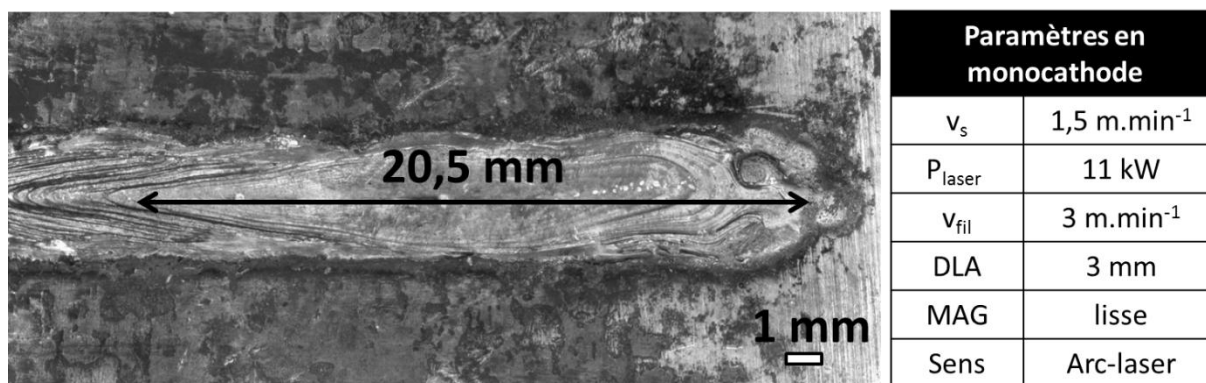


Figure VI-5 : Mesure de la longueur du bain en surface sur la retassure d'un cordon hybride monocathode

Des images tirées des vidéos haute-vitesse endroits réalisées, lors des essais de soudage hybride laser-MAG bicathodes avec faible et forte DLA2, sont présentées en Figure VI-6. La tête de soudage est fixe dans le repère de la caméra et c'est la tôle qui se déplace de la gauche vers la droite. On retrouve donc la torche MAG1 à gauche de l'image puis le keyhole indiqué par une flèche blanche et la torche MAG2 à droite de l'image. Au point de jonction entre les bains créé par le couple MAG1-laser et MAG2, indiqués par l'ellipse blanche, on observe un comportement différent selon que la DLA2 est supérieure ou inférieure à 20,5 mm (Figure VI-6). Sur la Figure VI-6a, le point de jonction des bains de fusion est en forme de pointe et il est relativement plat ce qui est le signe d'une mise en commun des bains de fusion. Au contraire sur la Figure VI-6b, on observe un bourrelet à la jonction des deux bains. On explique ceci par l'état pâteux du métal entre les deux bains pour les fortes DLA. Le métal fondu est alors chassé vers l'avant par le souffle de l'arc provenant de la torche MAG 2.

Comme il ne parvient pas à se mélanger avec le bain de fusion créé à l'avant, il forme un bourrelet. On retrouve ce bourrelet pour l'ensemble d'essais réalisés avec une DLA supérieure à 22 mm.

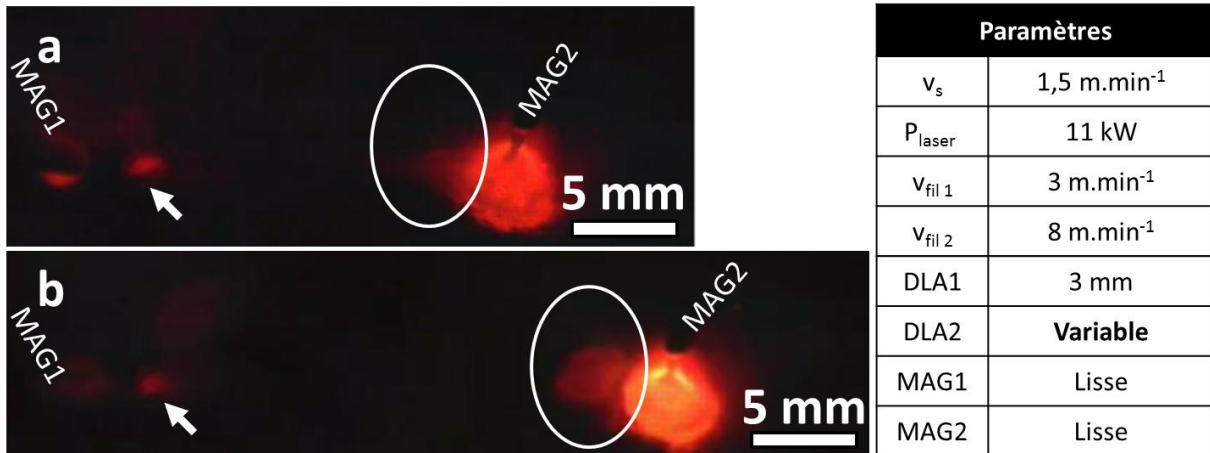


Figure VI-6 : Images tirées de vidéos haute vitesse endroit lors du soudage hybride bicathodes avec une DLA2 de 17 mm (a) et 24 mm (b). La flèche blanche indique la position du keyhole.

Pour obtenir un procédé hybride bicathodes stable en configuration MAG-laser-MAG, la deuxième torche doit donc être placée à une distance élevée du laser pour éviter l'effondrement du bain. Les plasmas de l'arc et de la plume sont distincts et les bains de fusion sont séparés. Le terme « hybride » est donc discutable ici pour ce qui est de la seconde torche MAG. Cependant, la torche MAG2 bénéficie de l'effet de préchauffage important de la première torche MAG et du laser (métal à la limite de l'état liquide). La DLA2 bien qu'élevée reste d'ailleurs suffisamment faible pour obtenir une ZAT commune et de largeur plutôt faible (Figure VI-7).

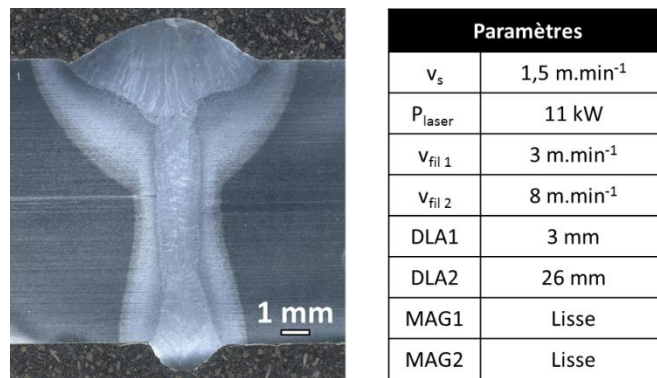


Figure VI-7 : Macrographie d'un cordon hybride bicathodes

On a donc bien un effet synergétique entre le couple MAG1-laser et la torche MAG2, même si celui-ci n'implique pas une mise en commun du bain de fusion et des plasmas. La torche MAG2 contrôle la forme endroit du bain et peut par exemple combler les éventuels manques de matière dans la partie supérieure du cordon dus à un bombé envers trop important ou à un caniveau. Elle a également un rôle sur les cinétiques de refroidissement en ZAT. Le couple torche MAG1-laser contrôle quant à lui la forme envers du bain. La DLA2 de la torche suiveuse est fixée à 26 mm pour la suite des essais. Cette distance permet d'éviter un effondrement du bain mais permet de conserver une ZAT uniforme.

## 6.1.2. Variation des paramètres arc de la deuxième torche MAG

L'influence sur la stabilité du cordon de l'utilisation des régimes lisse, pulsé et CMT ainsi que la variation de la vitesse de fil pour la deuxième torche MAG sont à présent étudiés.

L'influence de la vitesse de fil  $v_{fil2}$  est incrémentée entre  $3 \text{ m.min}^{-1}$  et  $10 \text{ m.min}^{-1}$  par pas de  $1 \text{ m.min}^{-1}$ . Pour une vitesse de fil  $v_{fil2}$  supérieure à  $5 \text{ m.min}^{-1}$ , il n'y a pas de différence notable avec les cordons présentés précédemment, hormis une augmentation des projections à très forte vitesse de fil. Lorsque l'on diminue la vitesse de fil pour la torche MAG2, on observe l'apparition de humping<sup>7</sup>, dès qu'elle devient inférieure à  $5 \text{ m.min}^{-1}$ . Le phénomène est visible pour tous les régimes d'arc : lisse, CMT et pulsé (Figure VI-8).

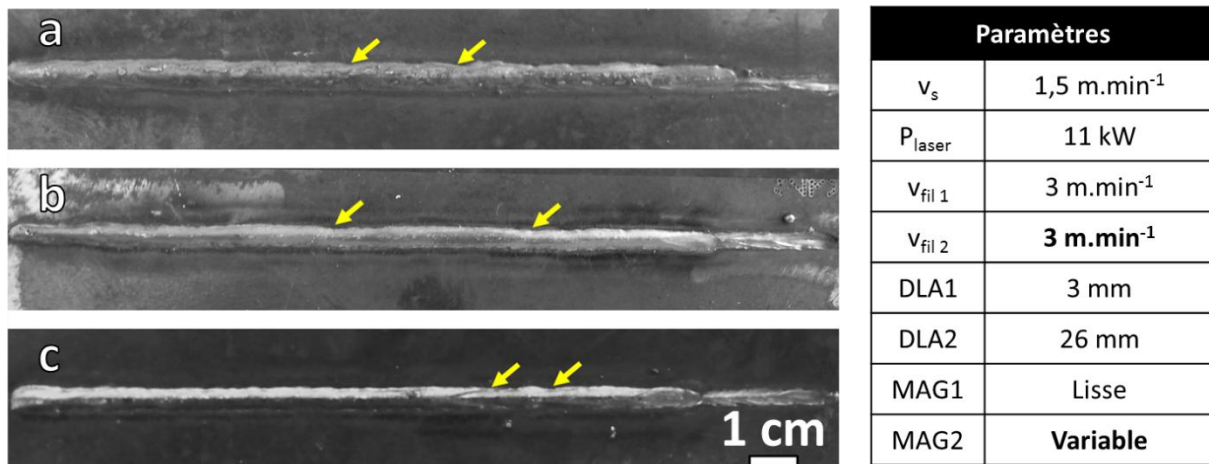


Figure VI-8 : Vues de dessus de cordons hybrides bicathodes produits à basse vitesse de fil  $v_{fil2}$  et différents régime d'arc pour la torche MAG2 : courant lisse (a), CMT (b), pulsé (c).  
Les flèches jaunes montrent les emplacements de quelques irrégularités.

On explique ce phénomène par le fait que lorsque la vitesse de soudage est élevée, il est difficile d'assurer la formation d'un bain bien lisse et sans humping en MAG seul. Or ici, la torche MAG2 est particulièrement éloignée du laser et de la torche MAG1. Ainsi, le bain de fusion créé par la deuxième torche MAG bénéficie peu de l'effet synergétique des deux premières sources. En soudage monocathode, lorsque la DLA est faible et que la torche MAG est située en avant du laser, le bain fondu doit contourner le laser ce qui ralentit les mouvements du bain dans l'axe de soudage vers l'arrière du bain et diminue le humping. Ici, la torche MAG 2 est trop éloignée pour bénéficier de tels effets ce qui explique la présence de humping à basse vitesse de fil. Cependant, elle bénéficie tout de même du préchauffage dû à la torche MAG 1 et au laser ce qui facilite le mouillage et explique pourquoi le humping, bien que présent à basse vitesse de fil, reste très limité. La vitesse de fil  $v_{fil2}$  doit être supérieure à  $5 \text{ m.min}^{-1}$  pour assurer un cordon hybride bicathodes sans humping.

## 6.1.3. Analyse des cordons hybrides bicathodes MAG-laser-MAG

La forme des cordons hybrides bicathodes ainsi que l'évolution de la microstructure et de la microdureté dans les différentes zones du cordon sont maintenant présentées.

<sup>7</sup> Le humping est la variation périodique de la largeur endroit du cordon et du bombé (§1.3.8.4).

## Défectologie

Des coupes macrographiques des cordons hybrides bicathodes produits avec les mêmes paramètres opératoires mais avec un régime différent pour la torche MAG2 sont présentés en Figure VI-9. On observe ici que les trois types de cordons sont exempts de défauts internes (porosités, fissures). Quel que soit le régime utilisé, les cordons hybrides bicathodes présentent des caniveaux de très faible profondeur. Ils sont plus marqués en régime pulsé qu'en régime lisse et CMT ; cependant, leur profondeur est dans les trois cas inférieure à 0,25 mm. Les cordons hybrides bicathodes peuvent ainsi être classés en qualité B selon la norme ISO 12 932 : 2013. La ZAT est uniforme pour les trois cordons. On retrouve la forme en verre à pied de la ZF et la séparation de celle-ci en trois parties :

- La partie MAG : du haut de la ZF jusqu'à une profondeur de 2 mm. Cette zone est principalement créée par la deuxième torche MAG. La solidification y est colonnaire et se fait par épitaxie à partir des parois de la ZF. On remarque par ailleurs que la séparation entre la partie MAG et la partie intermédiaire est particulièrement marquée, ce qui est caractéristique d'une séparation des bains de fusion du couple MAG1-laser et de la source MAG2.
- La partie intermédiaire : entre 2 mm et 7 mm de profondeur. Les grains y sont équiaxes.
- Partie laser : de 7 mm de profondeur jusqu'au pied de cordon. La microstructure est composée de grains colonnaires avec une croissance épitaxiale à partir des bords de la ZF.

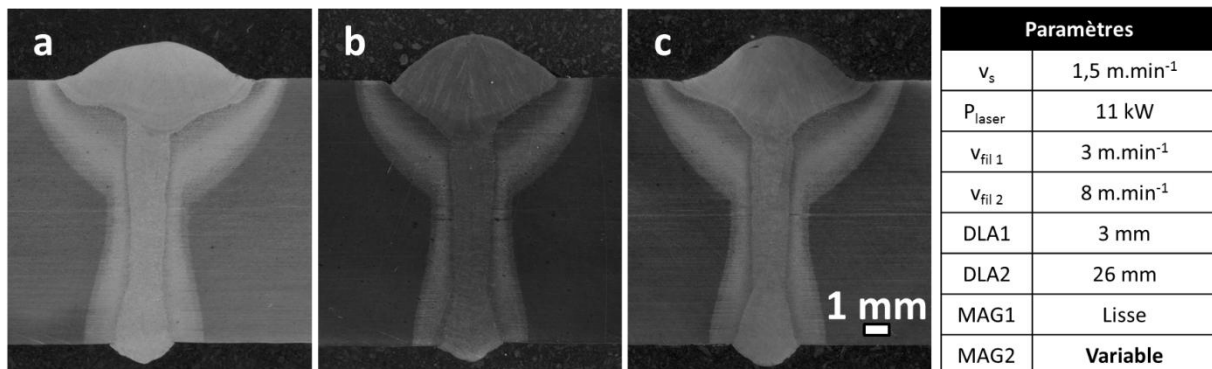
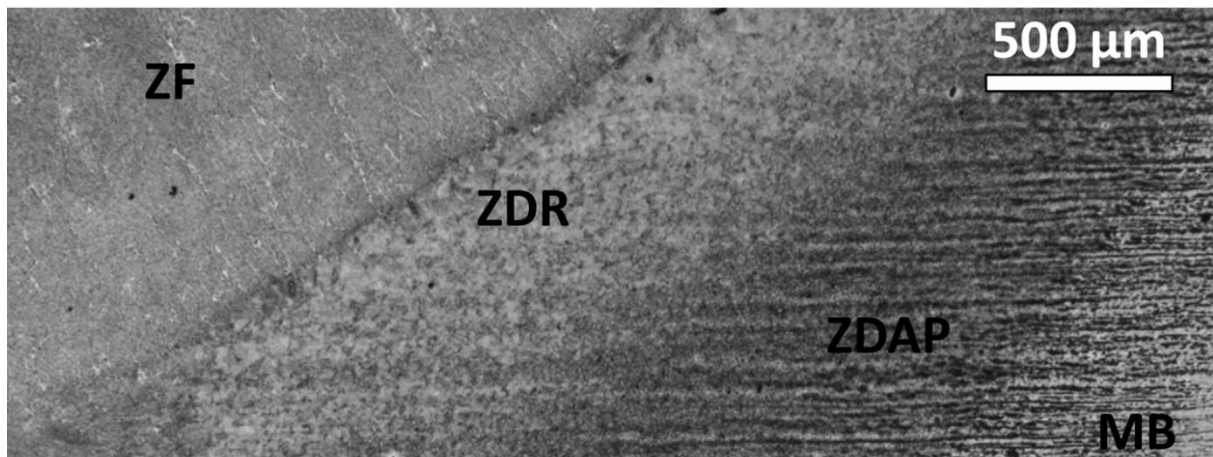


Figure VI-9 : Macrographies des cordons hybrides laser-MAG bicathodes avec différents régimes d'arc pour la torche MAG2 : courant lisse (a), régime CMT (b) et régime pulsé (c)

## Observation micrographique

L'évolution de la microstructure dans la ZF et la ZAT est similaire pour les 3 régimes d'arc utilisés sur la torche MAG2. Un cordon hybride bicathodes produit avec le régime CMT pour la deuxième torche est présenté à titre d'exemple (Figure VI-10). Le métal de base est présent de part et d'autre du cordon, au centre on voit la zone fondue (ZF) et entre les deux, la ZAT est divisée en deux parties : la zone d'austénitisation partielle (ZDAP) proche du métal de base et la zone de recuit (ZDR) proche de la zone de fusion. Contrairement au cordon hybride monocathode, aucune zone de trempe (martensite) n'est visible sur les cordons hybrides bicathodes.



Paramètres		Paramètres	
$v_s$	1,5 m.min <sup>-1</sup>	DLA1	3 mm
$P_{laser}$	11 kW	DLA2	26 mm
$v_{fil\ 1}$	3 m.min <sup>-1</sup>	MAG1	Lisse
$v_{fil\ 2}$	8 m.min <sup>-1</sup>	MAG2	Lisse

Figure VI-10 : Vue à faible grossissement de l'organisation microstructurale d'un cordon hybride MAG-laser-MAG sur acier S460ML

Une observation à plus fort grossissement permet de définir la microstructure présente dans chaque zone du cordon hybride bicathodes sur acier S460ML (Figure VI-11) :

- Figure VI-11a ; MB (métal de base) : structure ferrito-perlitique en bandes (la ferrite est indiquée par la lettre f et la perlite par la lettre p sur la micrographie).
- Figure VI-11b ; ZDAP : microstructure composée de grains de ferrite (f) et de bainite inférieure (bi) avec une perte partielle de la structure en bande, similaire à celle observée en soudage hybride monocathode.
- Figure VI-11c ; ZDR : la particularité des cordons hybrides bicathodes sur acier S460ML par rapport aux cordons monocathode se trouve dans cette zone. La microstructure est ici composée d'une forte proportion de bainite inférieure (bi) accompagnée de bainite supérieure (bs). La perte de la structure en bande est totale dans cette zone.
- Figure VI-11d ; ZF : on retrouve le mélange de ferrite aciculaire (fa) et de ferrite proeutectoïde (f) observé pour les cordons hybrides monocathode.



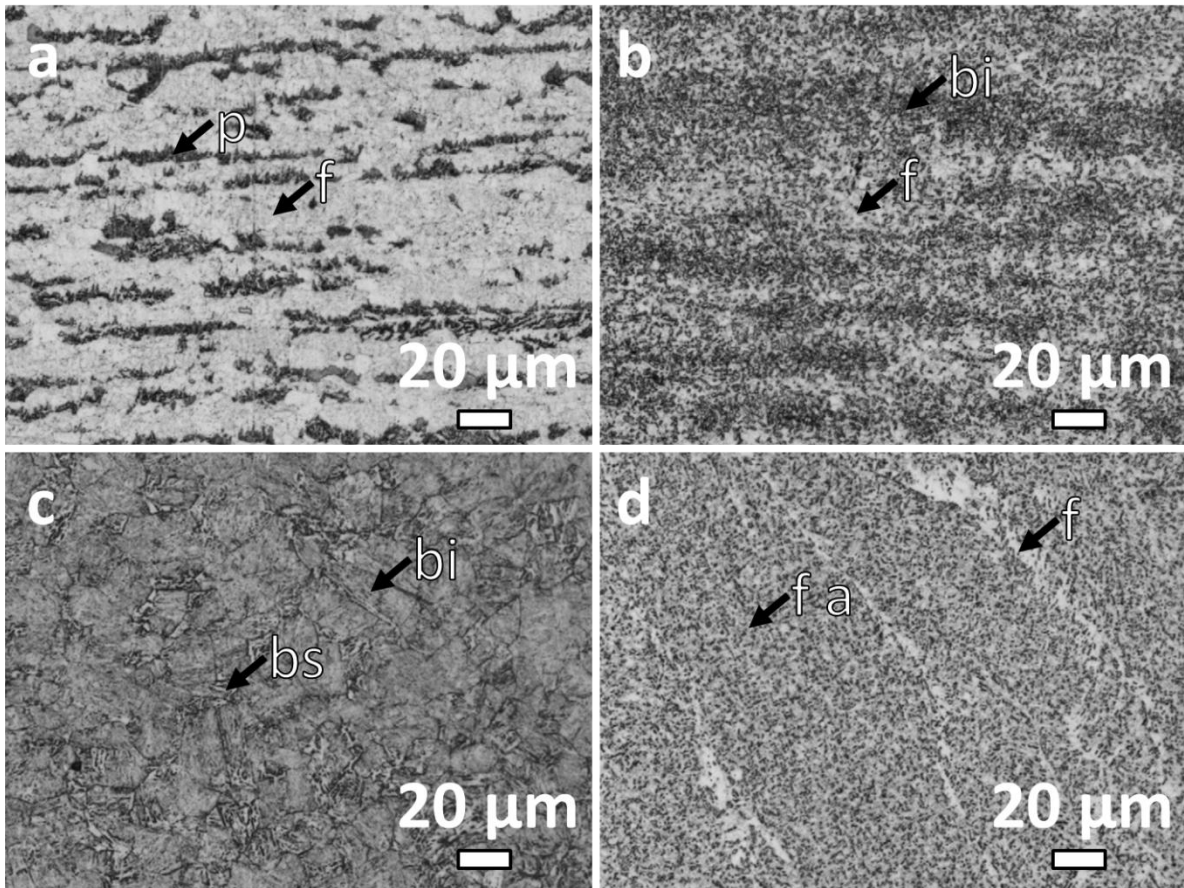


Figure VI-11 : Microstructures observées dans les différentes parties du cordon hybride bicathodes présenté ci-dessus : métal de base (a), ZDAP (b), ZDR (c), ZF (d).

### Cartographies de microdureté

Les cartographies de microdureté Vickers des cordons hybrides bicathodes avec utilisation des régimes lisse, CMT et pulsé pour la torche MAG2 sont comparées à celle du cordon hybride monocathode témoin (Figure VI-12). De part et d'autre du cordon, le métal de base est visible en bleu avec une dureté de  $195 \pm 10$  HV1. La zone d'austénitisation partielle (ZDAP) est difficilement distinguable du métal de base car ces deux zones ont une dureté proche. La dureté augmente progressivement en ZDR de 200 HV1 à 300 HV1 pour les cordons hybrides bicathodes (du bleu clair au jaune sur les Figure VI-12a, b et c) Seuls quelques îlots de dureté 320 HV sont visibles en ZAT à la jonction entre la partie MAG et de la partie intermédiaire. Dans la ZAT, au niveau des parties intermédiaire et laser, la dureté est relativement faible et ne dépasse pas les 300 HV1. La dureté en ZF est homogène et d'environ  $260 \pm 10$  HV1.



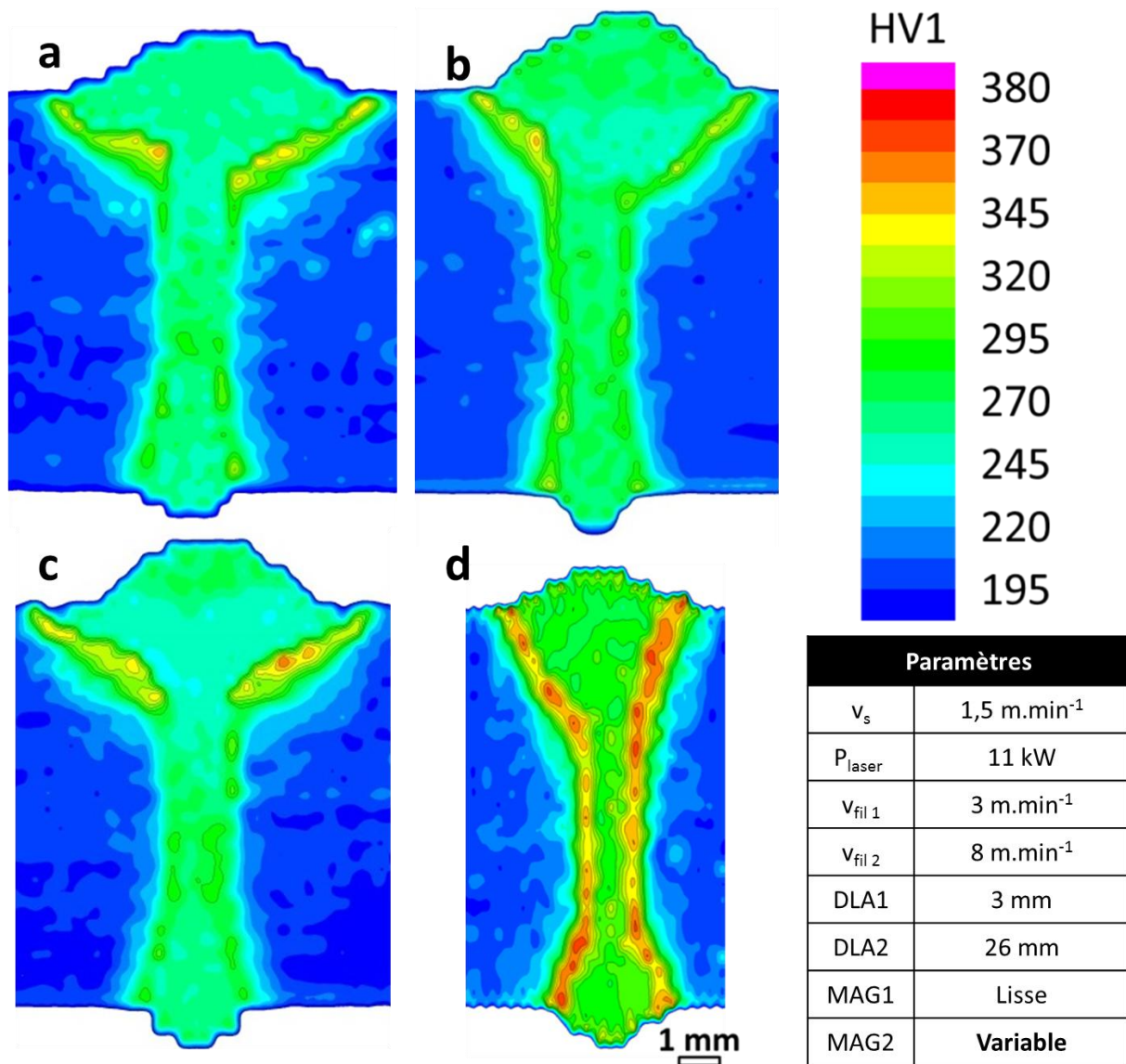


Figure VI-12 : Cartographies de dureté Vickers sur des coupes transversales de cordons hybrides bicathodes avec utilisation pour la torche MAG2 d'un courant lisse (a), d'un courant pulsé (b) ou du régime CMT (c) et comparaison avec le cordon hybride monocathode témoin (d)

Les cartographies de microdureté Vickers sont similaires pour les trois cordons hybrides bicathodes quel que soit le régime utilisé pour la deuxième torche MAG. On notera une dureté maximale légèrement supérieure en ZAT (à la jonction de la partie MAG et de la partie intermédiaire) pour le cordon hybride bicathodes avec utilisation du régime pulsé pour la deuxième torche. On voit que la dureté maximale est environ 50 à 80 HV1 plus faible pour les cordons hybrides bicathodes que pour un cordon hybride monocathode. On observe par ailleurs une disparition de la zone de trempe (en rouge sur la Figure VI-12d et absente sur les autres cartographies de dureté).

Le soudage hybride bicathodes permet de limiter la dureté maximale en ZAT par un meilleur contrôle de la descente en température. Aucune zone à très forte dureté, présentant donc de la martensite, n'est visible sur les cartographies des cordons hybrides bicathodes. On confirme donc la suppression de la zone de trempe. On minimise ainsi les risques de fragilisation et de fissuration à froid. On

notera de plus que la largeur de la ZAT est similaire pour les cordons hybrides monocathodes et bicathodes.

#### **6.1.4. Conclusion**

Lorsque la torche MAG2 est suffisamment éloignée du laser et pour les autres paramètres choisis concernant la torche MAG1, les cordons produits sont de bonne qualité. La DLA2 doit ainsi être supérieure à 20,5 mm pour éviter le dropping. Les cordons sont alors exempts de défauts internes (porosités ou fissures) et les caniveaux sont inexistantes ou de profondeur négligeable (inférieure à 0,25 mm). Le régime d'arc (lisse, CMT ou pulsé) de la deuxième torche MAG et la vitesse de fil  $v_{fil2}$ , ont peu d'influence sur la qualité du cordon. La vitesse de fil  $v_{fil2}$  doit cependant être supérieure à  $5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  pour éviter tout risque de humping.

La principale différence par rapport aux cordons hybrides monocathode est la disparition de la zone de trempe pour les cordons hybrides bicathodes au profit de microstructures plus douces. La zone de recuit présente par ailleurs une dureté plus homogène et une structure principalement composée de bainite inférieure. Cela caractérise un refroidissement plus lent pour les cordons hybrides bicathodes. L'ajout de la deuxième torche MAG permet un meilleur contrôle du refroidissement et donc de la dureté maximale en ZAT tout en gardant une largeur de ZAT faible.

Dans le cas de l'acier S460ML, la dureté reste limitée en ZAT pour les cordons hybrides monocathode du fait du faible taux de carbone et de la faible valeur du carbone équivalent. Il est cependant intéressant de limiter les hétérogénéités mécaniques dans le cordon pour améliorer la résistance en fatigue du cordon. De plus, si on extrapole ces résultats au cas de soudage d'aciers classiques au carbone-manganèse, l'utilisation du procédé bicathodes est intéressant pour éviter les risques de fragilisation ou de fissuration à froid et donc la mise en place d'un préchauffage.

### **6.2. Variation des paramètres liés à la première torche MAG**

Des cordons hybrides bicathodes de bonne qualité peuvent être produits lorsque la torche MAG2 est placée à une distance élevée du laser. Cependant, l'influence des paramètres liés à la première torche MAG sur la stabilité du procédé et sur la qualité des cordons n'a pour l'instant pas été étudiée. La DLA1, ainsi que les paramètres liés à la torche MAG1 (vitesse de fil, régime d'arc) sont modifiés pour observer leur impact sur les cordons obtenus. L'apparition de porosités s'étant avérée récurrente pour certains cas, l'influence des différents paramètres sur la création de ces porosités est également étudiée.

#### **6.2.1. Variation de la DLA pour la 1<sup>ère</sup> torche MAG (DLA1)**

Dans un premier temps, la torche MAG2 est éloignée du laser pour minimiser son influence (DLA2 = 28 mm). Le comportement du cordon vis-à-vis d'une variation de la distance entre la première torche MAG et le laser (DLA1) est étudié. Dix essais sont réalisés en faisant varier la DLA1 de 0 à 10 mm par pas de 1 mm (Figure VI-13).

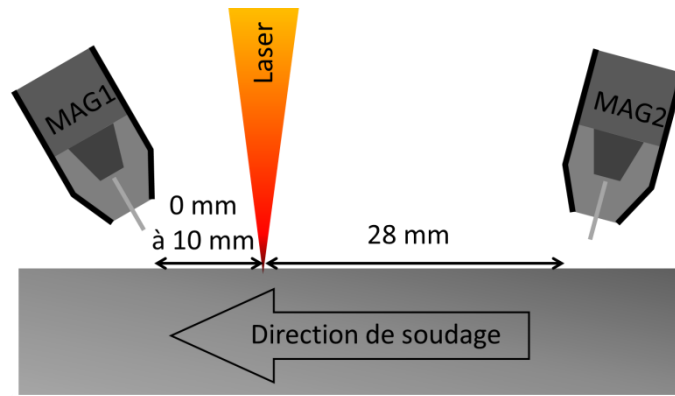


Figure VI-13 : Variation de la DLA1 lors des essais de soudage hybride bicathodes

La Figure VI-14 présente une vue envers de cordons hybrides bicathodes produits avec une DLA1 de 2 mm et de 10 mm. On retrouve ici le comportement observé en soudage hybride monocathode. Pour une DLA1 comprise entre 0 et 3 mm, l'envers des cordons est bien lisse et bombé (Figure VI-14a). Au contraire, pour une DLA1 supérieure ou égale à 4 mm, la pénétration est irrégulière (Figure VI-14b). On explique ceci par une perte de la synergie entre la première torche MAG et le laser pour les fortes DLA1. Le métal d'apport n'est pas entraîné vers le bas du bain de fusion ce qui explique l'aspect envers plus irrégulier sur la Figure VI-14b. La pénétration est ici assurée exclusivement par le laser.

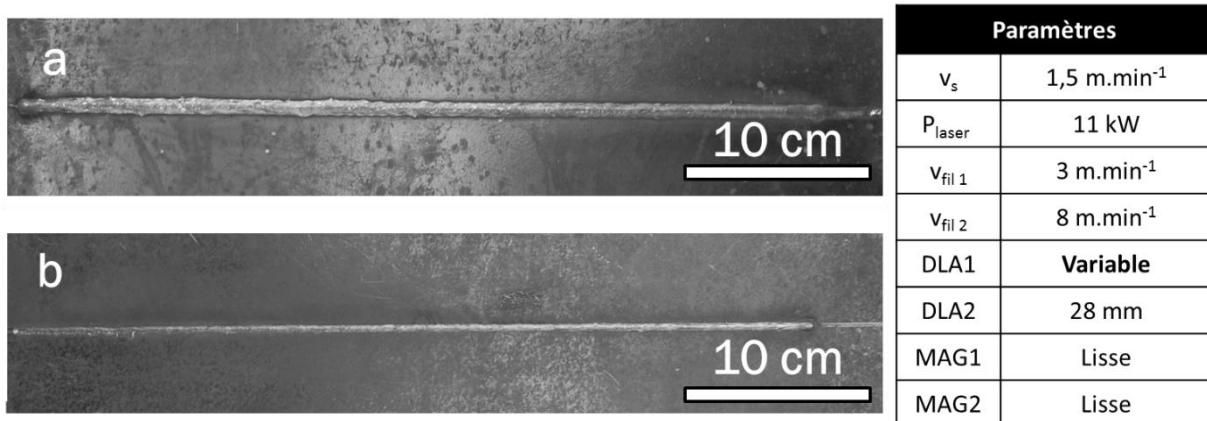


Figure VI-14 : Vues envers de cordons hybrides bicathodes avec une DLA1 de 2 mm (a) et 10 mm (b)

L'aspect endroit est similaire pour les deux cordons comme l'illustre la Figure VI-15. Ceci confirme que la partie MAG-laser contrôle l'aspect envers du cordon et la torche MAG2 l'aspect endroit.

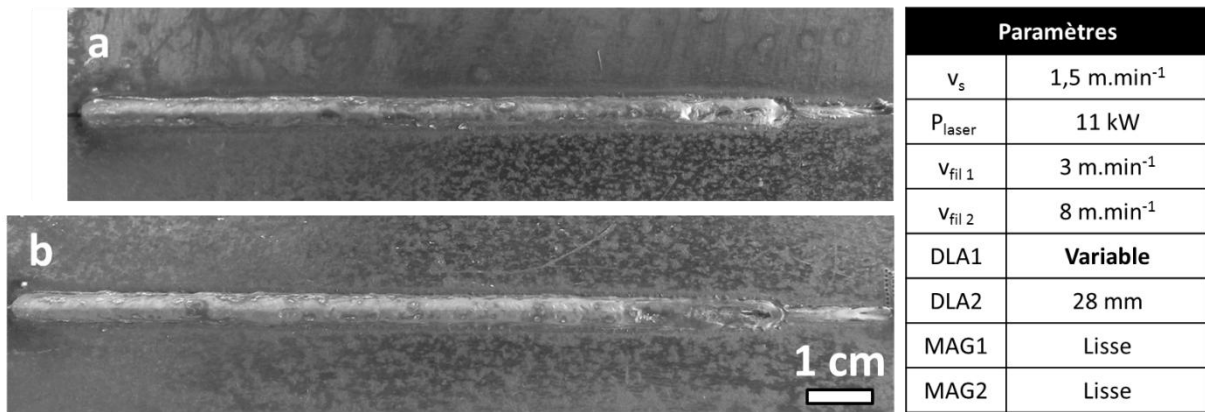


Figure VI-15 : Vues endroit de cordons hybrides bicathodes avec une DLA1 de 2 mm (a) et 10 mm (b)

La Figure VI-16 présente une macrographie d'un cordon hybride bicathodes produit avec une DLA1 inférieure à 3 mm. Le cordon est de bonne qualité et ne présente aucun défaut important. La DLA1 est fixée à 3 mm pour la suite des essais.

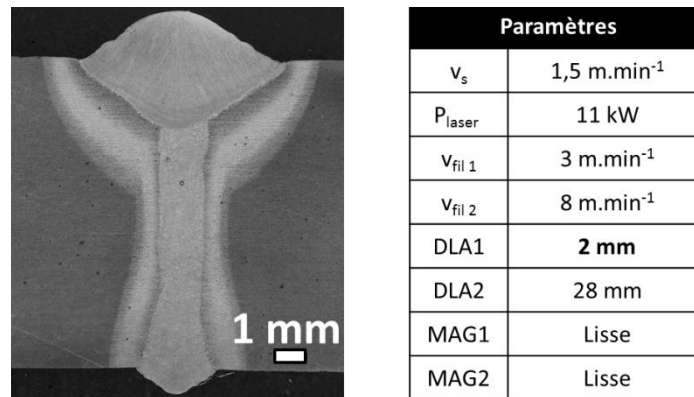


Figure VI-16 : Macrographie d'un cordon hybride bicathodes

## 6.2.2. Variation des paramètres arc de la première torche MAG

Nous avons déterminé précédemment que la position de la torche MAG leader à un effet sur la forme envers des cordons hybrides laser-MAG bicathodes. Qu'en est-il des paramètres arc de cette torche comme la vitesse de fil ou le régime d'arc ?

### Vitesse de fil de la première torche MAG ( $v_{fil1}$ )

L'influence de la vitesse de fil est étudiée en courant lisse en la faisant varier de 3 m.min<sup>-1</sup> à 8 m.min<sup>-1</sup> par pas de 1 m.min<sup>-1</sup>. La Figure VI-17 présente des vues envers de cordons hybrides bicathodes pour différentes vitesses de fil pour la torche MAG1. On notera ici que la deuxième torche utilise le régime pulsé ce qui n'a pas d'influence sur l'aspect envers du cordon. On observe des cordons de bonne qualité pour des vitesses de fil «  $v_{fil1}$  » inférieures ou égales à 5 m.min<sup>-1</sup> (Figure VI-17a). Pour des vitesses de fils supérieures, le dropping apparaît en envers (Figure VI-17b), ce qui est un comportement similaire à celui observé en soudage hybride monocathode.

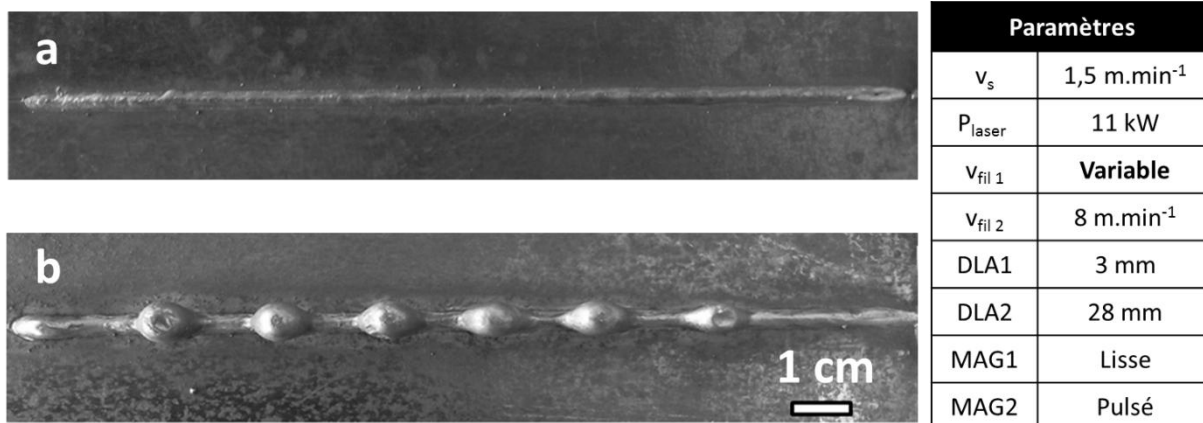


Figure VI-17 : Vues envers de cordons hybrides bicathodes pour différentes vitesses de fil  $v_{fil1} = 3\text{ m.min}^{-1}$  (a) et  $v_{fil1} = 8\text{ m.min}^{-1}$  (b)

La Figure VI-18 présente les vues endroit des cordons hybrides bicathodes à faible et forte vitesse de fil  $v_{fil1}$ . L'augmentation de la vitesse de fil crée du dropping mais le cordon ne présente quasiment pas de caniveaux. On voit ici l'influence de la deuxième torche MAG qui comble le manque de matière coté endroit dû à l'effondrement du bain lié au dropping. De plus, à la différence des cordons hybrides monocathode, le dropping s'accompagne ici de grosses porosités en soudage bicathodes (Figure VI-18). En regardant plus précisément la retassure de fin de cordon (partie droite de la Figure VI-18b), on remarque que les porosités sont visibles dans la partie créée par la torche MAG 1 et le laser (flèche rouge) ainsi que dans la partie créée par la torche MAG1, le laser et la torche MAG2 (flèche jaune). La macrographie de l'échantillon hybride bicathodes produit avec une vitesse de fil  $v_{fil1}$  de  $3\text{ m.min}^{-1}$  confirme par ailleurs que lorsqu'il n'y a pas de dropping, le cordon est exempt de porosité (Figure VI-19).

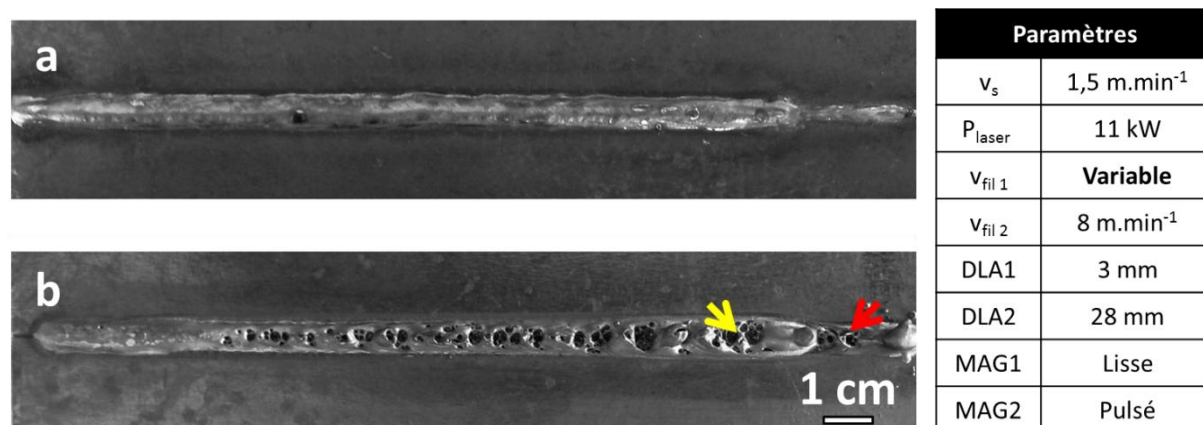
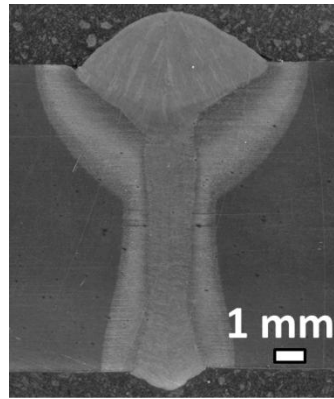


Figure VI-18 : Vues endroit de cordons hybrides bicathodes pour différentes vitesses de fil  $v_{fil1} = 3\text{ m.min}^{-1}$  (a) et  $v_{fil1} = 8\text{ m.min}^{-1}$  (b)



Paramètres	
$v_s$	1,5 m.min <sup>-1</sup>
$P_{laser}$	11 kW
$v_{fil\ 1}$	<b>3 m.min<sup>-1</sup></b>
$v_{fil\ 2}$	8 m.min <sup>-1</sup>
DLA1	3 mm
DLA2	28 mm
MAG1	Lisse
MAG2	Pulsé

Figure VI-19 : Macrographie d'un cordon hybride bicathodes produit à basse vitesse de fil  $v_{fil1}$

La Figure VI-20 montre des images extraites de vidéos haute-vitesse coté endroit prises lors du soudage hybride bicathodes avec des vitesses de fil différentes pour la torche leader ( $v_{fil1}$ ). À faible vitesse de fil, les bains de fusion créés par l'arc et le laser sont communs et les gouttes de métal fondu provenant de la torche MAG1 se déposent loin du keyhole par court-circuit (Figure VI-20a et c). Lorsque l'on augmente la vitesse de fil, on passe en régime de transfert de goutte par pulvérisation axiale (Figure VI-20b et d). L'arc est dévié vers le keyhole et les gouttes de métal d'apport viennent perturber la stabilité de celui-ci.

On retrouve donc en soudage hybride MAG-laser-MAG, le comportement observé en soudage hybride monocathode du fait de la configuration similaire pour la première torche MAG et le laser (DLA1 de 3 mm). Une partie de l'énergie laser est exploitée pour vaporiser les gouttes de métal d'apport et des vagues à la surface du bain fondu submergent le keyhole (Figure VI-20d). Cette perte de rendement laser liée à l'augmentation de la taille du bain crée le dropping.

La perturbation du keyhole par les gouttes de métal fondu provenant de la torche MAG 1 semble être une source de formation de porosités. On imagine que le keyhole peut se refermer sur lui-même dans le bain en piégeant du gaz. En monocathode, le dropping augmente la proportion de porosité mais le temps de dégazage est suffisant pour éviter la formation de porosité de taille importante. Ce dégazage est rendu plus difficile en bicathodes, par le passage de la deuxième torche MAG qui vient piéger le gaz dans la deuxième partie du bain de fusion.

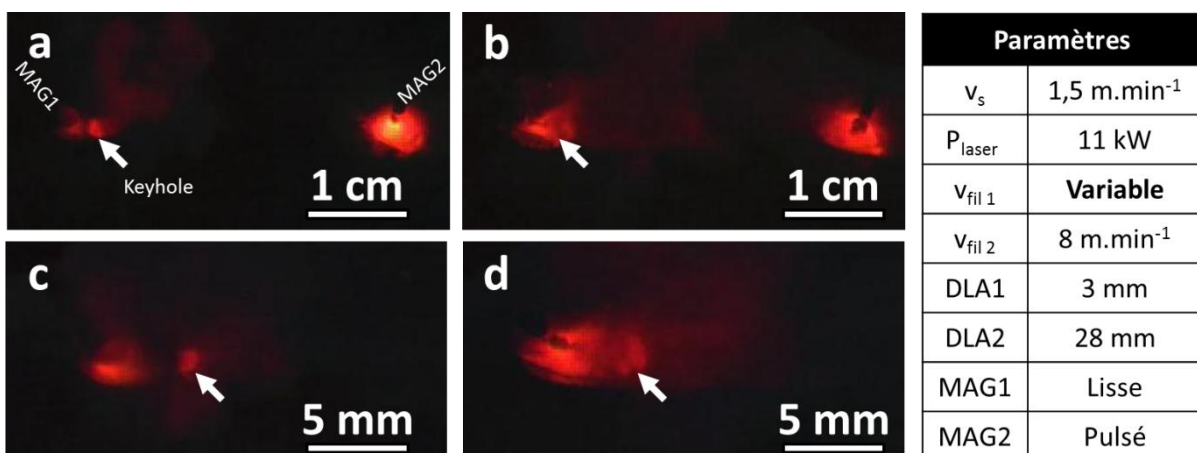


Figure VI-20 : Images issues de vidéos haute-vitesse à différents grossissements lors du soudage hybride bicathodes avec différentes vitesses de fil ( $v_{fil1}$ ):  $v_{fil1} = 3 \text{ m.min}^{-1}$  (a et c) et  $v_{fil1} = 8 \text{ m.min}^{-1}$  (b et d). La flèche blanche indique la position du keyhole.



### Régime pulsé pour la première torche MAG

L'utilisation du régime pulsé pour la torche MAG leader a ensuite été testée afin d'observer si cela avait une influence sur la qualité des cordons. La Figure VI-21 présente des vues coté envers de cordons hybrides bicathodes avec utilisation d'un courant pulsé et pour différentes vitesses de fil ( $v_{fil1}$ ) sur la torche MAG1. On observe ici l'apparition de dropping pour les fortes vitesses de fil. Les vues coté endroit des mêmes cordons sont présentées en Figure VI-22. On voit qu'à forte vitesse de fil, le dropping est accompagné de la création de porosités débouchantes de taille importante (Figure VI-22b). Le comportement lors de l'utilisation du courant pulsé pour la torche MAG1 semble donc similaire à celui observé en courant lisse. On suppose que ce comportement est dû à la perturbation du keyhole par les gouttes de métal fondu provenant de la torche MAG1.

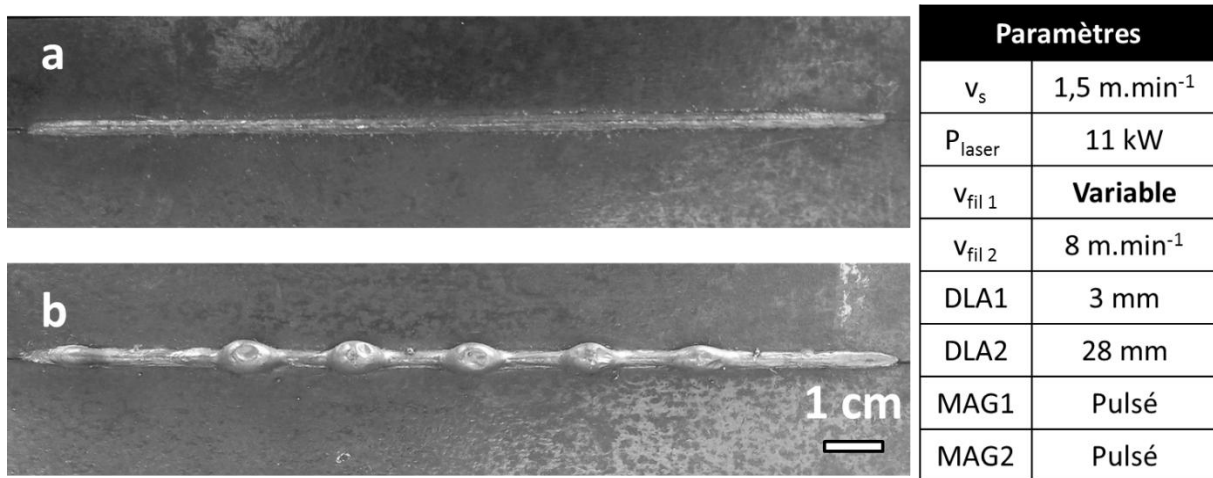


Figure VI-21 : Vues envers de cordons hybrides bicathodes à différentes vitesses de fil ( $v_{fil1}$ ) :  $v_{fil1} = 3 \text{ m.min}^{-1}$  (a) et  $v_{fil1} = 8 \text{ m.min}^{-1}$  (b)

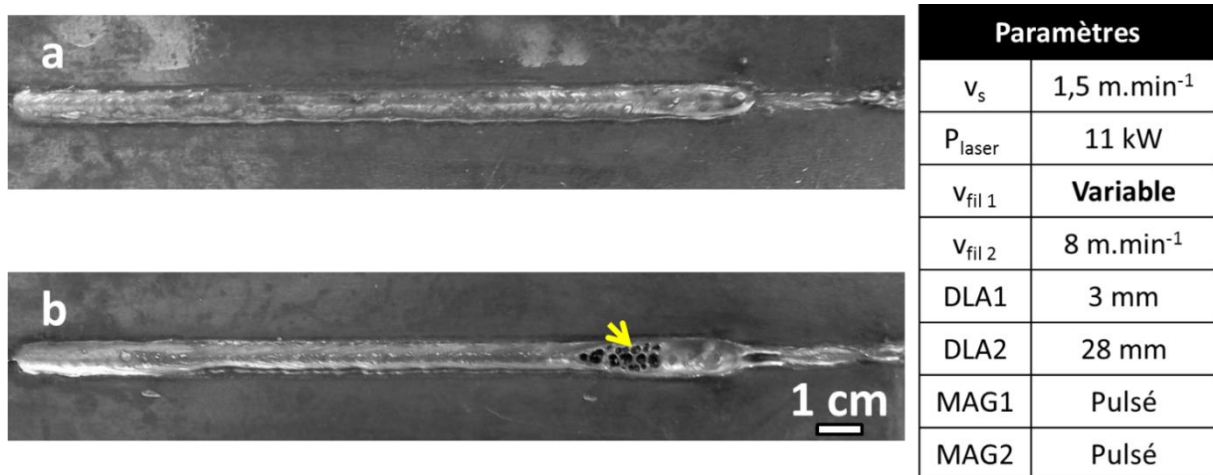


Figure VI-22 : Vues endroit de cordons hybrides bicathodes à différentes vitesses de fil ( $v_{fil1}$ ) :  $v_{fil1} = 3 \text{ m.min}^{-1}$  (a) et  $v_{fil1} = 8 \text{ m.min}^{-1}$  (b) ( $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $P_{laser} = 11 \text{ kW}$ ,  $v_{fil2} = 8 \text{ m.min}^{-1}$ , DLA1 = 3 mm, DLA2 = 28 mm, 1<sup>ère</sup> et 2<sup>ème</sup> torches courant pulsé)

La Figure VI-23 présente une macrographie du cordon hybride avec régime pulsé et une vitesse de fil  $v_{fil1}$  de  $3 \text{ m.min}^{-1}$  pour la torche MAG1. On voit sur cette macrographie que contrairement au courant lisse, le courant pulsé mène à la création de porosités même à basse vitesse de fil lorsqu'il est

appliqué à la première torche MAG. Cependant, ces porosités n'étant pas débouchantes, elles ne sont visibles qu'en coupe.

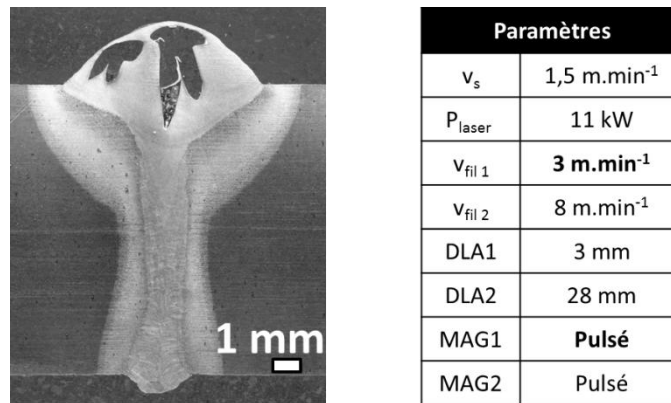


Figure VI-23 : Macrographie d'un cordon hybride bicathodes produit à faible vitesse de fil

L'observation des images issues de la vidéo haute vitesse nous permet de mieux comprendre ce comportement (Figure VI-24). L'utilisation du régime pulsé empêche l'établissement d'un régime de transfert de goutte de métal fondu par court-circuit, on a ainsi un transfert d'une fine goutte par pulse de courant même à basse vitesse de fil. L'arc électrique est épinglé sur le keyhole et les gouttes de métal fondu sont déviées vers celui-ci. On retrouve donc le comportement observé en courant lisse à forte vitesse de fil  $v_{fil1}$  cependant dans ce cas, la taille plus petite du bain évite son effondrement.

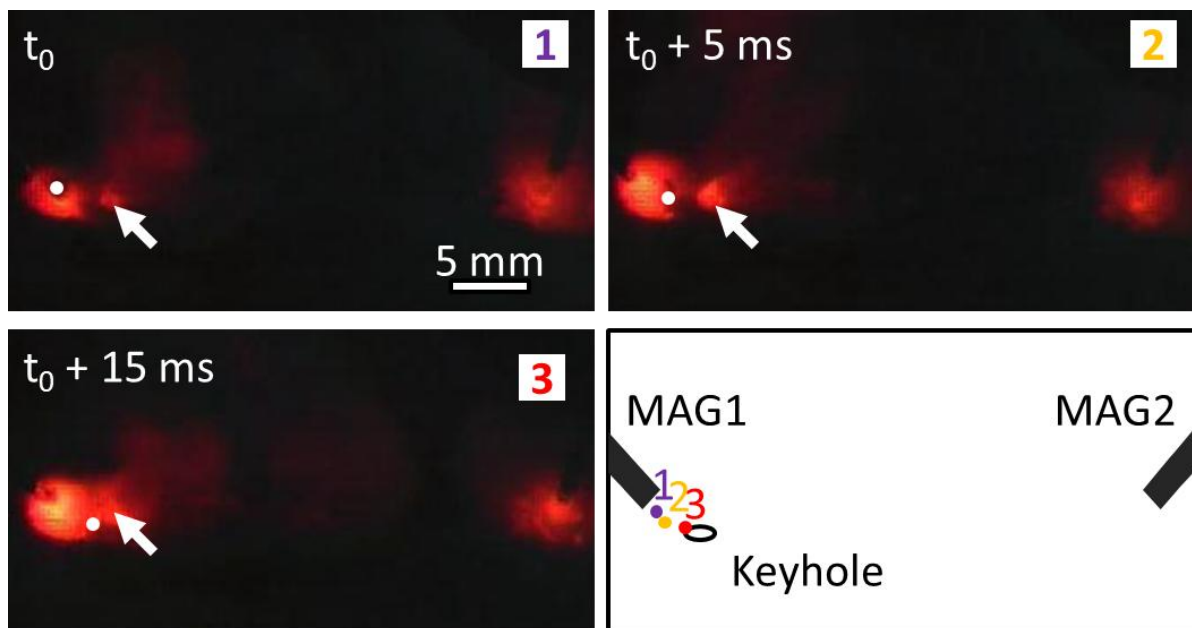


Figure VI-24 : Images issues d'une vidéo haute vitesse du soudage d'un cordon hybride avec régime pulsé et faible vitesse de fil pour la torche MAG 1 ( $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $P_{laser} = 11 \text{ kW}$ ,  $v_{fil1} = 3 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $v_{fil2} = 8 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $DLA1 = 3 \text{ mm}$ ,  $DLA2 = 28 \text{ mm}$ , 1<sup>ère</sup> torche et 2<sup>ème</sup> torche en courant pulsé)

Il n'y a donc pas d'intérêt particulier à l'utilisation du régime pulsé pour la première torche MAG en soudage hybride bicathodes MAG-laser-MAG. L'utilisation de ce type de régime est même à déconseiller pour les paramètres opératoires testés car il diminue la vitesse de fil minimale



provoquant le dropping ( $4 \text{ m.min}^{-1}$ ) et mène à la création de porosités pour toutes les vitesses de fil testées.

### Régime CMT pour la première torche MAG

On réalise à présent des essais de soudage hybride bicathodes en utilisant le régime CMT pour la première torche MAG en conservant les paramètres opératoires utilisés pour les régimes lisse et pulsé. Lors des essais hybride monocathode, l'utilisation de cette configuration avait permis d'augmenter la taille du jeu tolérable dans la configuration arc-laser mais n'avait pas eu d'effet particulier sur la suppression du dropping. On suppose ici que l'utilisation de ce régime d'arc devrait permettre d'obtenir un transfert de gouttes stable en avant du bain, créera ainsi un bel aspect envers du cordon et ne devrait pas changer la vitesse de fil minimale créant le dropping. La Figure VI-25 présente des vues endroit et envers d'un cordon hybride bicathodes avec utilisation du régime CMT pour la première torche MAG à faible vitesse de fil.

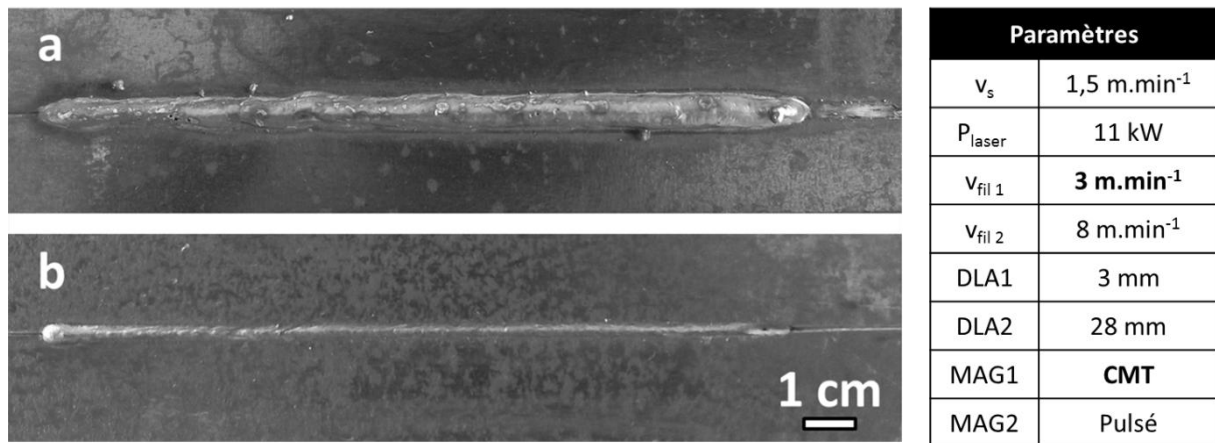


Figure VI-25 : Vues endroit (a) et envers (b) d'un cordon hybride bicathodes avec utilisation du régime CMT pour la torche MAG1

Le cordon est bien lisse en endroit et en envers et les bombés sont importants. On remarque cependant que le cordon paraît plus large et le bombé plus important qu'en courant lisse. La Figure VI-26 présente une macrographie du cordon hybride bicathodes à faible vitesse de fil et avec régime CMT pour la première torche MAG.

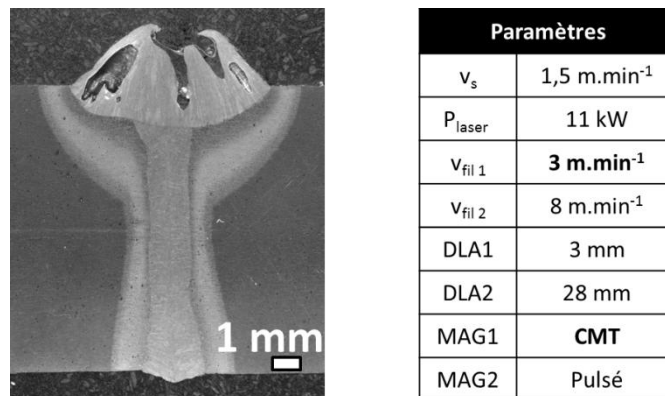


Figure VI-26 : Macrographie d'un cordon hybride bicathodes avec utilisation du régime CMT pour la torche MAG1

On voit apparaître sur cette macrographie des porosités de grand volume, allongées dans le sens de la solidification dans la partie MAG du cordon uniquement. On peut supposer que ces porosités sont provoquées par l'utilisation du régime CMT sur la première torche MAG même si elles ne sont visibles que dans la partie supérieure de la ZF qui est créée principalement par la deuxième torche MAG. Au vu de la forme allongée (vermiculaire) de ces porosités, on suppose qu'elles sont créées par l'entraînement de gaz dans le cordon dû au régime CMT, que ce gaz cherche à s'échapper par le haut dans le bain de fusion mais qu'il est piégé par la deuxième torche MAG.

Nous avons cherché à supprimer les porosités en augmentant la  $v_{fil1}$ . L'idée étant qu'une plus grande surface de bain faciliterait le dégazage. Cependant comme attendu, pour une vitesse de fil  $v_{fil1}$  supérieure ou égale à  $5\text{m.min}^{-1}$ , le dropping apparaît en début de cordon du fait du volume trop important du bain fondu (Figure VI-27). Le dropping est également accompagné du maintien de la présence de porosités comme l'illustre la Figure VI-28.

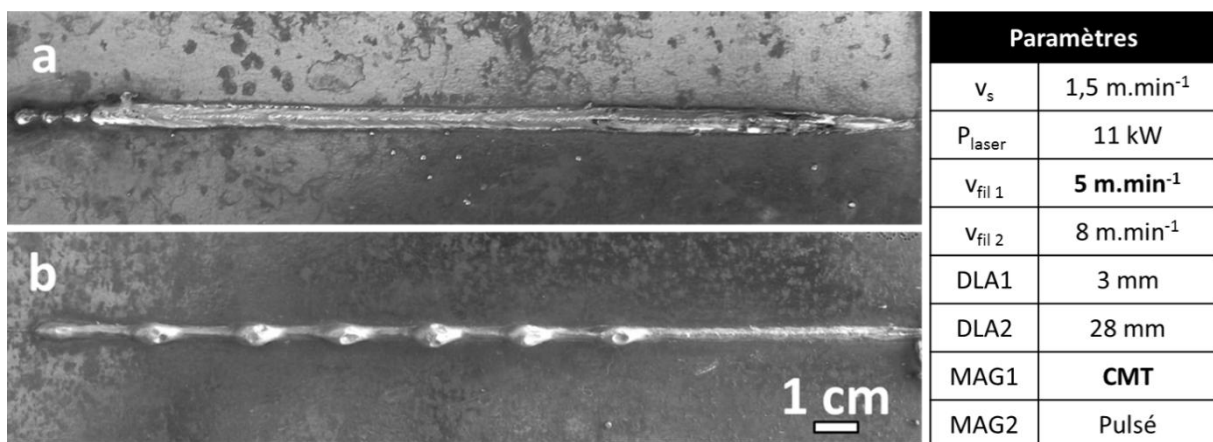


Figure VI-27 : Vue endroit (a) et envers (b) d'un cordon hybride bicathodes avec utilisation du régime CMT pour la torche MAG1

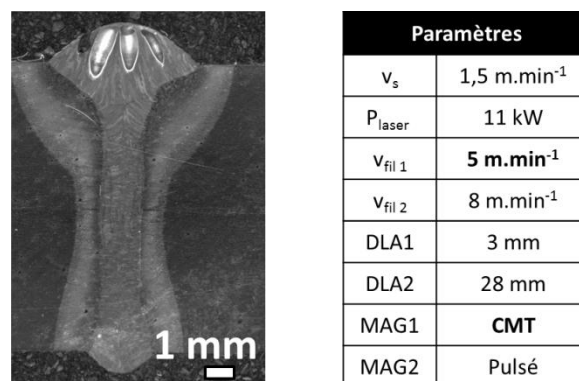


Figure VI-28 : Macrographie d'un cordon hybride bicathodes avec utilisation du régime CMT pour la torche MAG1

La création de porosité semble donc être un problème récurrent en soudage hybride bicathodes lorsque la vitesse de fil  $v_{fil1}$  est élevée ou que les régimes CMT ou pulsé sont employés pour la torche MAG1. Ces régimes sont donc à proscrire pour réaliser des cordons hybrides bicathodes MAG-laser-MAG pleine pénétration de bonne qualité pour des tôles d'acier S460ML d'épaisseur 10 mm.

### 6.2.3. Porosités en soudage hybride MAG-laser-MAG

Ce paragraphe est consacré à la compréhension des conditions d'apparition des porosités citées dans les paragraphes précédents. L'influence de différents paramètres opératoires sur la suppression ou la diminution de ces porosités est ainsi étudiée.

Les essais de soudage hybride bicathodes suivants sont menés en utilisant le régime CMT pour la torche MAG1. L'étude portera sur l'influence de la DLA2, de la vitesse de fil  $v_{fil2}$ , du régime d'arc de la torche MAG2, de la DLA1 et de la puissance laser sur la création de porosités. L'objectif est de comprendre pour quels paramètres ces dernières apparaissent et de proposer des solutions pour les supprimer.

#### Influence de la DLA2

La première idée est de réduire la DLA2 pour supprimer les porosités. En effet, les porosités sont exclusivement visibles dans la partie MAG2 de la ZF. Une variation de la distance entre la deuxième torche MAG et le laser devrait donc influencer la formation de ces porosités. La Figure VI-29 présente des macrographies de trois cordons hybrides bicathodes avec utilisation du régime CMT pour la torche MAG leader et des DLA2 de 26 mm, 24 mm et 22 mm. On voit ici qu'une diminution de la DLA2 de 26 mm à 24 mm diminue la taille des porosités et que celles-ci ne prennent plus racine à la limite entre la partie MAG et la partie intermédiaire de la ZF mais à 1 mm au-dessus de celle-ci (Figure VI-29b). Pour une DLA de 22 mm, le diamètre des porosités est énormément réduit et elles ne sont plus connectées entre elles (Figure VI-29c). Cependant, le bain n'est plus stable et on observe du dropping ou une éjection du bain sur certaines parties du cordon. La torche MAG2 a donc bien un effet négatif sur le dégazage et piège le gaz formé dans le premier bain créé par la torche MAG1 et le laser. La DLA2 est fixée à 24 mm pour la suite des essais afin de faciliter le dégazage tout en évitant le dropping ou l'effondrement du bain.

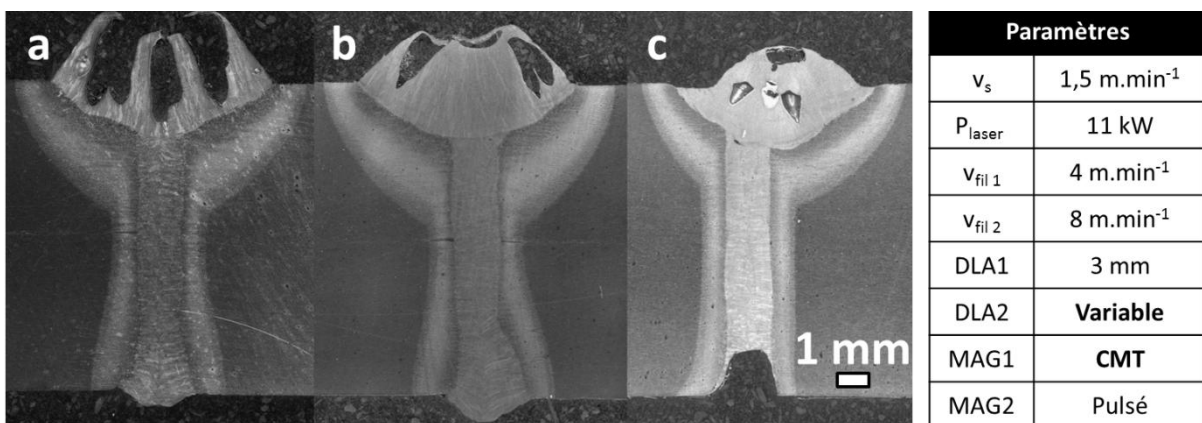


Figure VI-29 : Macrographies de cordons hybrides bicathodes avec utilisation du régime CMT pour la torche MAG1 et différentes DLA2 : DLA2 = 26 mm (a), DLA2 = 24 mm (b) et DLA2 = 22 mm (c)

#### Variation de $v_{fil2}$ et courant lisse pour la deuxième torche MAG

L'influence de la vitesse de fil de la torche MAG2,  $v_{fil2}$ , sur la formation de porosités a ensuite été étudiée. La Figure VI-30 présente des macrographies de cordons hybrides pour différentes vitesses de fil  $v_{fil2}$ . Des porosités sont visibles dans les trois cas, on en déduit que la vitesse de fil de la

deuxième torche MAG a un effet négligeable sur ce phénomène. Cependant, l'utilisation du courant lisse semble limiter légèrement la taille des porosités par rapport au courant pulsé.

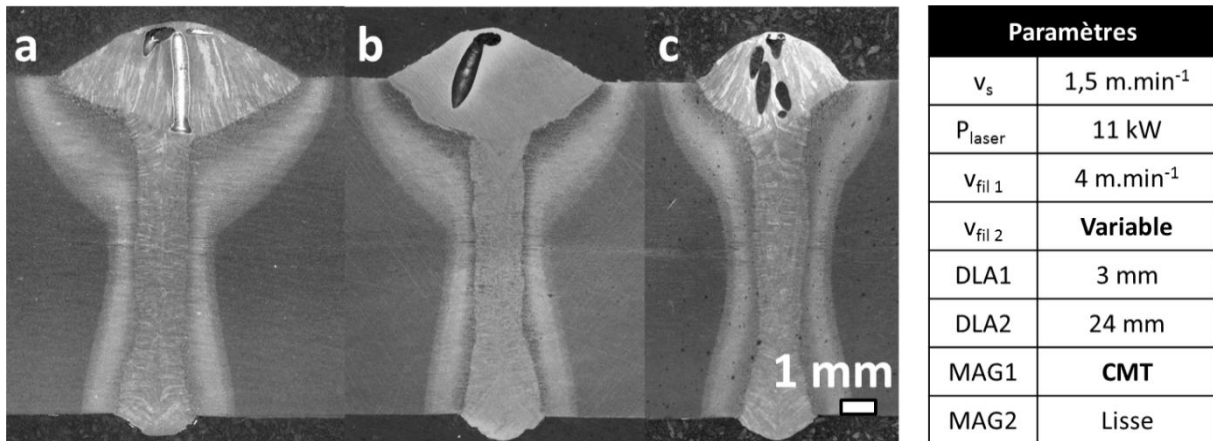


Figure VI-30 Macrographies de cordons hybrides bicathodes avec utilisation du régime CMT pour la torche MAG1 et différentes vitesse de fil :  $v_{fil2} = 8\text{ m.min}^{-1}$  (a),  $v_{fil2} = 6\text{ m.min}^{-1}$  (b),  $v_{fil2} = 4\text{ m.min}^{-1}$  (c)

### Variation de la DLA1

La Figure VI-31 présente des macrographies de cordons hybrides bicathodes avec utilisation du régime CMT pour la première torche et des DLA1 de 0 mm, 5 mm et 7 mm. On remarque ici qu'une augmentation de la DLA2 de 3 mm à 5 mm permet de réduire le nombre et la taille des porosités mais qu'elles restent présentes. Pour une DLA1 de 7 mm, les porosités disparaissent totalement. Plus étonnant, pour un positionnement du fil MAG1 à l'aplomb du laser (DLA1 = 0 mm) aucune porosité n'est visible.

On déduit de ces observations que la création de porosités en soudage hybride bicathodes est bien due à une mauvaise interaction entre la torche MAG1 et le laser lorsqu'elle est en régime CMT et que la DLA1 défavorable est d'environ 3 mm à 5 mm. Une augmentation de la DLA permet de supprimer les porosités dans le cordon hybride bicathodes avec régime CMT pour la torche MAG1.

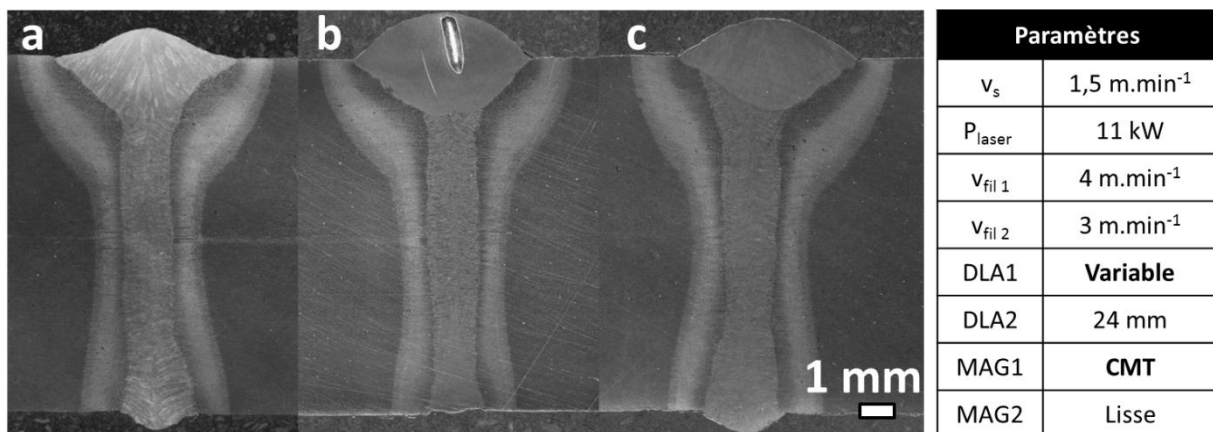


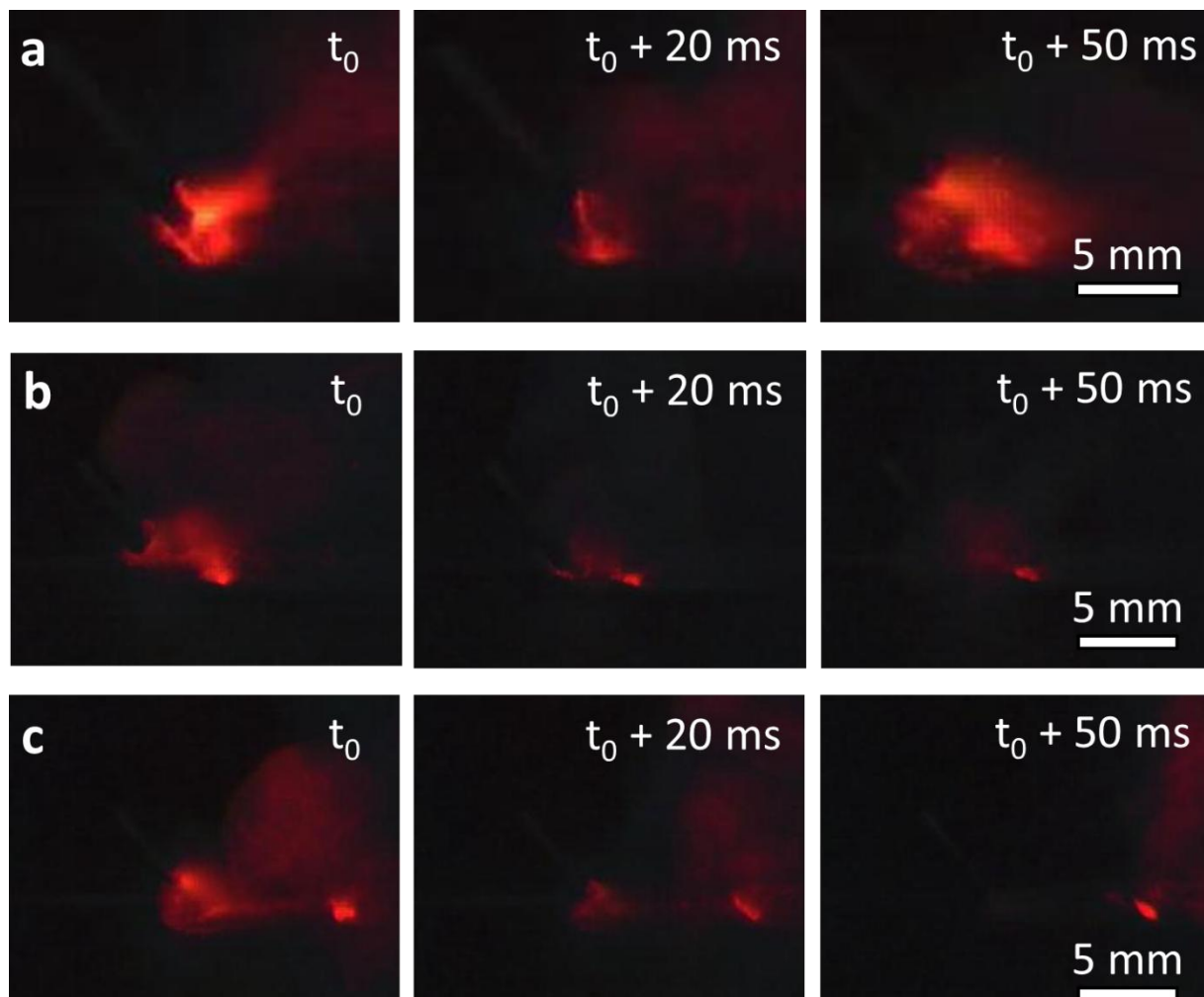
Figure VI-31 : Macrographies de cordons hybrides bicathodes avec utilisation du régime CMT pour la torche MAG1 et différentes DLA1 : DLA1 = 0 mm (a), DLA1 = 5 mm (b) et DLA1 = 7 mm (c)

L'observation des images issues des vidéos haute-vitesse permet de mieux comprendre le comportement du bain lors du soudage lorsque la DLA1 varie :

La Figure VI-32a, pour une DLA1 de 0 mm montre que le laser fond le bout du fil avant le court-circuit. L'apport de métal fondu est continu durant le « temps froid », soit lors du court-circuit ( $t_0 + 20$  ms). On a une perte du rendement laser mais le métal fondu est apporté de manière douce et ne perturbe pas le keyhole.

Pour une DLA1 de 3 mm (Figure VI-32b), le fil est proche du keyhole. Il est possible que sous la surface du bain fondu, le métal d'apport vienne perturber le keyhole ce qui pourrait expliquer la création de porosités.

Enfin pour une DLA1 de 7 mm (Figure VI-32c), le métal d'apport est suffisamment loin du keyhole pour ne pas le perturber et éviter la formation de porosités. Il est cependant assez près pour former un bain de fusion commun avec le laser et participer à la pénétration.



### Variation de la puissance laser

La formation des porosités étant liée à une mauvaise interaction entre la torche MAG 1 et le laser, la puissance laser a été modifiée pour voir si cela permettrait de supprimer les porosités. Les macrographies des cordons hybrides MAG-laser-MAG avec une puissance laser de 12 kW et de 9 kW

sont présentées en Figure VI-33. Pour une puissance laser plus faible que lors des essais précédents (soit inférieure à 11 kW), les porosités restent présentes mais la taille de ces porosités est faible (Figure VI-33b). Au contraire, l'augmentation de la puissance laser permet de supprimer totalement les porosités (Figure VI-33a).

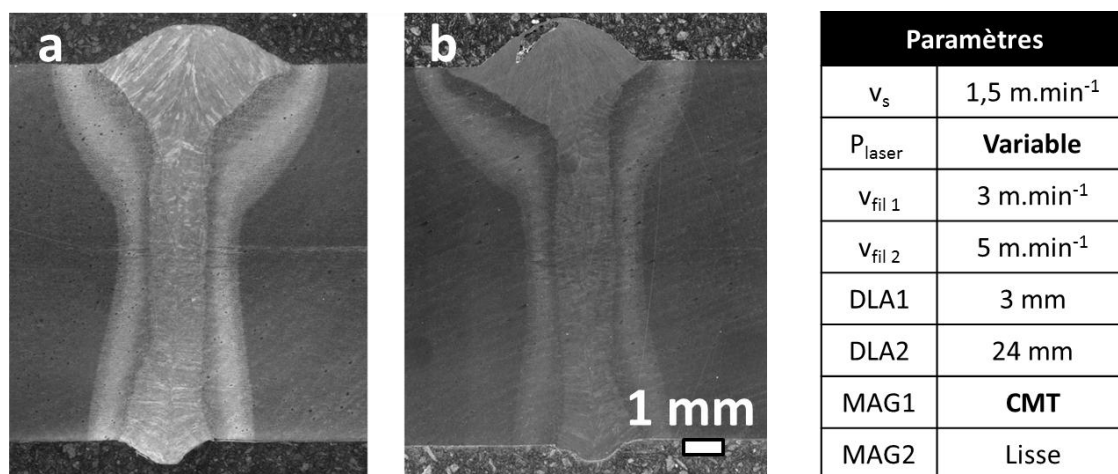


Figure VI-33 : Macrographies de cordons hybrides bicathodes avec utilisation du régime CMT pour la torche MAG1 et différentes puissances laser :  $P_{laser} = 12\text{ kW}$  (a),  $P_{laser} = 9\text{ kW}$  (b),

#### 6.2.4. Synthèse de l'étude sur la création de porosités

Lorsque le régime CMT est employé sur la torche MAG, on observe quasi systématiquement des porosités dans les cordons produits. L'influence de différents paramètres sur la création de porosités a été étudiée. Les résultats obtenus sont résumés dans le Tableau VI-1.

$v_{fil1}$ (MAG1 lisse)	$\leq 5\text{ m.min}^{-1}$	$> 5\text{ m.min}^{-1}$	
	OK	Dropping (pas de porosités)	
$v_{fil1}$ (MAG1 CMT ou pulsé)	$\leq 5\text{ m.min}^{-1}$ (4 m.min <sup>-1</sup> en pulsé)	$> 5\text{ m.min}^{-1}$ (4 m.min <sup>-1</sup> en pulsé)	
	Porosités	Porosités et dropping	
$v_{fil2}$ et régime d'arc MAG2	$v_{fil2}$ sans influence mais porosités plus importantes en régime pulsé (MAG2)		
DLA1 (avec MAG1 CMT et MAG2 lisse)	0mm	3 mm et 5 mm	7 mm
	Pas de porosités	Porosités	Pas de porosités
DLA2 (avec MAG1 CMT et MAG2 pulsé)	22 mm	24 mm	26 et 28 mm
	Petites porosités mais dropping	Porosités moyennes	Grosses porosités
$P_{Laser}$	9 kW et 11 kW	12 kW	
	Porosités	Pas de porosités	

Tableau VI-1 : Résumé des résultats de l'étude paramétrique sur la création de porosités en soudage hybride bicathodes avec utilisation du régime CMT pour la torche MAG1

D'après cette étude, les porosités apparaissent pour les fortes vitesses de fil  $v_{fil1}$  en régime lisse pour la torche MAG1 et quelle que soit la vitesse de fil en régime CMT et en régime pulsé. Elles

apparaissent pour une DLA1 intermédiaire (entre 3 mm et 5 mm) et peuvent être supprimées par l'augmentation de la puissance laser. On peut donc supposer que la source du gaz produit dans le bain est une mauvaise interaction entre la torche MAG1 et le laser (piégeage des vapeurs métalliques issues du keyhole laser).

La vitesse de fil  $v_{fil2}$  et le régime d'arc de la deuxième torche ont peu d'influence sur la création des porosités. Cependant, les porosités sont observées dans la partie MAG2 de la ZF et le problème apparaît pour une DLA2 égale à la longueur du bain en monocathode (pour des paramètres similaires). Comme il n'y a pas de porosités en soudage monocathode, on suppose donc qu'il y a un problème de dégazage à la jonction entre les deux bains (MAG1-laser et MAG2).

### 6.2.5. Discussion

A partir du faisceau d'indices fourni par l'étude paramétrique, il est possible d'émettre quelques hypothèses sur les causes de la création de porosités en soudage hybride bicathodes.

Premièrement, l'hypothèse la plus probable est que des bulles de gaz sont également créées en soudage hybride monocathode mais que le gaz dispose d'assez de temps pour s'échapper du bain avant que celui-ci ne se solidifie (Figure VI-34a).

Dans le cas du soudage hybride bicathodes avec courant lisse (torche MAG1), on suppose que la situation est similaire au soudage hybride laser-MAG monocathode. Le gaz se crée au niveau du keyhole mais le bain est assez fluide pour permettre un dégazage rapide avant la solidification, du fait du régime chaud lié à l'utilisation du courant lisse (Figure VI-34b). La torche MAG 2 vient refondre un bain de fusion à la limite de la solidification et le cordon obtenu est exempt de porosités.

Lorsque les régimes CMT ou pulsé sont utilisés sur la torche MAG1, l'application de la chaleur se déroule selon une alternance de temps chaud et de temps froid. Le bain de fusion est ainsi moins chaud et plus visqueux qu'en courant lisse, ce qui rend plus difficile le dégazage.

Dans le cas d'une forte DLA2, le métal apporté par la deuxième torche MAG crée un bourrelet de matière qui vient piéger le gaz qui essaie de s'échapper en queue du premier bain de fusion. Le gaz est entraîné dans le deuxième bain de fusion. Celui-ci se solidifie avant que le dégazage ne soit complet. Ceci explique la création de porosités dans la partie MAG des cordons hybrides bicathodes (Figure VI-34c).

Lorsque la DLA2 est faible, les bains de fusion créés par le couple MAG1-laser et la torche MAG2 sont communs. Les bulles de gaz peuvent continuer leur mouvement vers la surface du bain de fusion, ce qui explique que le dégazage est meilleur dans ce cas. On remarque cependant que les bulles peuvent être entraînées vers le bas de la partie MAG lors du passage de la torche MAG2, et provoquer tout de même la création de porosités. On notera par ailleurs que le volume du bain de fusion est important dans cette configuration. Le bain pouvant difficilement être maintenu en place ce qui provoque le dropping.

Il conviendrait de confirmer ces hypothèses par des essais instrumentés afin de mieux appréhender les causes de la création de ces porosités. L'utilisation de l'imagerie RX en cours de soudage [179] ou une analyse chimique des parois des porosités est par exemple envisageable pour déterminer l'origine des gaz créés.



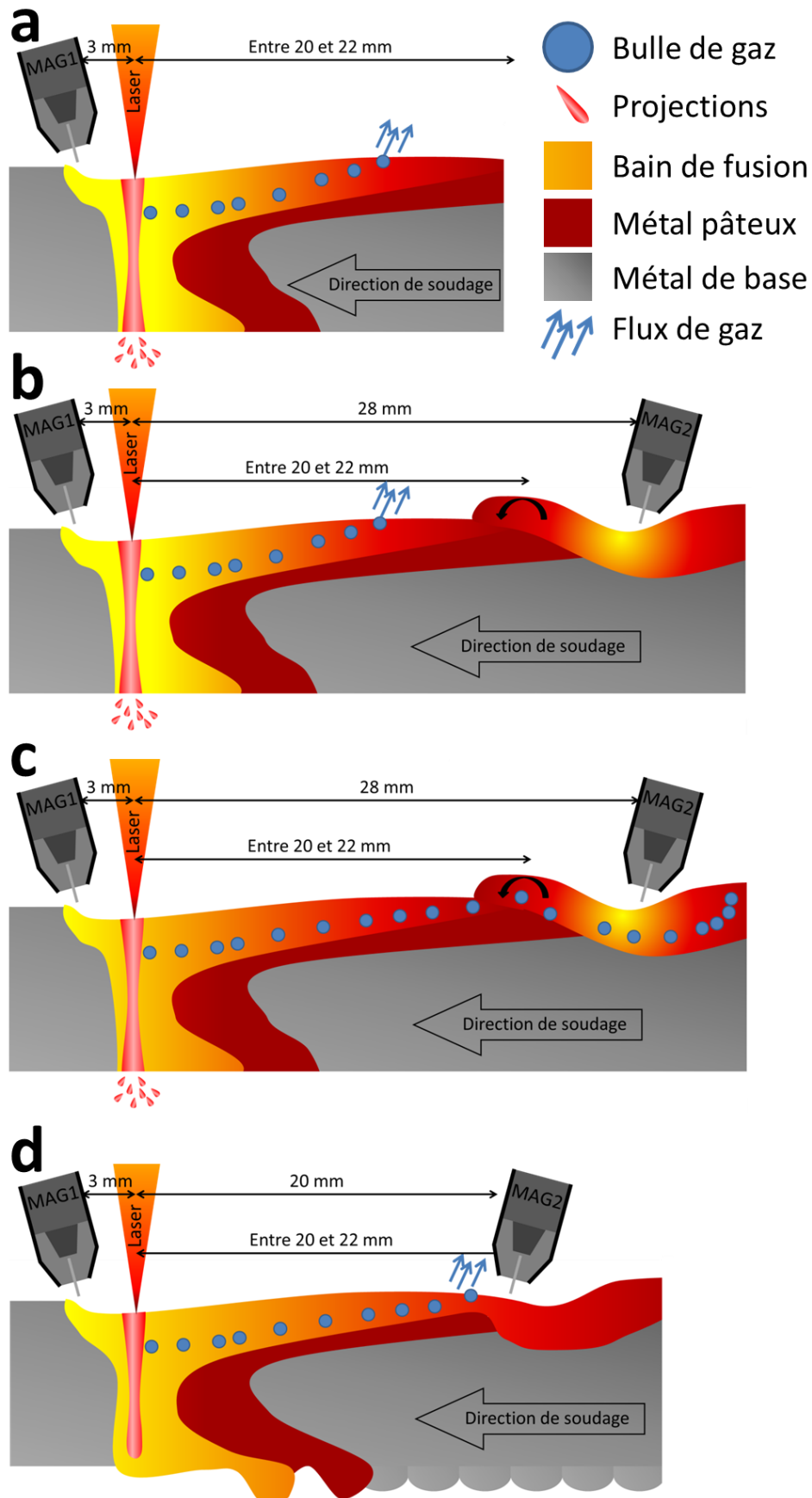


Figure VI-34 : Schéma de coupes longitudinales de cordons de soudage hybride monocathode (a), bicathodes avec courant lisse pour la torche MAG1 (b), bicathodes avec régime CMT pour la torche MAG1 et grande DLA 2 (c) et bicathodes avec régime CMT pour la torche MAG1 et petite DLA 2. Les flèches bleues symbolisent le dégazage.

### 6.3. Essais de soudage hybride bicathodes à 3 m.min<sup>-1</sup>

Un cordon hybride bicathodes MAG-laser-MAG supplémentaire a été réalisé sur des tôles de 200 mm × 500 mm × 10 mm à une vitesse de soudage 3 m.min<sup>-1</sup> avec utilisation de paramètres optimaux (courant lisse sur la première torche MAG) pour tester la robustesse du procédé. La Figure VI-35 présente les vues endroit et envers de ce cordon produit. L'aspect endroit est satisfaisant même si un léger humping est observable. On pourrait améliorer l'aspect endroit du cordon par l'augmentation de la vitesse de fil  $v_{fil2}$  ici fixée à 7 m.min<sup>-1</sup>. En envers, le cordon est très fin et le bombé est régulier. On voit donc qu'en termes de qualité de cordon à forte vitesse de soudage, le procédé hybride bicathodes MAG-laser-MAG est très prometteur pour souder des tôles d'acier S460ML de 10 mm d'épaisseur en monopasse. Les gains en productivité sont considérables. A titre de comparaison, pour une vitesse de soudage de 3 m.min<sup>-1</sup>, on est proche de multiplier par 10 la vitesse d'avance utilisée en soudage sous flux.

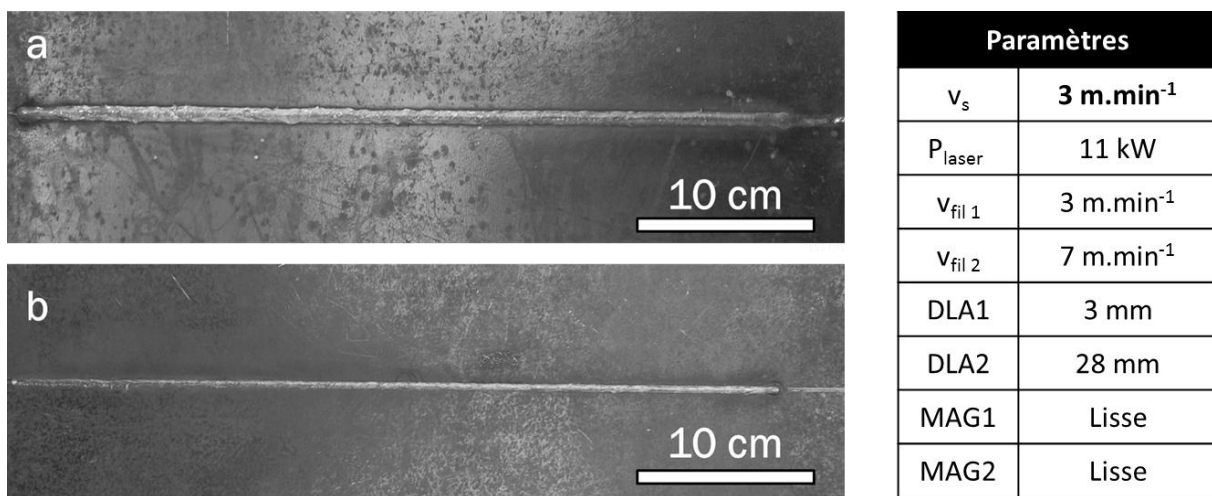


Figure VI-35 : Vues endroit (a) et envers (b) du cordon hybride bicathodes MAG-laser-MAG produit à forte vitesse de soudage

### 6.4. Conclusion

Avec des paramètres appropriés, le soudage hybride bicathodes MAG-laser-MAG permet de produire des cordons de bonne qualité sur l'acier S460ML. Ces cordons sont exempts de défauts internes (porosités ou fissures) et de caniveaux. La présence de la deuxième torche MAG permet de contrôler la descente en température et de faire disparaître la zone de trempé observée en soudage hybride monocathode. Ainsi, la dureté maximale des cordons hybrides bicathodes sur acier S460ML est de 320 HV1, la martensite est inexistante en ZAT et la largeur de cette ZAT reste toutefois similaire à celle d'un cordon hybride monocathode. On supprime ici tout risque de fragilisation en ZAT ou de fissuration à froid. De plus, la différence de dureté entre le métal de base et le cordon est très limitée ce qui est intéressant pour améliorer les propriétés en fatigue, d'autant plus que les rayons de raccordement des cordons hybrides bicathodes sont excellents et qu'il est possible d'éviter la formation de caniveaux.

Les paramètres liés à la torche MAG 2 contrôlent l'aspect endroit du cordon alors que les paramètres liés au couple torche MAG1-laser contrôlent l'aspect envers.

Pour obtenir un procédé hybride bicathodes stable en configuration MAG-laser-MAG, la deuxième torche doit donc être placée à une distance élevée du laser pour éviter la mise en commun des bains de fusion et ne pas provoquer de dropping. Cependant cette distance doit rester faible pour conserver une ZAT commune. La vitesse de fil  $v_{fil2}$  doit également être élevée pour éviter le humping. Le régime d'arc choisi pour la torche MAG2 a quant à lui peu d'influence sur la qualité du cordon.

L'utilisation du courant lisse et d'une faible vitesse de fil  $v_{fil1}$  permet d'obtenir des envers de cordons bien lisses et des cordons sans défaut. Cependant, une présence importante de porosités a été observée pour les fortes vitesses de fil  $v_{fil1}$  mais également lorsque les régimes pulsé et CMT sont utilisés sur la première torche MAG. Une étude paramétrique ainsi que l'utilisation de l'imagerie haute vitesse ont permis de mieux comprendre les causes de la création de ces porosités et de proposer une explication au phénomène. De plus, des solutions concrètes ont été proposées. La plus simple est de proscrire les régimes CMT et pulsé pour la torche MAG1 afin de s'assurer qu'il n'y ait pas de porosités. Sinon on peut conseiller :

- une augmentation de la DLA1 ou un placement du fil MAG1 à l'aplomb du laser,
- une réduction de la DLA2 au maximum sans qu'il y ait de dropping,
- une augmentation de la puissance laser.

Le procédé hybride bicathodes est donc une alternative intéressante au soudage hybride laser-MAG monocathode s'il est bien maîtrisé. La réduction de la dureté en ZAT et le bon contrôle de l'aspect du cordon envers et endroit sont notamment des points très positifs pouvant être des avantages considérables dans l'industrie. On notera également qu'une augmentation de la vitesse de soudage jusqu'à  $3 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  est envisageable, à condition d'avoir une source laser de puissance suffisante. Ceci qui peut mener à des gains considérables de productivité. Le procédé hybride MAG-laser-MAG bicathodes reste toutefois peu étudié à l'heure actuelle et il convient d'étendre les connaissances sur le sujet avant d'envisager une implantation dans l'industrie.

# Chapitre 7 : Simulation numérique du soudage hybride laser-MAG

L'un des fils conducteurs du projet MAPEPAS concerne la simulation numérique du soudage. Une partie des travaux de thèse a, en effet, été consacrée à la simulation numérique du soudage hybride laser-MAG. Ce procédé de soudage étant innovant et complexe, il était compliqué de mener de front la large étude expérimentale présentée précédemment et la construction d'un modèle multi physique complet (très gourmand en temps de développement et temps de calcul). Cependant, il y a un intérêt à obtenir des champs thermiques au sein de la pièce par simulation numérique. Ils sont en effet difficilement mesurables expérimentalement en tout point du matériau. Certaines techniques existent, comme des techniques intrusives par thermocouples, ou non intrusives, par pyrométrie ou caméra thermique, mais elles sont encore très difficiles à mettre au point, compte tenu des niveaux de température et gradients thermiques très élevés. Ces cycles thermiques sont pourtant fondamentaux, puisqu'ils gouvernent à la fois les transformations métallurgiques et les déformations et contraintes mécaniques induites par le procédé de soudage. La connaissance des cycles thermiques aura donc un double intérêt :

- La prédiction de l'évolution de la microstructure
- Le calcul des déformations et contraintes résiduelles.

Le choix a donc été fait de développer un modèle thermique purement conductif, sans modéliser les phénomènes complexes hydrodynamiques au sein du bain liquide. Le développement de ce modèle s'est basé sur les travaux de thèse d'Emilie Le Guen [50] qui portaient sur l'étude de soudage hybride laser-MAG d'un acier S355. Ce modèle a donc été adapté pour l'acier S460ML. Contrairement aux travaux de Le Guen, les pertes par évaporation ont été prises en compte. De plus, la validation expérimentale s'est également accompagnée d'une comparaison à la fois des formes de ZF et de ZAT ainsi que d'une comparaison des cycles thermiques calculés et mesurés.

Ce chapitre présentera dans un premier temps, un bref état de l'art sur la simulation numérique du soudage pour les procédés MAG, laser et hybride laser-MAG. S'en suivra la présentation du modèle, de quelques résultats de simulation MAG et hybride avec une comparaison des résultats expérimentaux et une discussion autour des résultats obtenus.

## 7.1. Bibliographie sur la simulation numérique du soudage

L'objectif ici n'est pas d'établir un panorama complet des études passées sur la simulation numérique du soudage mais de mettre l'accent sur les travaux permettant une meilleure compréhension de notre problématique. Les travaux concernant la simulation numérique du soudage MAG seront donc, dans un premier temps, abordés puis l'on traitera des travaux sur la simulation du soudage laser. Enfin, des exemples de simulations numériques du soudage hybride laser-MAG ainsi que des mesures complémentaires permettant de fournir des données à la simulation seront présentés.

### **7.1.1. Simulation numérique du soudage MIG-MAG**

Les phénomènes à prendre en compte pour simuler le soudage MIG-MAG sont multiples (formation, détachement, transfert des gouttes, génération et évolution du plasma d'arc, mécanique des fluides, forme du bain, stabilité du bain de fusion...). De nombreux travaux portent spécifiquement sur la modélisation du soudage MIG-MAG notamment en 2D statique [180–185] et 3D mobile [186–189]. On citera notamment les travaux d'Ushio qui a développé un modèle thermohydraulique 3D assez complet en régime quasi stationnaire pour simuler la géométrie de la zone fondue d'un cordon à plat. L'apport de matière, des forces de flottabilité, des forces électromagnétiques et de l'effet Marangoni sont pris en compte dans ce modèle [188]. Les calculs du bombé et de la déformation de surface donnent des résultats proches des données expérimentales.

Kumar et DebRoy ont développé un modèle tridimensionnel purement thermique pour simuler un cordon MIG-MAG en angle. Pour rendre compte de la modification de la distribution énergétique induite par les écoulements, une conductivité isotrope artificielle a notamment dû être utilisée pour simuler la forme du cordon (facteur multiplicatif de 12) [190]. Kumar a également développé un modèle thermohydraulique quasi-stationnaire en prenant en compte la mécanique des fluides [191]. Il utilise les méthodes inverses pour déterminer le rendement d'arc, la conductivité thermique effective et la viscosité effective. Il déduit de ces travaux que, parmi ces trois paramètres, la géométrie de la zone fondue est principalement gouvernée par le rendement d'arc et la conductivité effective.

Cao a développé un modèle numérique complet tridimensionnel thermohydraulique en régime transitoire avec prise en compte des forces électromagnétiques, des forces de flottabilité et effet Marangoni [187]. La chute des gouttes dans le bain fondu est également simulée par son modèle. Il montre ainsi que l'énergie cinétique des gouttes est la principale force responsable de la pénétration en régime de pulvérisation axiale.

Pour l'ensemble des modèles cités précédemment, les résultats de simulation sont comparés à des coupes macrographiques transversales, la longueur du bain de fusion n'est donc pas validée expérimentalement.

Un modèle bi et tridimensionnel purement thermique en régime quasi stationnaire a été développé par Wahab pour simuler le soudage MIG-MAG [192]. Ici la longueur, la largeur et la profondeur du bain de fusion ont pu être validées par de nombreuses comparaisons avec l'expérience grâce à un système de ressort permettant l'éjection du bain fondu après arrêt de la soudure. La conductivité a dû être multipliée par 5 à 10 dans ce modèle purement thermique afin de reproduire les longueurs de bords mesurées expérimentalement.

### **7.1.2. Simulation numérique du soudage laser keyhole**

Pour produire un modèle complet du soudage laser, de nombreux phénomènes sont à prendre en considération (formation du capillaire de vapeur, vaporisation du métal, absorption de Fresnel et réflexions du laser sur les parois du capillaire, mécanique des fluides dans le bain et dans la phase vapeur...). On citera les modélisations effectuées sur la génération du plasma et de la plume [193–196], et l'absorption de l'énergie laser ainsi que la génération, la croissance et l'effondrement du capillaire [143,197–202] et l'hydrodynamique dans le bain fondu [203–206]. De

nombreuses études ont également traité l'influence des paramètres opératoires sur la géométrie et la qualité du cordon [207–209].

La simulation numérique peut également être utilisée pour prévoir la formation de défauts. Un autre modèle assez complet de simulation numérique du soudage laser, prenant en compte la plupart des phénomènes présentés ci-dessus a été développé par Zhou et al. Ces travaux ont porté sur la stabilité du keyhole et la prévention de la formation de porosités [210]. Récemment, Courtois a travaillé sur un modèle 2D axisymétrique permettant également de calculer la stabilité du capillaire pour prévoir l'apparition de porosités (Figure VII-1) [211].

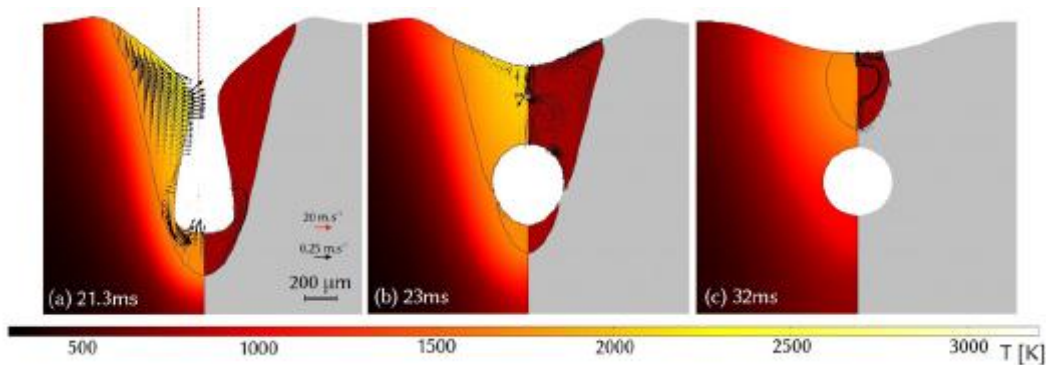


Figure VII-1 : Formation de porosité durant l'effondrement du bain liquide lors de l'arrêt du laser (20 ms de chauffage, 32 ms de refroidissement) [211]

On peut citer les travaux de Wang, ayant développé un modèle tridimensionnel thermohydraulique, prenant en compte les tensions de surface avec un écoulement turbulent dans le bain [212]. Il a montré que la différence de pression entre les faces avant et arrière du keyhole permettait à celui-ci de rester ouvert avec apparition de mouvements de métal fondu vers l'arrière du bain (Figure VII-2). Pour ce modèle, la température des parois du keyhole est supposée égale à la température d'évaporation.

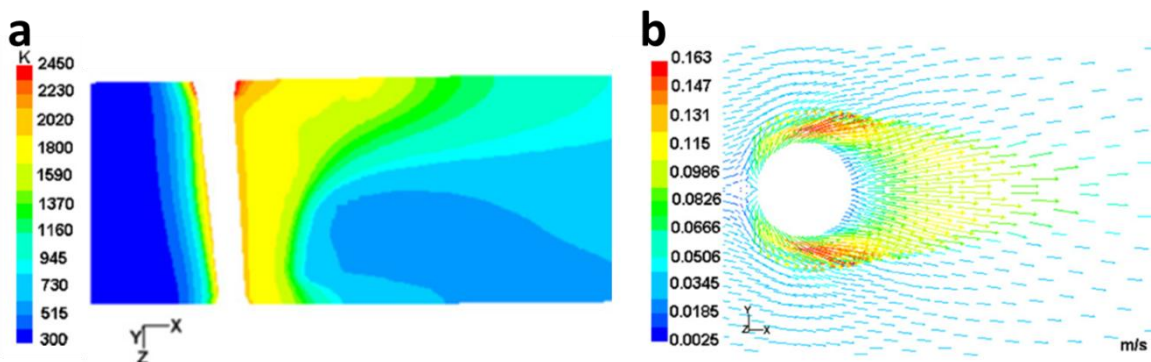


Figure VII-2 : Calculs de la distribution de température vue de côté (a) et de la distribution de vitesse à la surface de la pièce (b) en soudage laser keyhole [212]

Abderrazak et Lankalapalli ont utilisé une approche 2D purement thermique en considérant que le capillaire est un cylindre dont la température de paroi est égale ou légèrement supérieure à la température d'évaporation [201,213]. On considère dans ce cas le diamètre du cylindre égal au diamètre du faisceau laser au point de focalisation et on ajuste la longueur pour que l'intégrale du flux de chaleur traversant cette paroi corresponde à la puissance laser absorbée. Les comparaisons

avec l'expérience confirment que ces hypothèses permettent de simuler une bonne forme du cordon (largeur et pénétration) en mode laser keyhole sans forme en tête de clou.

### 7.1.3. Simulation numérique du soudage hybride laser-MAG

Avec l'évolution des technologies, des modèles numériques complets du procédé hybride laser-MIG/MAG commencent à être proposés pour optimiser les paramètres clés et réduire ou éliminer les éventuels défauts de soudage. En 2011, Rao produit un état de l'art des récentes avancées en modélisation du soudage hybride laser-MAG [214]. La formation du bain et les mouvements du métal fondu ont pu être simulés par de nombreux modèles numériques grâce à l'introduction du suivi des interfaces mobiles par la méthode VOF (Volume Of Fluid) [215,216]. On citera notamment les travaux de Zhou qui a développé un modèle quasi-statique tridimensionnel permettant de prédire la forme du bain, la distribution de température, la formation du keyhole et l'effet de l'impact des gouttes sur le bain de fusion (Figure VII-3) [217].

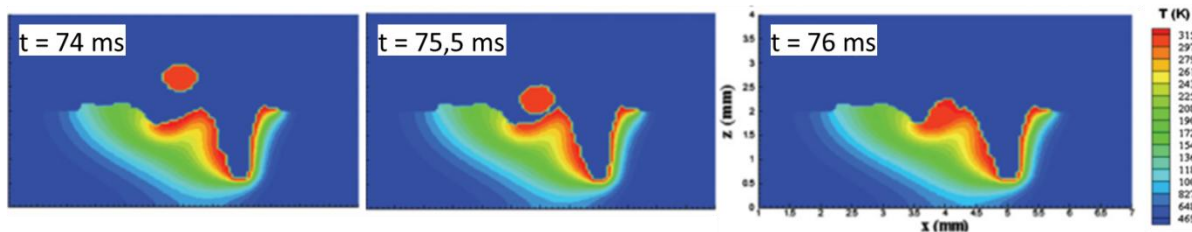


Figure VII-3 : Calcul de l'effet de l'impact des gouttes sur le bain de fusion et la distribution de température [217]

Les moyens de calcul et les temps de résolution nécessaires pour résoudre de tels modèles sont actuellement peu adaptés à l'utilisation industrielle même si les progrès au niveau des moyens de calcul actuels sont importants. Généralement, la modélisation 3D du soudage hybride nécessite la connaissance de la géométrie du bombé et de la déformation du bain liquide sous l'effet de la pression d'arc qui sont rarement prises en compte [128,218,219]. De plus, la validation par des résultats expérimentaux est assez rare [216,217].

#### Simulation numérique du soudage hybride par utilisation de la méthode des sources équivalentes

Au vu des nombreux phénomènes physiques à prendre en considération, un modèle complet de simulation du soudage hybride est très gourmand en temps de calcul. Une alternative consiste à ne modéliser qu'un nombre limité de phénomènes. Ainsi, les phénomènes hydrodynamiques complexes au sein du bain liquide ne sont pas modélisés directement. Une méthode de type sources équivalentes peut alors être utilisée [220–222]. Cette méthode consiste à déterminer la source de chaleur permettant de reproduire la géométrie de la zone de fusion observée expérimentalement.

Parmi les travaux utilisant cette méthode pour le soudage hybride laser-MAG, on peut citer ceux de Bidi qui a utilisé la méthode du plan d'expériences combiné avec modèle 3D quasi-stationnaire purement thermique. La forme de la zone fondue (ZF) et les champs thermiques au sein du matériau en soudage hybride laser-MAG ont ainsi pu être simulés avec un nombre limité d'expériences [223].

Sur le même principe, Koundé a utilisé la combinaison d'une double ellipsoïde et d'une « diaboloid » pour simuler l'apport de chaleur surfacique en soudage hybride laser-MAG. Le modèle 3D est effectué en deux étapes à l'aide de SYSWELD®. Un premier calcul thermo-métallurgique



permet de calculer les formes de ZAT, les cycles thermiques et les évolutions de microstructure à partir du diagramme TRCS. Ces informations servent ensuite à un calcul mécanique pour déterminer les contraintes et déformations [224]. La méthode de la source équivalente a également été employée par Tomashchuk pour simuler la forme de la zone de fusion et observer le comportement thermique en phase solide. Les résultats obtenus sont en accord avec les données expérimentales (macrographies et mesures de températures) [225,226].

#### **7.1.4. Etudes expérimentales**

Le développement de ces modèles numériques doit s'accompagner d'une comparaison avec des données expérimentales afin de valider les résultats numériques. Cependant, il est rare de trouver des confrontations des différentes variables calculées par le modèle, comme les températures ou vitesses au sein du liquide. La comparaison la plus fréquente consiste à comparer la géométrie du bain de fusion. Généralement, celle-ci est déduite de macrographies réalisées sur une coupe transversale de la zone fondue (pénétration, hauteur du bombé, largeur). Plus rarement, un système de traceurs (en poudre ou en fil) peut être utilisé pour fournir une trace du bain fondu sur la coupe longitudinale [29].

Les mesures réalisées sur coupes macrographiques étant souvent insuffisantes, il peut être utile d'instrumenter les essais de soudage afin de fournir des données de comparaison pour la simulation numérique. On retrouve ainsi en soudage hybride laser-MAG l'utilisation de la thermographie infrarouge pour mesurer la température en surface de la pièce et l'imagerie haute vitesse pour observer les mouvements du bain, les gouttes de métal fondu provenant de la torche MAG et l'arc électrique ainsi que les phénomènes liés au keyhole.

La thermographie infra rouge est notamment utilisée pour la mesure des champs de température en surface de la partie solide. Il est par ailleurs conseillé d'effectuer ce type de mesures à l'arrière des plaques à souder dans le cas du soudage à pénétration partielle pour éviter la perturbation de la mesure par les émissions infrarouges de l'arc et de la plume. L'utilisation d'un revêtement à émissivité connue facilite également l'interprétation des mesures. Ces mesures peuvent être utilisées pour valider les cycles de température simulés sans utiliser de thermocouples [227–229].

L'imagerie haute vitesse est utilisée pour observer les mouvements du bain, l'arc et les gouttes de métal fondu provenant de la torche MAG ainsi que les phénomènes liés au keyhole. On citera principalement les travaux de Rémi Fabbro sur le comportement du keyhole et de la ZF en soudage laser et hybride [33,230,231]. Ses observations montrent que l'inclinaison du capillaire et son ouverture augmentent avec la vitesse de soudage pour un capillaire débouchant ou non. Il a également mis en évidence l'évolution de l'hydrodynamique du bain de fusion en fonction de la vitesse de soudage à l'aide d'une caméra rapide [232]. On notera que pour des vitesses de soudage inférieures à  $5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , le capillaire de vapeur est tout à fait vertical mais il est perturbé en raison d'un régime peu stable avec des ouvertures et des fermetures répétitives du capillaire. L'imagerie haute vitesse peut également être utilisée pour mesurer la longueur du bain fondu en cours de soudage [233].

Dans la littérature, des données comme la pression d'arc, la déformation du bain ou l'interaction des gouttes provenant de la torche MIG-MAG avec l'hydrodynamique du bain de fusion sont souvent contradictoires.

Pour les données concernant l'arc, différentes expérimentations ont été menées afin de fournir des données pour la simulation numérique du soudage. On citera notamment les travaux de Niles et Vitooraporn utilisant la calorimétrie à azote ou à eau pour mesurer le rendement d'arc [234,235]. Des valeurs de rendement d'arc de 65% à 90% ont ainsi été mesurées en fonction des paramètres opératoires et de la technique utilisée. Pour Le Guen, le rendement d'arc, évalué par calage entre modèle et expérience, diminue de 70 à 40% en MAG et de 80 à 20% pour le soudage hybride laser-MAG quand la vitesse d'apport de matière et la puissance d'arc augmentent [29].

Peu de données sur la mesure de la pression d'arc sont disponibles dans la littérature. Généralement, on utilise des données issues de travaux sur le soudage TIG transposées au soudage MIG-MAG ou hybride [191,236,237]. Lin et al. ont par exemple mesuré la pression d'arc en TIG sur une plaque de cuivre refroidie (pour éviter la fusion) et reliée à un capteur de pression [238]. La pression d'arc maximale mesurée est comprise entre 1 et 5 MPa en fonction de l'intensité. Les mesures de pression d'arc citées précédemment peuvent également être utilisées pour définir numériquement la déformation de la surface liquide du bain [239]. Une variation brutale de la déformation de surface de 0,4 mm à 3 mm est ainsi mesurée pour une valeur seuil de courant de 260 A. Cette valeur correspond au début du régime de pulvérisation axiale provoquant une augmentation importante de la force d'impact des gouttes provenant du fil MAG. Le Guen a montré que cette déformation augmentait avec la vitesse d'apport de matière et donc avec la puissance de l'arc [29].

## **7.2. Présentation du modèle**

Une modélisation numérique thermique tridimensionnelle simple sans mécanique des fluides avec utilisation de la méthode des sources équivalentes a été choisie pour les procédés de soudage MAG et hybride laser-MAG en position à plat. Ce modèle prédit la forme 3D du bain de fusion et les champs de températures en prenant en compte les déformations du bain fondu sous l'effet de la pression d'arc et de l'impact des gouttes de métal d'apport ainsi que le bombé dû à l'apport de matière par la torche MAG. Ces travaux se situent dans la continuité de la thèse d'Emilie Le Guen [29,233,240–242]. Le logiciel de simulation numérique par résolution des Equations aux Dérivées Partielles, COMSOL Multiphysics® version 4.4 a été utilisé pour le développement des modèles. Ces équations fondamentales permettent de décrire différents problèmes multiphysiques couplés. La déformation de la surface libre du bain fondu est calculée en minimisant l'énergie de surface totale. Les transferts de chaleur induits par l'opération de soudage seront simulés par le logiciel.

### **7.2.1. Formulation du problème**

Pendant le soudage MAG, le métal est chauffé par l'arc électrique et l'énergie apportée par les gouttes de métal fondu. On ne prendra pourtant ici en compte que les phénomènes de conduction thermique car l'étude concerne principalement la simulation de la forme du bain de fusion et des champs thermiques. A forte intensité, la forme en doigt de gant de la ZF est généralement modélisée par un apport de chaleur volumique ou par deux sources surfaciques [239,243]. On ne considèrera ici qu'un régime de transfert par court-circuit par souci de simplification. L'apport de chaleur de la torche MAG (goutte et arc) est ainsi modélisé par une source surfacique pour réduire le nombre d'inconnues. La source de chaleur est considérée de forme gaussienne et de distribution axisymétrique selon l'axe z normal à la pièce. La surface du bain de fusion est déformée sous l'effet

des forces exercées par l'arc et les gouttes de métal fondu. Une distribution gaussienne a été également choisie pour décrire à la fois la pression d'arc et celle des gouttelettes. Cette hypothèse a largement été utilisée dans la littérature [190,236,237].

Pour la partie laser, la chaleur est apportée par un faisceau laser focalisé finement créant un keyhole. Ici la source de chaleur générée par le laser est représentée par un cylindre dont la température des parois est égale à la température de vaporisation de l'acier S460ML. La puissance laser est supposée complètement absorbée par les parois du keyhole. Le diamètre du keyhole est supposé égal au diamètre du laser au point de focalisation soit 600  $\mu\text{m}$  et la profondeur de celui-ci est ajustée pour obtenir la pénétration observée expérimentalement.

Pour la simulation du soudage hybride, la combinaison des procédés MAG et laser crée un bain de fusion commun où les gouttes de métal venant de la torche MAG et le keyhole peuvent interagir. La distance entre le centre de la source gaussienne et la ligne centrale du cylindre représentant le keyhole est égale à la DLA et est fixée à 3 mm.

Les autres hypothèses des modèles sont les suivantes :

- Régime quasi-stationnaire. L'équation de la chaleur est définie dans un repère mobile se déplaçant à la même vitesse que la source de chaleur.
- On ne considère pas les mouvements du fluide dans le bain de fusion mais la conductivité thermique de la phase liquide peut être augmentée artificiellement de manière isotrope ou anisotrope dans l'axe de soudage pour prendre en compte les flux de chaleur convectifs dans le bain de fusion. Cette méthode a été largement employée dans la littérature pour la simulation des bains de fusion en procédé laser [244] et MIG MAG [190,192].
- Les propriétés du matériau sont dépendantes de la température et définies dans le paragraphe correspondant (§7.2.7). On extrapole les propriétés à partir des mesures par une méthode d'interpolation cubique. On suppose les propriétés constantes en dehors de l'intervalle de mesure.
- La chaleur latente de fusion est prise en considération en utilisant la méthode de la chaleur spécifique équivalente.
- On suppose un équilibre statique de la surface supérieure du bain de fusion sous l'effet de la pression d'arc, des tensions de surface et de la gravité. Les effets de la pression dynamique du métal liquide générée notamment par différents moteurs d'écoulement (effet Marangoni, forces électromagnétiques) ne sont pas pris en compte.
- La géométrie du cordon de soudure est supposée symétrique par rapport au plan longitudinal de la soudure. Ainsi, nous ne modélisons que la moitié de la pièce.

Dans ce modèle, les pertes par évaporation sont également prises en compte, contrairement au modèle de Le Guen [50]. En effet, l'étude complémentaire détaillée dans l'annexe 4, montre que la prise en compte de ce phénomène permet, dans notre cas, d'obtenir des températures plus réalistes, ne dépassant pas largement la température d'évaporation. De plus, elle conduit à un meilleur accord des limites de ZF et ZAT. A noter que, dans les travaux de Le Guen, les formes de ZAT calculées par le modèle n'avaient pas été comparées aux macrographies, ne permettant pas ainsi de juger de la validité du champ de température dans la phase solide.

Le présent modèle nécessite la connaissance d'un certain nombre de paramètres difficilement mesurables, comme les paramètres des distributions gaussiennes, le rendement et le coefficient multiplicatif pour la conductivité thermique équivalente. La démarche a donc consisté à ajuster ces différents paramètres de manière à obtenir un bon accord entre expérience et modèle. Des expériences spécifiques ont donc été développées afin d'obtenir suffisamment d'observables pour cette phase de calage. A l'aide de macrographies et de mesures par caméra rapide, il a été possible de mesurer les formes de ZF et de ZAT dans le plan transverse, les longueurs de bain et le déplacement maximal de la surface du bain, comme décrit au chapitre 2.

## 7.2.2. Equation de conservation de l'énergie

L'équation de conservation de l'énergie est définie dans le système cartésien. Cependant, seule la moitié de la pièce est modélisée du fait du plan de symétrie du domaine de calcul défini dans la Figure VII-4. Les dimensions de la pièce modélisées sont plus faibles que les dimensions réelles pour réduire le temps de calcul. La géométrie initiale du modèle 3D est un parallélépipède de dimension  $100 \times 30 \times 10$  mm (longueur  $\times$   $\frac{1}{2}$  largeur  $\times$  épaisseur). Ces dimensions sont choisies pour n'avoir aucune influence sur la taille simulée du bain fondu (Annexe 2). L'équation de conservation de l'énergie peut être définie de la manière suivante dans le repère mobile de la source de chaleur (Equation VII-1) :

$$\rho c_p^{eq} v_s \frac{\partial T}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial x} \left( k_{eq} \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k_{eq} \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k_{eq} \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad \text{(Equation VII-1)}$$

Où  $\rho$  est la masse volumique,  $c_p^{eq}$  est la capacité thermique spécifique équivalente incluant les chaleurs latentes de fusion et d'évaporation,  $k_{eq}$  est la conductivité thermique équivalente,  $v_s$  est la vitesse de soudage selon l'axe  $x$ ,  $T$  est la température, et  $x, y, z$  sont les coordonnées dans le maillage déformé. Le capillaire de vapeur est placé à 3 mm de l'origine, conformément à la DLA choisie expérimentalement.

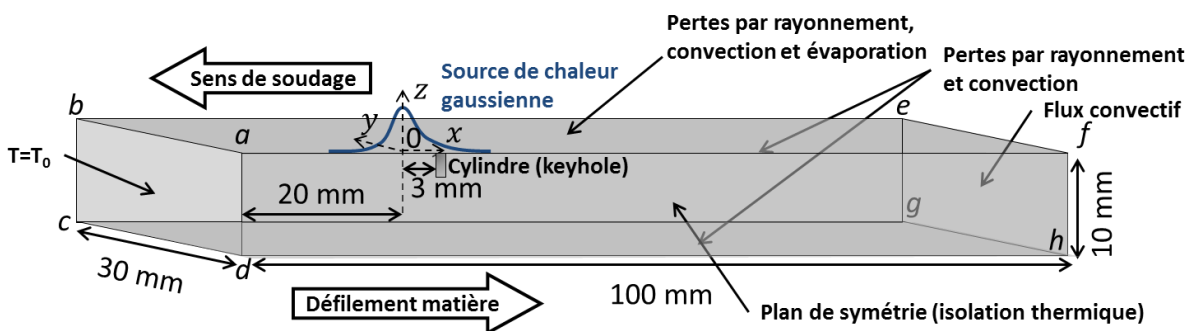


Figure VII-4 : Domaine de simulation et conditions aux limites

## 7.2.3. Conditions aux limites

L'apport de chaleur de distribution gaussienne provenant de l'arc et appliqué en surface de la tôle ( $abef$ ) est défini de la manière suivante (Equation VII-2) en appliquant également des pertes par évaporation :

$$k_{eq} \nabla T \cdot \vec{n} = \frac{\eta UI}{2\pi r_q^2} \exp\left(-\frac{x^2+y^2}{2r_q^2}\right) - \varepsilon \sigma (T^4 - T_0^4) - h(T - T_0) - \left(10^{2,52 + \left(6,121 - \frac{18836}{T}\right) - 0,5 \log_{10}(T)}\right) * L_{\text{évap}}$$

(Equation VII-2)

Où  $\vec{n}$  est le vecteur unitaire externe, normal à la surface supérieure,  $\eta$  est le rendement d'arc,  $U$  est la tension de soudage,  $I$  est l'intensité de soudage,  $r_q$  est le rayon de la distribution gaussienne,  $\varepsilon$  est l'émissivité,  $\sigma$  est la constante de Stefan-Boltzman,  $T_0=293$  K est la température ambiante,  $h$  est le coefficient de transfert convectif et  $L_{\text{évap}} = 659\ 500$  J.kg<sup>-1</sup> est la chaleur latente d'évaporation [29,216]. La mise en équation des pertes par évaporation est détaillée en annexe 4.

On applique une condition d'isolation thermique sur le plan de symétrie (*afhd*). Sur la face avant (*abcd*), la température est fixée à la température ambiante. Sur la face arrière (*efhg*), on applique un flux convectif sortant pour limiter la taille du domaine à simuler :

$$k_{eq} \nabla T \cdot \vec{n} = -\rho c_p^{eq} (T - T_0) \vec{v}_s \cdot \vec{n} \quad \text{(Equation VII-3)}$$

Pour les surfaces restantes (*begc* et *cghd*), on considère des pertes par convection et par radiation avec l'air ambiant avec  $h = 50$  W.m<sup>-2</sup>.K<sup>-1</sup> et  $\varepsilon = 0,9$ . Les pertes par radiation et convection représentant moins de 10% du flux de la source de chaleur, les valeurs des constantes  $\varepsilon$  et  $h$  ont peu d'incidence sur les champs de température (Annexe 4).

#### 7.2.4. Déformation de surface

La démarche adoptée pour traiter la déformation de la surface du bain liquide est analogue à celle proposée par Le Guen [29]. Selon le courant et la tension imposés, la surface du bain de fusion peut présenter des déformations importantes sous l'arc accompagnées par un bombé à l'arrière du bain dû à l'apport de matière. Dans ce cas, la surface du bain fondu a une forme qui doit satisfaire, à l'état stationnaire, une condition d'équilibre entre la tension de surface, la pression hydrostatique et la pression d'arc. Ce problème ayant déjà été résolu par Ushio et Wu, leurs travaux servent de base pour prédire la géométrie de la déformation de la surface du bain dans le cas du soudage MAG [188]. Ce travail est basé sur une approche variationnelle qui consiste à minimiser l'énergie totale du bain de fusion, avec la contrainte que le bain de fusion a un volume constant défini par le débit massique d'apport de matière. L'énergie du bain de fusion prend en compte la variation de l'énergie en surface avec le changement de l'aire correspondant, l'énergie potentielle due à la pesanteur et le travail effectué par la pression d'arc à la surface. Nous avons adapté cette approche pour prédire la déformation de la surface du bain de fusion en soudage MAG en utilisant le logiciel Comsol Multiphysics®. L'énergie totale peut donc être exprimée comme suit :

$$E_t = \iint_s \left( \gamma \left( \sqrt{1 + \phi_x^2 + \phi_y^2} - 1 \right) + \frac{1}{2} \rho g \phi^2 - P_{\text{arc}} \phi \right) dx dy = \iint_s F dx dy \quad \text{(Equation VII-4)}$$

Où  $s$  représente la surface supérieure de la pièce,  $\gamma = 1$  N.m<sup>-1</sup> est la tension de surface du métal fondu,  $\rho = 7000$  kg.m<sup>-3</sup> est la masse volumique du métal fondu et  $P_{\text{arc}}$  est un terme représentant la pression dû à l'arc et aux gouttes de métal.  $\phi$  est la fonction représentant la déformation de la surface du bain de fusion selon l'axe  $z$ . Les indices  $x$  et  $y$  désignent les dérivées par rapport à  $x$  et  $y$ .

En supposant que les masses volumiques du métal d'apport et du bain de fusion sont identiques, la contrainte sur la conservation de la matière apportée s'écrit :

$$\iint_S -\phi dx dy = \iint_S G dx dy = \Delta V_d \quad (\text{Equation VII-5})$$

Où  $V_d$  représente le volume supplémentaire apporté par le métal d'apport provenant de la torche MAG. Si l'on applique le critère d'Euler Lagrange :

$$\frac{\partial}{\partial \phi} (F + \lambda G) - \frac{\partial}{\partial x} \left[ \frac{\partial}{\partial \phi_x} (F + \lambda G) \right] - \frac{\partial}{\partial y} \left[ \frac{\partial}{\partial \phi_y} (F + \lambda G) \right] = 0 \quad (\text{Equation VII-6})$$

Où  $\lambda$  est le multiplicateur de Lagrange.

On en déduit :

$$\frac{\partial}{\partial \phi} (F + \lambda G) = \rho g \phi - P_{arc} - \lambda \quad (\text{Equation VII-7})$$

Et

$$\frac{\partial}{\partial \phi_x} (F + \lambda G) = \gamma \frac{\phi_x}{\sqrt{1 + \phi_x^2 + \phi_y^2}} \quad (\text{Equation VII-8})$$

Et

$$\frac{\partial}{\partial \phi_y} (F + \lambda G) = \gamma \frac{\phi_y}{\sqrt{1 + \phi_x^2 + \phi_y^2}} \quad (\text{Equation VII-9})$$

En substituant les équations VII-8 à 10, dans l'équation VII-7, on obtient :

$$-\frac{\partial}{\partial x} \left( \gamma \frac{\phi_x}{\sqrt{1 + \phi_x^2 + \phi_y^2}} \right) - \frac{\partial}{\partial y} \left( \gamma \frac{\phi_y}{\sqrt{1 + \phi_x^2 + \phi_y^2}} \right) + \rho g \phi = P_{arc} + \lambda \quad (\text{Equation VII-10})$$

Les conditions aux limites associées à l'équation VII-11 sont les suivantes :

- A l'avant du bain de fusion :

$$\phi = z_0 \quad (\text{Equation VII-11})$$

Où  $z_0$  représente la cote de la surface supérieure de la tôle.

- A l'arrière du bain de fusion :

$$\frac{\partial \phi}{\partial x} = 0 \quad (\text{Equation VII-12})$$

On notera que la pression appliquée en surface suit l'équation suivante :

$$P_{arc} = P_{max} \exp \left( -\frac{x^2 + y^2}{2\sigma_p^2} \right) \quad (\text{Equation VII-13})$$

Où  $P_{max}$  est la pression maximale et  $\sigma_p$  est le paramètre de distribution de la pression d'arc. En l'absence de données disponibles dans la littérature pour le procédé de soudage MAG, les valeurs de  $P_{max}$  et  $\sigma_p$  ont été calibrées sur la déformation observée à la surface du bain fondu.

## 7.2.5. Méthode numérique

Le logiciel Comsol Multiphysics® a été utilisé pour développer le modèle. Ce logiciel utilise la méthode des éléments finis pour résoudre des équations à dérivées partielles gouvernant différents phénomènes physiques. Le principe retenu pour la déformation de la surface du bain est de créer un parallélépipède dont les nœuds de la surface supérieure sont déplacés selon le profil de la surface du bain liquide. On modifie le maillage d'un parallélépipède rectangle par la méthode ALE (Arbitrairement Lagrangienne Eulérienne). L'équation de la chaleur est alors résolue dans cette géométrie déformée. Le modèle comprend une partie 2D pour résoudre l'équation correspondant à la déformation de surface (Equation VII-10) et une partie 3D thermique purement conductive pour résoudre l'équation de conservation de l'énergie (Equation VII-1) dans le maillage déformé construit selon la méthode ALE. Pour résoudre l'équation VII-6 dans COMSOL Multiphysics®, nous avons choisi de faire une analogie avec l'équation 2D de Helmholtz qui a pour expression générale :

$$-\nabla \cdot (c\nabla u) + au = f \quad \text{(Equation VII-14)}$$

Où  $u$  représente la variable inconnue et égale à  $\phi$  dans notre cas. On identifie les coefficients de la manière suivante en comparant les équations VII-11 et VII-19 :

$$c = \frac{\gamma}{\sqrt{1+\phi_x^2+\phi_y^2}} \quad \text{(Equation VII-15)}$$

$$a = \rho g \phi \quad \text{(Equation VII-16)}$$

$$f = P_{arc} + \lambda \quad \text{(Equation VII-17)}$$

La valeur du multiplicateur de Lagrange  $\lambda$  est automatiquement calculée par le logiciel Comsol Multiphysics®. Dans notre problème, le multiplicateur de Lagrange est associé à la contrainte liée à la conservation de la masse (Equation VII-5) qui est exprimée comme suit:

$$\int -\phi_s dy = \frac{\pi r_f^2 v_f}{v_s} \quad \text{(Equation VII-18)}$$

Où  $\phi_s$  représente le profil de la surface solidifiée,  $r_f$  et  $v_f$  le rayon et la vitesse de défilement du fil d'apport et  $v_s$  la vitesse de soudage.

Une fois le problème 2D résolu, on génère un volume 3D dont la surface supérieure correspond à cette surface déformée. On implémente ce problème grâce au maillage mobile par la méthode ALE. Le déplacement des nœuds du maillage présents à la surface est défini par la valeur de  $\phi(x, y)$ . L'équation de conservation de l'énergie est alors résolue dans ce maillage déformé. On notera que la déformation de surface est seulement autorisée dans le bain de fusion. Ceci est possible par l'application artificielle d'une très grande tension de surface ( $\gamma = 40000 \text{ N.m}^{-1}$ ) lorsque la température est inférieure à la température de fusion. Les étapes principales de l'algorithme de résolution sont :

1. Pour un champ de température donné, le profil déformé du bain de fusion à l'intérieur de l'isotherme de fusion est calculé en utilisant la méthode variationnelle précédente.



2. Un volume 3D est alors généré dans lequel la surface supérieure coïncide avec le profil de déformation calculée à l'étape 1.
3. Le champ de température est ainsi calculé sur ce volume 3D déformé.
4. L'isotherme de fusion est ensuite comparée à celle utilisée dans l'étape 1, et l'ensemble du processus est itéré jusqu'à ce que la convergence soit obtenue.

### 7.2.6. Maillage

Le maillage le plus adapté à notre modèle a été choisi suite à une étude spécifique présentée en Annexe 3. Ainsi, le maillage utilisé comprend près de 40 000 éléments triangulaires pour la géométrie 2D et 85 000 éléments tétraédriques pour la géométrie 3D. Nous avons raffiné le maillage sur les parois et autour du keyhole et de la source de chaleur gaussienne, ce qui correspond à une zone où les gradients sont les plus importants. Le type d'éléments utilisés pour la géométrie 3D est quadratique. La taille maximale des éléments est de l'ordre de 500  $\mu\text{m}$  dans la zone proche du plan de symétrie et 100  $\mu\text{m}$  autour du keyhole. La Figure VII-5 montre le maillage 3D avant et après déformation.

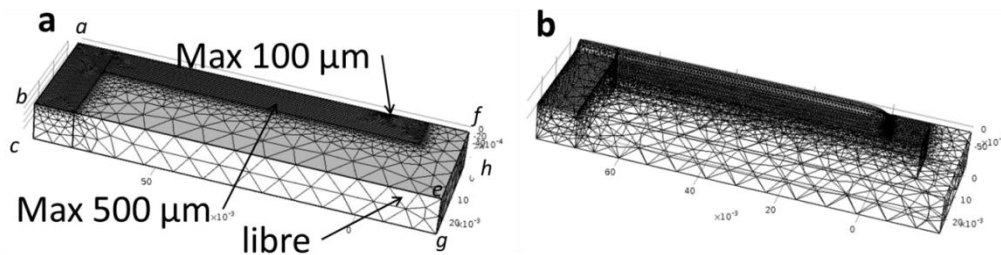


Figure VII-5 : Maillage choisi pour la simulation

### 7.2.7. Propriétés thermophysiques de l'acier S460ML

L'acier S460ML est un acier laminé thermomécaniquement à bas pourcentage de carbone. Les données spécifiques sur les propriétés thermophysiques de ce type de matériaux sont rares dans la littérature. Des mesures de dilatométrie, de diffusivité et de capacité calorifique ont donc été réalisées au laboratoire LIMATB à Lorient dans le but de déterminer la masse volumique, la capacité calorifique et la conductivité thermique de l'acier S460ML en fonction de la température. La méthodologie utilisée est analogue à celle adoptée lors des travaux de Morville [245]. Les mesures sont réalisées entre la température ambiante et 1273,15 K à une vitesse de montée en température de 0,05 K.s<sup>-1</sup>. Chaque mesure a été réalisée sur trois échantillons. Des erreurs de mesure de  $\pm 7\%$  sur la conductivité thermique, de  $\pm 1,5\%$  sur la masse volumique et de  $\pm 6\%$  sur la capacité calorifique ont été estimées. Les mesures sont en bon accord avec les données de la littérature pour des aciers de compositions proches (pauvres en éléments d'alliages) mais ayant subis des traitements thermiques et de mise en forme différents [246–249]. On considérera les données constantes à partir de la dernière valeur mesurée en dehors de l'intervalle de mesure. Les valeurs utilisées pour la simulation numérique du soudage sont présentées sur la Figure VII-6. En phase liquide, la conductivité thermique est fixée à 31 W.m<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>, la masse volumique à 7000 kg.m<sup>-3</sup> et la capacité calorifique à 872 J.kg<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>. Ce sont des valeurs moyennes des données utilisées dans la littérature pour les aciers [29,216,222,250,251]. La conductivité thermique peut être modifiée en phase liquide

de manière isotrope ou anisotrope pour prendre en compte les flux convectifs et ajuster les longueurs de bain pour un accord avec les données expérimentales. On notera que la capacité calorifique équivalente dans ce modèle prend en compte la chaleur latente de fusion et est exprimée selon la formule suivante :

$$c_p^{eq} = c_p + L_f \frac{\exp\left(-\frac{(T-T_{fusion})^2}{\Delta T^2}\right)}{\sqrt{\pi}\Delta T} \quad (\text{Equation VII-19})$$

Où  $c_p$  est la capacité calorifique,  $L_f = 260\,000 \text{ J.kg}^{-1}$  est la chaleur latente de fusion,  $T_{fusion} = 1772 \text{ K}$  est la température de fusion. L'influence des incertitudes de mesures sur les résultats de simulation est présentée en Annexe 5.

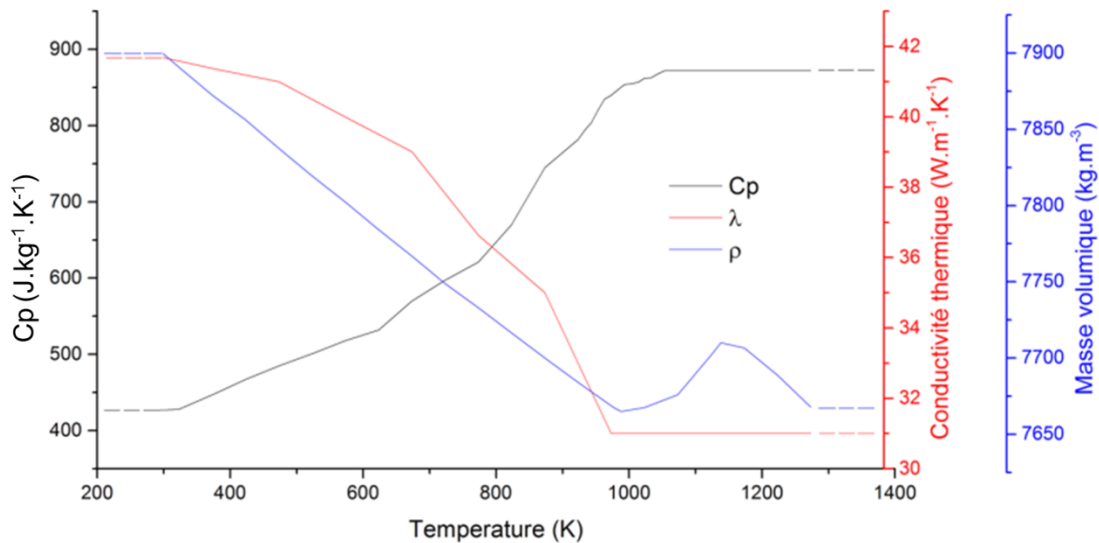


Figure VII-6 : Mesures thermophysiques utilisées pour la simulation numérique du soudage sur acier S460ML

### 7.3. Simulation numérique du soudage MAG

Il a été montré par Le Guen que la modification de la conductivité thermique n'influait pas la largeur et la pénétration et n'agissait que sur la longueur du bain de fusion [29]. Ainsi, les seuls paramètres ayant une influence sur la largeur et la pénétration sont le rendement d'arc  $\eta$  et son rayon de distribution  $r_q$ . Pour le calibrage du déplacement de la surface, seule la pression maximale  $P_{max}$  a été modifiée, le rayon de distribution  $\sigma_p$  a été choisi identique à celui de la puissance d'arc. Pour déterminer chaque variable, nous avons suivi le test de convergence défini dans la thèse de Le Guen. Ainsi, la déformation de la surface est calculée sur le champ thermique adéquat et réciproquement le champ de température est calculé sur la déformation calibrée selon l'algorithme présenté en Figure VII-7. Il convient de noter qu'une étude complémentaire réalisée par Le Guen a permis de vérifier qu'il y a bien unicité du couple « rendement d'arc - rayon » pour une longueur, largeur et pénétration données et que deux observables ne suffisent pas pour assurer l'unicité du couple « rendement d'arc - rayon ». Ainsi, une macrographie seule ne peut permettre de caler ce jeu de paramètres. Elle doit être complétée, par exemple, par la longueur du bain, accessible par caméra rapide ou un arrêt brutal du soudage en pleine tôle.

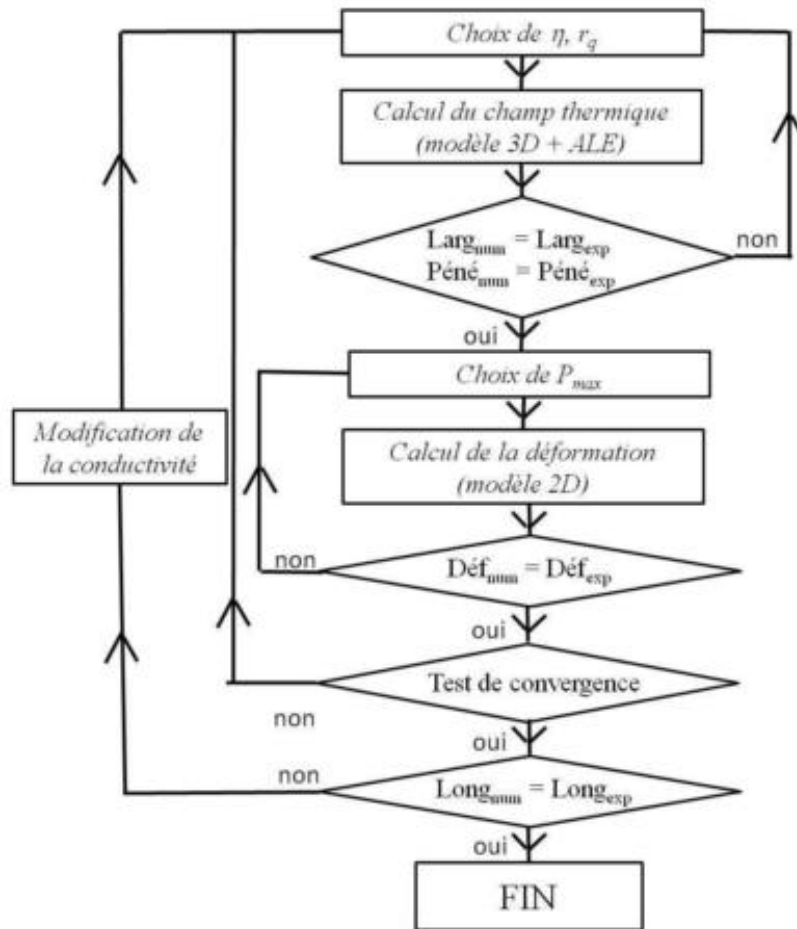


Figure VII-7 : Algorithme de calcul [29]

### 7.3.1. Forme de la ZF

L'influence des paramètres opératoires sur la forme des cordons MAG est étudiée en Annexe 6. La Figure VII-8 présente la forme de la ZF en coupe transversale de deux cordons de soudage MAG produits expérimentalement et par simulation numérique. On voit que la géométrie de la ZF est bien simulée lorsque la forme en doigt de gant est peu ou pas marquée et que le bombé est quasiment hémicyclique.

Les paramètres de simulation sont cohérents avec la bibliographie [29,234,235]. En effet, le rendement est de l'ordre de grandeur des données issues des travaux de Niles, Vitooraporn ou Le Guen. Le rendement diminue quand la puissance d'arc augmente ce qui est en accord avec ces travaux. L'une des hypothèses avancées pour expliquer ce phénomène est l'augmentation des pertes par rayonnement lorsque la puissance d'arc augmente. On remarquera par ailleurs que les rendements calculés ici sont légèrement supérieures à ceux calculés par Le Guen du fait de la prise en compte des pertes par évaporation. Le rayon de distribution  $r_q$  est par ailleurs plus faible que celui calculé par Le Guen (environ 1 mm). Les différences de paramètres opératoires sont détaillées dans l'Annexe 6. La pression maximale sur le bain est également en bon accord avec les données de la bibliographie. Elle est comprise entre 1 et 5 MPa et augmente avec l'augmentation de la vitesse de fil et la diminution de la vitesse de soudage.

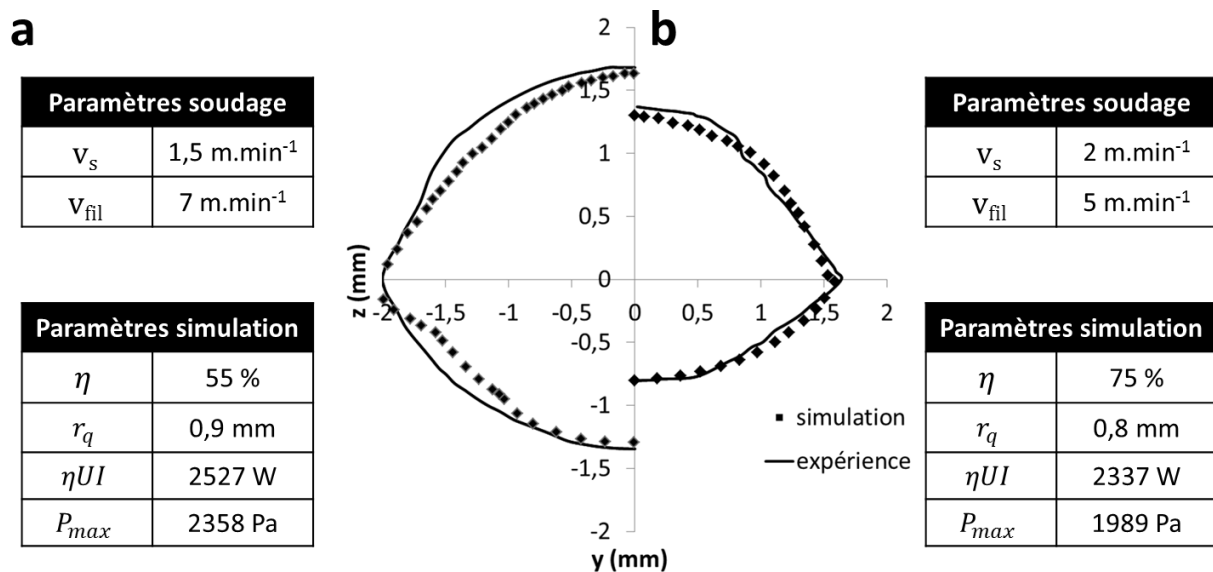


Figure VII-8 : Comparaison de la forme de la ZF de cordons MAG entre les simulations et les macrographies

La caméra haute vitesse et les mesures réalisées sur les retassures de fin de cordons permettent de déterminer expérimentalement la longueur du bain fondu pour valider la géométrie de la simulation. Comme nous l'avons présenté dans les hypothèses du modèle, la conductivité thermique peut être modifiée afin de prendre en compte artificiellement les effets de la convection. Cette technique est largement répandue lorsque des modèles purement conductifs sont utilisés, puisqu'elle évite de résoudre les équations de Navier-Stokes, très exigeantes en moyens de calcul [190,192]. Les cordons simulés étant plus longs que les cordons expérimentaux, il est ici nécessaire de multiplier de manière isotrope la conductivité thermique en phase liquide d'un facteur 1,3 à 2 pour obtenir une bonne correspondance avec les résultats expérimentaux en soudage MAG.

### 7.3.2. Comportement thermique dans la partie solide

La macrographie transversale d'un cordon de soudage produit avec une vitesse de soudage de 1,5 m.min<sup>-1</sup> et une vitesse de fil de 5 m.min<sup>-1</sup> est présentée en Figure VII-9. On notera que le cordon a un bombé légèrement allongé par rapport à la forme théorique en demi-cercle. De ce fait, il n'est pas parfaitement simulé numériquement, le bombé simulé étant inférieur au bombé expérimental (Figure VII-9b). Cependant, la différence entre le bombé expérimental et simulé reste comprise dans l'erreur de mesure de 0,3 mm, déterminée en Annexe 6.

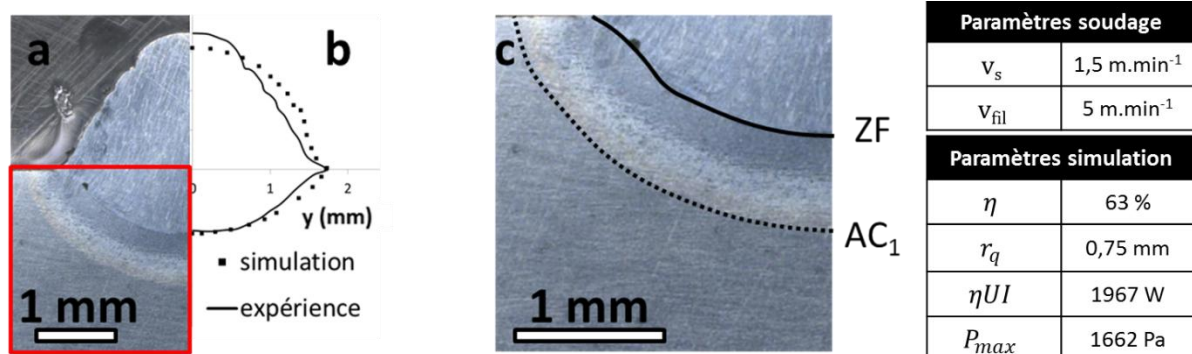
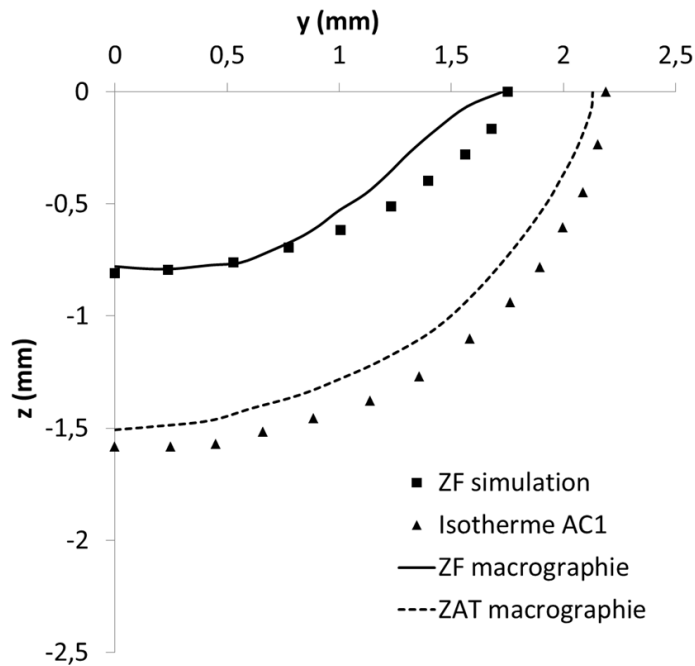


Figure VII-9 : Macrographie transversale d'un cordon MAG (a), comparaison entre la forme des ZF simulées et expérimentales (b) et zoom sur la partie inférieure gauche de la macrographie MAG (c)

Si l'on ne s'intéresse qu'à la partie du cordon ne dépassant pas la température de fusion lors du soudage (que ce soit expérimentalement ou par simulation numérique), on voit sur la Figure VII-9c que l'on peut lier la ZAT à une température maximale atteinte durant le soudage ( $AC_1 = 712\text{ °C}$ ). Une fois la forme de la ZF simulée ajustée, on peut donc voir si le modèle reproduit bien la géométrie de la ZAT en comparant la forme de l'isotherme  $AC_1$  à la macrographie (Figure VII-10). On voit que le modèle permet de simuler de manière satisfaisante la forme de la ZAT même si celle-ci est légèrement surestimée.



Paramètres soudage	
$v_s$	$1,5\text{ m.min}^{-1}$
$v_{\text{fil}}$	$5\text{ m.min}^{-1}$

Paramètres simulation	
$\eta$	63 %
$r_q$	0,75 mm
$\eta UI$	1967 W
$P_{\text{max}}$	1662 Pa

Figure VII-10 : Comparaison de la forme de la ZF et de la ZAT entre simulation et expérience pour un cordon MAG

La Figure VII-11 présente les cycles thermiques expérimentaux et simulés dans l'axe de soudage à 0,5 mm du bord du cordon. La descente en température est bien simulée par le modèle mais la montée est beaucoup plus brutale pour la simulation que pour l'expérience. On voit ici les limites de notre modèle purement conductif et de la mesure par thermographie infrarouge. En effet, ici, en ne prenant pas en compte l'ensemble des phénomènes ayant lieu dans le bain de fusion, il est difficile de reproduire parfaitement l'histoire thermique du matériau. La thermographie infrarouge est pour sa part employée à l'endroit lors du soudage, ce qui n'est pas la configuration conseillée dans la littérature [227]. Le capteur subit les réflexions des rayonnements provenant de l'arc électrique et voit passer des projections dans son champ, ce qui bruite les mesures.

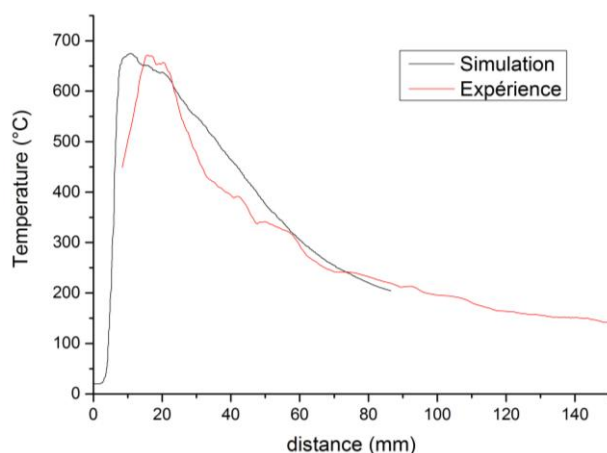


Figure VII-11 : Cycles thermiques expérimentaux et simulés dans l'axe de soudage à 0,5 mm du bord de la ZF d'un cordon MAG

## 7.4. Simulation numérique du soudage hybride laser-MAG

Dans le cas du modèle hybride, l'ajout d'un cylindre dont le diamètre est égal au diamètre du laser au point de focalisation et dont la température des parois est égale à la température d'évaporation permet de simuler l'apport de chaleur dû au laser. Les paramètres à ajuster sont le rendement d'arc  $\eta$ , son rayon de distribution  $r_q$ , la pression maximale  $P_{max}$  et la profondeur du cylindre  $H_{cyl}$ . Le rayon de distribution de la pression d'arc  $\sigma_p$  est toujours identique à celui de l'apport de chaleur dû à l'arc. La Figure VII-12 présente la déformation de la surface simulée en soudage hybride.

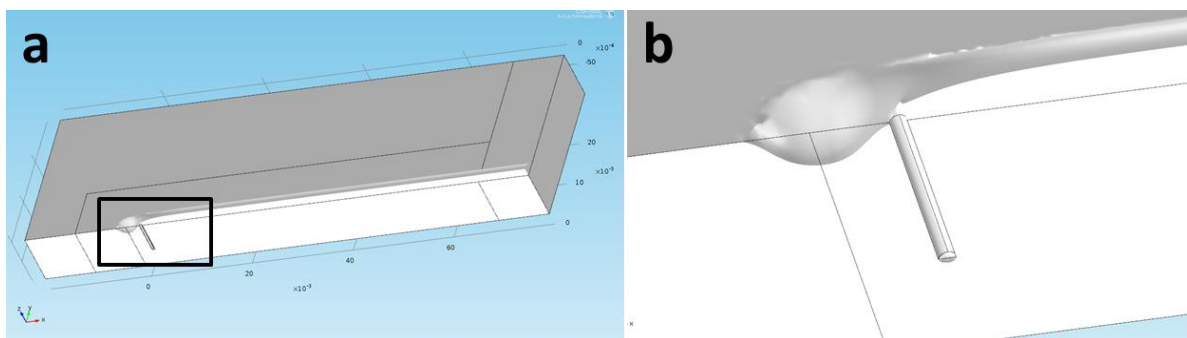


Figure VII-12 : Déformation de surface lors de la simulation numérique du soudage hybride laser-MAG (a) et détail de la zone proche du keyhole (b)

### 7.4.1. Forme de la ZF

L'influence des paramètres opératoires sur la forme des cordons hybrides est étudiée en Annexe 7. La Figure VII-13 présente la forme de la ZF en coupe transversale de deux cordons de soudage hybride laser-MAG produits expérimentalement et par simulation numérique. On observe un bon accord entre les résultats calculés et expérimentaux. La forme large de la partie MAG et la forme fine de la partie laser sont bien représentées. Cependant, on voit que la largeur de la partie intermédiaire est surestimée par le modèle. Ceci est sûrement dû aux fortes vitesses de fil employées pour ces essais donnant un régime de transfert par pulvérisation axiale difficilement simulable sans l'ajout d'une source volumique. La hauteur du cylindre est fixée à 95% de la pénétration totale pour obtenir une bonne profondeur du bain. Le rayon de distribution est de l'ordre de ceux utilisés par Le Guen

(1 mm à 2 mm). Il suit la même tendance, soit une diminution du rayon avec une légère diminution de la vitesse de fil. Le rendement diminue également avec l'augmentation de la vitesse de soudage et est légèrement supérieur aux données de Le Guen du fait de la prise en compte des pertes par évaporation. La pression d'arc diminue avec la vitesse de fil. L'ordre de grandeur de ces pressions est cohérent avec les résultats de la littérature, la vitesse de soudage ayant une influence négligeable sur ces paramètres.

La conductivité thermique en phase liquide dans le modèle de simulation du soudage hybride développé par Le Guen devait être modifiée pour rectifier la longueur du bain fondu. Ainsi, les bains devaient être allongés pour des vitesses de fil inférieures à  $7 \text{ m.min}^{-1}$  en appliquant de manière anisotrope dans l'axe de soudage un facteur 6 à la conductivité thermique en phase liquide. De même, les bains simulés devaient être raccourcis pour des vitesses de fil égales ou supérieures à  $7 \text{ m.min}^{-1}$ , en multipliant par 3 et de manière isotrope la conductivité thermique en phase liquide. Or dans notre cas ( $v_{\text{fil}} = 7 \text{ m.min}^{-1}$  et  $9 \text{ m.min}^{-1}$ ), la conductivité n'a pas besoin d'être modifiée pour obtenir les bonnes longueurs de bain. On explique cette différence par la prise en compte des pertes par évaporation qui consomment une partie de l'énergie appliquée en surface, ce qui limite de ce fait la longueur du bain.

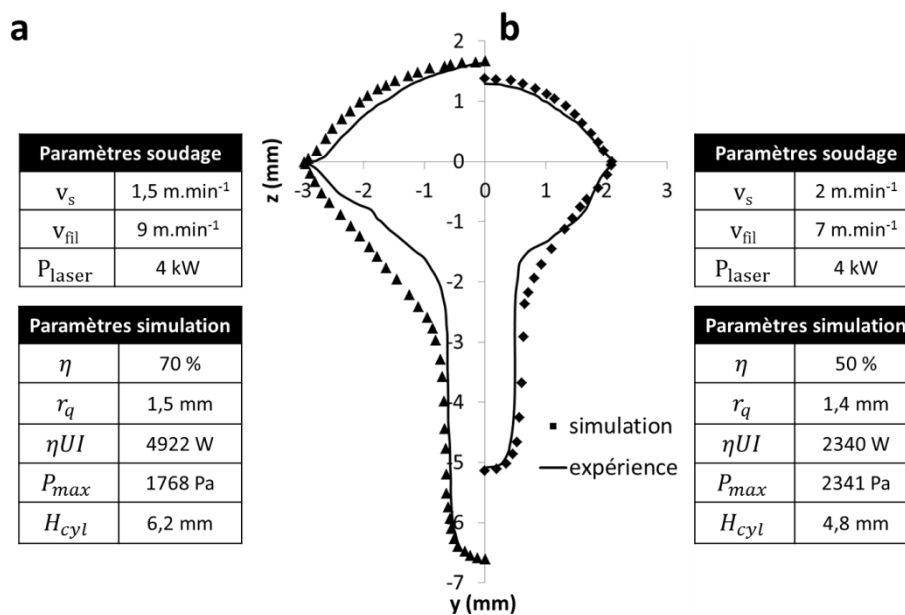


Figure VII-13 : Comparaison de la forme de la ZF de cordons hybrides laser-MAG entre les simulations et les macrographies

### 7.4.2. Comportement thermique dans la partie solide

L'objectif principal de notre étude est d'obtenir un modèle simple qui permet de prédire la géométrie des cordons ainsi que les cycles thermiques induits en soudage hybride laser-MAG en vue d'effectuer des calculs de déformations et contraintes résiduelles par la suite. La géométrie 3D du bain de fusion est bien reproduit pour des paramètres thermophysiques donnés et l'isotherme  $AC1 = 712 \text{ °C}$  représente plutôt fidèlement la forme de la ZAT (Figure VII-14). On remarque cependant une légère surestimation de la largeur de la ZAT du fait de la partie intermédiaire de la ZF trop large. Le présent modèle semble donc utilisable en première approximation pour prédire les

cycles thermiques en ZAT. Un exemple de champ de température est par ailleurs donné sur la Figure VII-15.

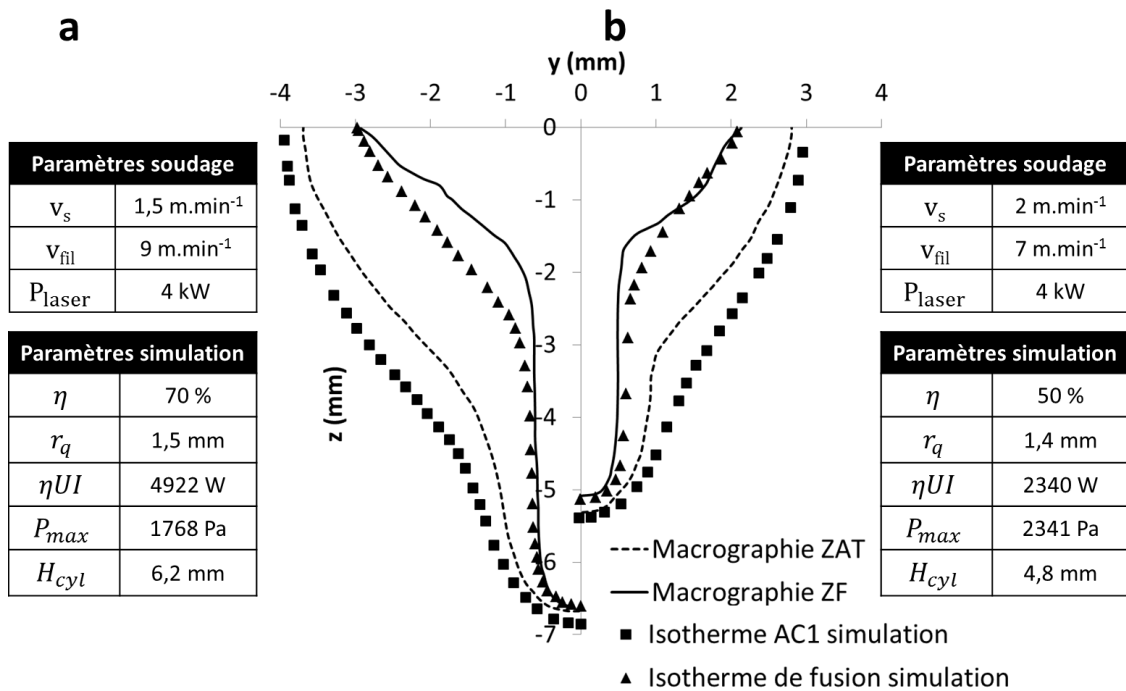


Figure VII-14 : Comparaison des formes de la ZF et de la ZAT entre simulation et expérience (cordons hybrides laser-MAG)

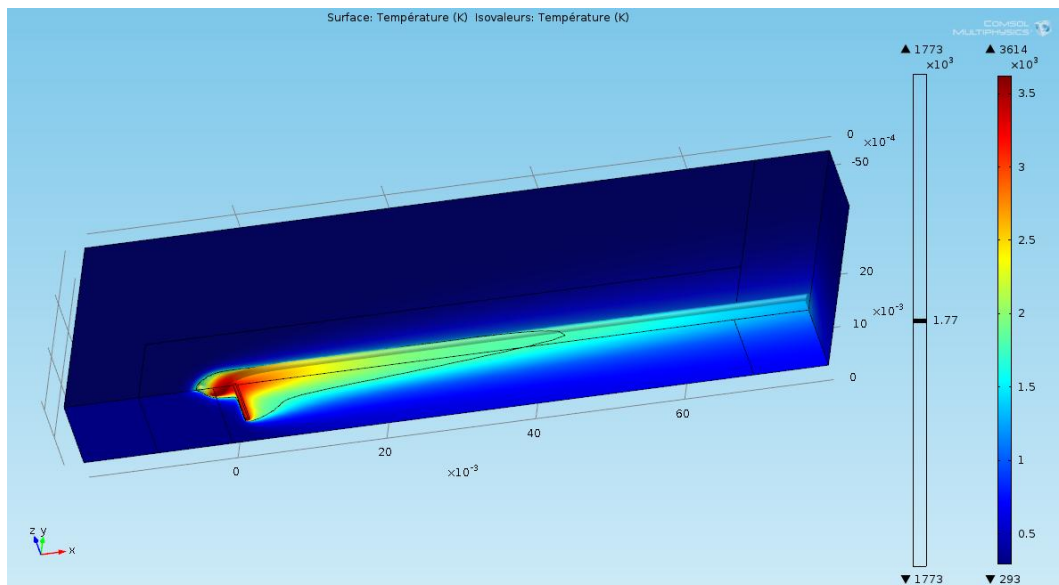


Figure VII-15 : Champ de température obtenu à l'aide du modèle numérique hybride laser/MAG

## 7.5. Conclusion

En nous basant sur les travaux d'Emilie Le Guen, nous avons pu développer un modèle 3D purement conductif pour la simulation du soudage MAG et hybride laser-MAG adapté à l'acier S460ML. Grâce à des temps de calcul courts (5 à 10 minutes sur un ordinateur de bureau), ce modèle est par ailleurs compatible avec une utilisation industrielle.



Les données obtenues lors de sa thèse sur l'acier S355 permettent d'obtenir de bons paramètres de départ pour commencer la simulation numérique. En prenant les propriétés thermophysiques de l'acier S460ML et en ajustant les paramètres des distributions gaussiennes et coefficient multiplicatif de la conductivité thermique de la phase liquide, on obtient ainsi des résultats satisfaisants. Une hypothèse a été faite sur la répartition de la pression d'arc : le rayon de distribution de la pression d'arc a été choisi identique à celui de la puissance d'arc. L'apport de matière et la déformation de la surface sous l'action de la pression d'arc ont été pris en compte. Les modèles permettent de reproduire fidèlement la forme tridimensionnelle de la ZF (largeur, pénétration et longueur). Une modification de la conductivité thermique en phase liquide a dû être mise en place pour les cordons MAG pour obtenir les longueurs de bain fondu expérimentales ce qui n'a pas été nécessaire en soudage hybride laser-MAG.

La forme transversale de la ZAT est calculée grâce aux modèles de soudage MAG et hybride laser-MAG. En soudage MAG, la géométrie globale de la ZAT est bien reproduite et les cycles thermiques calculés sont proches des cycles expérimentaux. La forme transversale de la ZAT en soudage hybride est par contre légèrement surestimée. Cependant, pour un modèle purement conductif, la forme de la ZAT est plutôt bien reproduite. On peut supposer que les cycles thermiques calculés dans la partie solide en soudage hybride seront assez proches des cycles thermiques expérimentaux. Le modèle devrait être adapté en ajoutant une source de chaleur surfacique pour prendre en compte le régime de pulvérisation axiale afin de mieux représenter la géométrie de la partie intermédiaire de la ZF et donc de la ZAT. A noter que les cycles thermiques obtenus dans la phase liquide sont à prendre avec précaution puisque les phénomènes convectifs ne sont pas pris en compte. L'introduction de la mécanique des fluides au sein du bain de fusion devrait permettre de mieux représenter la géométrie de ces zones. Une étude plus poussée avec un nombre plus important de simulations et de confrontations modèle/expérience permettrait d'augmenter la fiabilité du modèle.

# Conclusion

Le couple acier S460ML/procédé de soudage hybride laser-MAG présente un fort potentiel en termes d'allègement des structures et d'augmentation de la productivité. Lors de cette étude, les aspects métallurgiques et technologiques ont été étudiés de manière conjointe afin de confirmer ces avantages, de cibler certaines limites et de proposer des explications et des solutions pour pallier aux éventuelles défauts de soudage pouvant être rencontrés.

La très bonne soudabilité métallurgique de l'acier S460ML a été vérifiée. Aucune formation de porosité ou fissuration à froid n'a été observée sur l'ensemble des essais préliminaires de soudage réalisés avec les procédés MAG ou laser. Le risque de création de martensite pour des fortes températures d'austénitisation est présent. Cependant, les duretés maximales rencontrées bien que supérieures aux recommandations de l'IIW, restent faibles. Il a également été montré qu'un traitement thermique pré ou post soudage est à proscrire sur l'acier S460ML car il aurait des effets désastreux sur ses propriétés microstructurales et mécaniques. Les essais préliminaires de soudage laser ont également permis de faire apparaître le « dropping », défaut récurrent en soudage pleine pénétration pour de telles épaisseurs de tôle (10 mm) et des paramètres dégradés.

Lorsque l'on emploie des paramètres opératoires appropriés, les cordons de soudage hybride laser-MAG pleine pénétration, produits en bord à bord à plat sur l'acier S460ML, présentent une géométrie parfaitement satisfaisante et sont d'excellentes qualités métallurgique et mécanique. L'utilisation du soudage hybride ne dégrade pas ou peu les propriétés du métal de base même si la vitesse de soudage employée est élevée ( $1,5 \text{ m.min}^{-1}$ ). Les cordons hybrides produits respectent les exigences de la classe B de la norme ISO 12932:2013. La rupture ayant lieu dans le métal de base lors des essais de traction, les cordons ont une résistance à la traction au moins équivalente à celle de l'acier S460ML. La résistance au choc à basse température des cordons est satisfaisante malgré la création de structure de trempe en ZAT. Nous avons par ailleurs discuté des limites des essais Charpy conventionnels peu adaptés pour les fins cordons laser et hybrides laser-MAG. Lors du soudage bord-à-bord, on privilégiera une préparation par usinage pour faciliter un meilleur contrôle du jeu entre les tôles. Une préparation de bord par découpe laser est également possible et donne un cordon satisfaisant. La bonne tolérance au jeu de la configuration MAG-laser et du régime CMT a également été mise en valeur. Ainsi, pour une tôle d'acier S460ML de 10 mm d'épaisseur, soudée à une vitesse de  $1,5 \text{ m.min}^{-1}$  avec utilisation du régime CMT, un jeu égal ou supérieur à 0,6 mm peut être toléré.

L'étude a ensuite portée sur la stabilité du couple métal/procédé lorsque des paramètres primordiaux comme la vitesse de soudage, la vitesse de fil ou la puissance laser sont dégradés. Un large domaine de soudabilité donnant des cordons de bonne qualité a été établi et les paramètres provoquant l'apparition du dropping ont été déterminés. Le dropping est la création de gouttes de métal en pied de cordon lors du soudage laser ou du soudage hybride laser-MAG. L'équilibre entre la tension de surface à l'envers et le poids du bain ainsi que la stabilité du keyhole sont les facteurs principaux régissant ce phénomène. Le mécanisme de création des gouttes a été décrit par une séquence en 7 étapes et des conseils concrets permettant d'éviter ce défaut ont été proposés. Le dropping crée une augmentation de la taille des porosités et des caniveaux ce qui diminue la résistance du cordon, notamment en fatigue (caniveaux). Les études microstructurale et chimique ont confirmé qu'il promeut également des hétérogénéités de macrostructure, microstructure, de

propriétés mécaniques et de composition chimique dans la ZF. Ces travaux démontrent pourtant qu'hormis l'aspect géométrique, les défauts et hétérogénéités causées par le dropping ne sont, dans notre cas, pas rédhibitoires par rapport à la norme ISO 12932:2013. Il convient tout de même d'empêcher l'apparition de ce défaut en employant des paramètres opératoires appropriés pour éviter des étapes de production supplémentaires post soudage (augmentation de la puissance laser, diminution de la vitesse de fil ...).

Un dérivé du soudage hybride, le soudage hybride bicathodes MAG-laser-MAG, a ensuite été étudié. Il permet de produire des cordons de bonne qualité sur l'acier S460ML, exempts de défauts internes (porosités ou fissures) et de caniveaux. La présence de deux torches MAG permet un bon contrôle de l'aspect envers et endroit du cordon. A forte vitesse de soudage, on voit cependant apparaître du humping. Le soudage hybride laser-MAG bicathodes permet également une suppression de la phase martensitique et donc une diminution de la dureté maximale en ZAT par un bon contrôle de la descente en température après soudage. Nous avons montré que dans notre configuration, les régimes CMT et pulsé sont à proscrire pour la torche MAG1 (torche en avant du faisceau laser) car ils sont sources de porosités. Une étude paramétrique ainsi que l'utilisation de l'imagerie haute vitesse ont permis de proposer une explication sur les causes de ce phénomène et des solutions concrètes pour l'éviter. L'utilisation de ce procédé a permis de produire des cordons pleine pénétration de qualité sur des tôles d'aciers S460ML d'épaisseur 10 mm jusqu'à des vitesses de soudage de 3 m.min<sup>-1</sup>. Ce procédé MAG-laser-MAG est donc très intéressant pour une application en production.

Enfin, un modèle 3D purement conductif a été développé pour la simulation du soudage MAG et hybride laser-MAG de l'acier S460ML. Ce modèle prend en compte l'apport de matière et la déformation de la surface sous l'action de la pression d'arc. Les modèles développés (MAG et Laser-MAG) permettent de reproduire fidèlement la géométrie tridimensionnelle de la ZF et la forme transversale de la ZAT en un temps de calcul limité sur un ordinateur de bureau. On peut ainsi présumer que les cycles thermiques calculés par le modèle sont fiables et pourront être utilisés pour prévoir les changements métallurgiques dans le cordon ou calculer les déformations et les contraintes résiduelles.

# Perspectives

Il a été montré lors de cette étude que le couple acier S460ML/soudage hybride laser-MAG permet de produire d'excellents cordons à forte vitesse et sur une large plage opératoire. Une application en production de ce couple ou du procédé hybride laser-MAG sur une autre nuance d'acier laminé thermomécaniquement est donc envisageable pour une épaisseur 10 mm. Le soudage hybride de pièces à l'échelle industrielle (tôles d'environ 12 m de long et 6 m de large) est primordial pour vérifier qu'il n'y a pas d'apparition de nouveaux défauts liés au changement d'échelle. Ce couple métal/procédé pourrait également être étendu à d'autres positions de soudage (montante, descendante, corniche, angle...). En cas d'apparition du dropping, l'industriel a dès à présent toutes les clés pour comprendre les sources du problème et rectifier de manière pertinente les paramètres.

Nous avons entrevu le fort potentiel du procédé de soudage hybride laser-MAG bicathodes. Ce procédé est à l'heure actuelle peu étudié. Il nécessite de ce fait une compréhension poussée en étendant l'étude paramétrique à d'autres paramètres (paramètres laser, vitesse de soudage, configuration de la tête). Les vitesses de soudage pourraient être augmentées en palliant les problèmes de humping par l'ajout d'une deuxième torche MAG en arrière ou l'utilisation d'un champ magnétique pour ralentir les mouvements du bain vers l'arrière. Il serait intéressant de pousser la compréhension des phénomènes de création de porosités lorsque l'on utilise une forte vitesse de fil  $v_{fil1}$  ou le régime pulsé ou CMT sur la torche MAG1 par l'utilisation de radiographie X en cours de soudage.

Le modèle de simulation développé est pour l'instant limité à une configuration non débouchante en hybride laser-MAG monocathode. Celui-ci a été validé par un nombre limité de cas expérimentaux. Il serait donc utile de simuler plus de cordons avec des paramètres différents afin de valider le modèle sur une plage opératoire plus large. Il serait aussi intéressant de confronter les cycles thermiques obtenus en ZAT avec des diagrammes TRCS pour voir si l'on observe une correspondance entre la microstructure prévue et celle observée expérimentalement. L'une des possibilités pour la suite serait également de développer un modèle en soudage débouchant et/ou prenant en compte plusieurs sources MAG (hybride bicathodes). On pourrait également mettre au point un modèle avec prise en compte de la mécanique des fluides dans le bain afin de valider les différentes hypothèses du modèle. Le développement d'un modèle en pleine pénétration prenant en compte les effets des tensions de surface, de la gravité en pied de cordon et les mouvements du bain serait utile pour la compréhension des mécanismes de création du dropping.



# Annexe 1 : Paramètres opératoires utilisés pour les essais de soudage

De nombreux essais de soudage sont réalisés dans cette étude. La présente annexe propose un résumé des paramètres opératoires employés pour ces essais.

## Essais réalisés pour le Chapitre 3 : Caractérisation métallurgique de l'acier S460ML et essais de soudage préliminaires

Les essais de soudage préliminaires en TIG et en MAG ont été réalisés en ligne de fusion. Ils permettent de déterminer la soudabilité métallurgique de l'acier S460ML et ont été produits selon les paramètres suivants présentés en Tableau A1-1.

Paramètres opératoires TIG	Paramètres opératoires MAG
$v_s = 0,1 \text{ m.min}^{-1}$	$v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$
$I = 200 \text{ A}$	$I = 252 \text{ A}$
$U = 18 \text{ V}$	$U = 28 \text{ V}$
Diamètre électrode = 2,4 mm	Sens tiré
Gaz de protection : Argon	

Tableau A1-1 : Paramètres de soudage utilisés pour les essais préliminaires de soudage à l'arc

Les essais de soudage laser préliminaires pour la détermination des domaines de soudabilité ont été réalisés avec les paramètres opératoires suivant :

- $v_s$  : variable de  $0,5 \text{ m.min}^{-1}$  à  $2 \text{ m.min}^{-1}$  par pas de  $0,5 \text{ m.min}^{-1}$
- $P_{\text{laser}}$  : variable de la puissance minimale donnant la pénétration partielle à la puissance maximale de 12 kW par pas de 0,5 kW
- Diamètre du point focal : 600  $\mu\text{m}$
- Position du point de focalisation : 4 mm sous la surface supérieure de la tôle
- Type : ligne de fusion

## Essais réalisés pour le Chapitre 4 : Soudage hybride laser-MAG

L'ensemble des caractérisations des cordons de soudage hybride laser-MAG témoins a été effectué sur des lignes de fusion pleine pénétration. Deux lignes de fusion ont été réalisées pour chaque tôle de dimensions 400 mm x 500 mm x 10 mm. 8 cordons témoins de longueur 450 mm espacés de 300 mm ont ainsi été produits pour les observations macrographique et micrographique et pour usiner les éprouvettes de traction et d'essai Charpy.

Les paramètres hybrides utilisés sont ceux donnant la meilleure qualité de cordons pour une tôle d'acier S460ML d'épaisseur 10 mm :

- Arrangement laser-arc
- Vitesse de soudage :  $1,5 \text{ m.min}^{-1}$
- Distance laser-arc : 3 mm
- Puissance laser : 9 kW

- Diamètre du spot laser : 300  $\mu\text{m}$
- Position du point de focalisation : 4 mm sous la surface supérieure de la tôle
- Vitesse de fil : 5  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$
- Courant lisse

L'influence de la préparation de bord a ensuite été étudiée en comparant cette ligne de fusion témoin à des assemblages bout à bout avec bords usinés et bords découpés laser. Ici les paramètres opératoires sont les mêmes que pour les cordons témoins, seule la préparation de bord change.

L'influence de l'arrangement des sources laser et MAG et du régime CMT sur la tolérance au jeu est enfin étudiée. Les tôles sont à bord usinées et l'on fait varier le jeu par l'ajout de clinquant entre les tôles. Seuls l'arrangement arc/laser, le type de courant (lisse ou CMT) et la vitesse de fil sont différents des paramètres du cordon hybride monocathode témoin.

## Essais réalisés pour le Chapitre 5 : Dropping

Une étude paramétrique a été menée pour comprendre dans quelles conditions le dropping apparaît en soudage hybride laser-MAG. Pour ces essais, les tôles ont été soudées en conservant l'état brut de livraison. L'influence de l'oxydation n'a donc pas été étudiée. Trois campagnes d'essais ont été menées selon les paramètres présentés en Tableau A1-2.

Campagne	Épaisseur	Vitesse de soudage	Vitesse de fil	Puissance laser
1	Variable 6 à 10 mm	Constante 1,5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$	Constante 5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$	Variable 6 à 12 kW
2	Constante 10 mm	Variable 1 à 3 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$	Constante 5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$	Variable 6 à 12 kW
3	Constante 10 mm	Constante 1,5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$	Variable 1 à 13 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$	Variable 7 à 11 kW

Tableau A1-2 : Paramètres utilisés lors de l'étude paramétrique du dropping

La deuxième partie de ce chapitre est consacrée à la comparaison d'un cordon présentant du dropping avec le cordon hybride témoin. On produit le cordon avec dropping en augmentant la vitesse de fil par rapport au cordon témoin. Les paramètres utilisés sont les suivants (Tableau A1-3).

	Vs (m/min)	Plaser (kW)	I moyen (A)	U moyen (V)	Vfil (m/min)	Sens
Cordon sans dropping	1,5	9	169	19	5	Laser-arc
Cordon avec dropping			236	24	8	

Tableau A1-3 : Paramètres utilisés pour la production des cordons avec et sans dropping

Pour réaliser l'étude du taux de dilution le long de la zone de fusion en soudage hybride monocathode, le fil d'apport T46 4 MM 2 H5 a été remplacé par un fil inox 307Si. Tous les autres paramètres opératoires sont identiques à ceux utilisés pour produire le cordon avec dropping.

## Essais réalisés pour le Chapitre 6 : Soudage hybride bicathodes

Dans un premier temps, seuls les paramètres liés à la deuxième torche MAG2 sont analysés, puis on étudie ceux liés à la première torche MAG et enfin on s'intéresse à l'influence de l'ensemble des paramètres sur la création de porosités lorsque l'on emploie le régime CMT sur la torche MAG1. Le point de focalisation est placé à 4 mm sous la surface de la tôle, le faisceau laser ayant un diamètre de 600  $\mu\text{m}$  au point de focalisation est utilisé et on réalise ces essais sur assemblage bout à bout, bords droits et usinés. La vitesse de soudage est fixée à 1,5  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$  durant l'ensemble de cette étude. On utilise la méthode de variation d'un paramètre à la fois pour bien appréhender l'influence respective de chaque variable (Tableau A1-4). Une fois l'étude terminée, un cordon hybride bicathodes est produit à forte vitesse de soudage (3  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ ).

	$P_{\text{Laser}}$	DLA1	$v_{\text{fil1}}$	Régime MAG1	DLA2	Régime MAG2	$v_{\text{fil2}}$
Variation paramètres MAG2	Constante 11kW	Constante 3 mm	Constante 3 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$	Lisse	Variable de 17 mm à 28 mm	Lisse, CMT et pulsé	Variable de 3 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ à 10 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$
Variation paramètres MAG1	Constante 11kW	Variable de 0 mm à 10 mm	Variable de 3 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ à 8 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$	Lisse, CMT et pulsé	Constante 28 mm	Pulsé	Constante 8 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$
Étude sur les porosités	Variable de 6 kW à 12 kW	Variable de 0 mm à 10 mm	Constante 3 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ ou 4 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$	CMT	Variable de 22 mm à 28 mm	Lisse ou pulsé	Variable de 3 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ à 8 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$

Tableau A1-4 : Paramètres utilisés pour l'étude sur le soudage hybride bicathodes MAG-laser-MAG

## Essais réalisés pour le Chapitre 7 : Simulation numérique du soudage hybride Laser-MAG

Ces travaux se placent dans la continuité directe de ceux réalisés lors de la thèse d'Emilie Le Guen [29]. Afin d'obtenir des résultats comparables, les essais ont donc été réalisés en configuration arc leader et en régime lisse. Des cordons ont été produits avec les procédés MAG et hybride laser-MAG afin de déterminer l'influence de plusieurs paramètres sur la forme du cordon. Les essais ont été réalisés selon les paramètres présentés ci-dessous :

- Vitesse de soudage : variable de 1 à 2  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$  par pas de 0,5  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$
- Vitesse de fil variable : variable de 5 à 13  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$  par pas de 1  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$

Pour le soudage hybride, on notera que la DLA est fixée à 3 mm, que le diamètre du spot laser est de 600  $\mu\text{m}$  et que la configuration MAG-laser est utilisée.



## Annexe 2 : Etude de sensibilité de la géométrie de la modélisation

La géométrie du domaine de calcul est différente de celles des tôles réelles utilisées pour les essais de soudage. En effet, trois lignes de fusion sont réalisées par tôle avec un espacement d'environ 25 mm entre chaque cordon. Pour déterminer l'influence de la géométrie du modèle, le cycle thermique dans la direction de soudage « x » sur l'axe de symétrie a été analysé. L'épaisseur de la tôle utilisée est restée fixe et égale à 10 mm. Nous avons utilisé une source de chaleur surfacique de chaleur de distribution gaussienne avec une puissance maximale de  $\eta UI = 6450 \text{ W}$  et un rayon de 3 mm appliquée à la surface d'un parallélépipède non déformé. L'isotherme de fusion obtenue a une largeur de 4 mm. La largeur et la longueur de la géométrie modélisée ont été variées respectivement de 10 mm à 40 mm et de 100 mm à 200 mm (Figure A2-1).

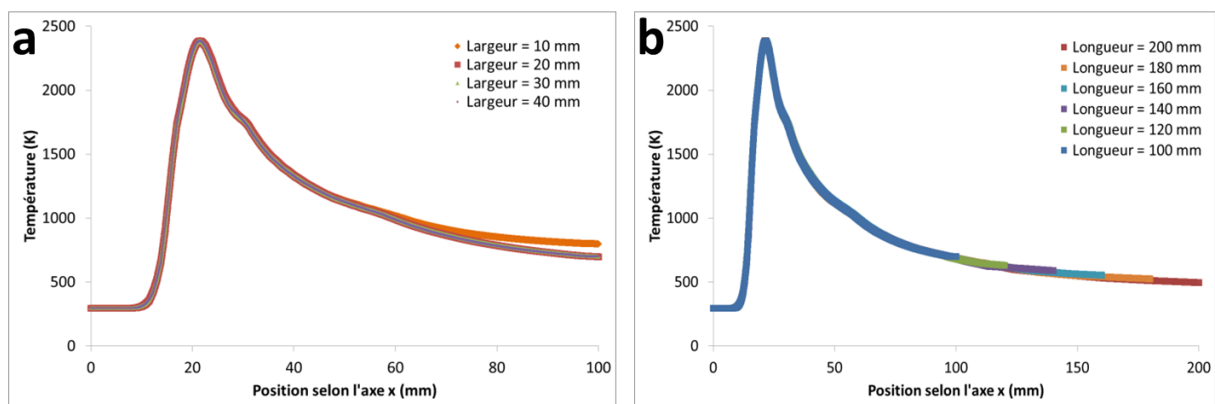


Figure A2-1 : Influence de la largeur (a) et de la longueur (b) de la pièce simulée sur le cycle thermique selon l'axe [x;0;0]

La largeur de la géométrie influe sur le cycle thermique pour une valeur inférieure à 10 mm. Au contraire, la longueur de la géométrie ne semble pas avoir d'influence sur le cycle thermique. Cependant, si on choisit un domaine de calcul trop court, on ne peut étudier le refroidissement du matériau que sur une gamme de température limitée. Pour la modélisation, la largeur est fixée 30 mm afin de s'assurer de ne pas ressentir l'effet de bord même pour des apports de chaleur plus importants. La longueur est quant à elle fixée à 200 mm pour obtenir le maximum d'information sur le cycle thermique tout en limitant le temps de calcul.

## Annexe 3 : Influence du maillage sur la modélisation

La taille et le type de maillage utilisé ont été optimisés pour obtenir une bonne précision de la forme des différentes isothermes tout en limitant le temps de calcul. Pour cela, une source de chaleur de distribution gaussienne ( $\eta UI = 5376 \text{ W}$ , rayon = 1,4 mm) a été appliquée sur la surface supérieure plane d'un parallélépipède de dimension (100 × 30 × 10 mm) déformée par une pression d'arc de distribution gaussienne de même rayon et de pression maximale = 1948 Pa avec prise en compte de l'apport de matière par la torche MAG (demi-aire du bombé = 5,1 mm<sup>2</sup>). On observe l'influence de la taille générale du maillage sur la variation de température selon l'axe [x ; 0 mm ; 6,5 mm] (Figure A3-1). Ces calculs sont réalisés à l'aide d'éléments linéaires.

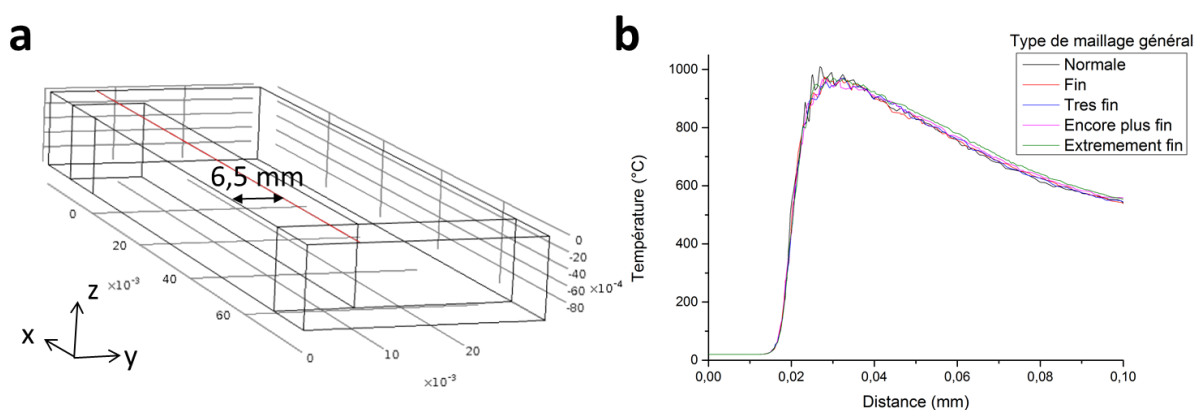


Figure A3-1 : Position de l'axe [x ; 0 mm ; 6,5 mm] dans la géométrie de la pièce et variation de la température sur cet axe en fonction de la taille générale du maillage

La tendance générale de l'ensemble des courbes est semblable. Cependant pour le maillage normal (taille maximale des éléments = 10 mm), la courbe semble plus bruitée que les autres courbes. Pour tous les maillages plus fins, on a une courbe similaire. On décide donc de travailler avec le maillage « fin » pour la suite. Ce maillage correspond à des éléments dont la taille est comprise entre 1 et 8 mm avec un taux de croissance des éléments de 1,5.

Pour bien représenter les forts gradients de température, le maillage est affiné sur la zone proche de l'arc et sur les parois du keyhole en soudage hybride (taille maximale d'élément = 100  $\mu\text{m}$ ) ainsi que le long du plan de symétrie (taille maximale d'élément = 500  $\mu\text{m}$ ).

### Type d'élément utilisé pour la discrétisation spatiale

Le type d'élément permet de définir les fonctions d'interpolation utilisées pour décrire le champ de température. Comsol Multiphysics® propose des fonctions polynomiales de différents degrés. Ces choix influencent la précision des calculs. Nous avons testé des fonctions linéaires, quadratiques et cubiques en utilisant la discrétisation spatiale définie précédemment. La Figure A3-2 montre la forme de l'isotherme à 1000 °C, qui correspond à une isotherme présente en milieu de ZAT, pour ces trois fonctions d'interpolation. Au vu des formes de ZAT présentées en soudage MAG, on s'attend à obtenir une isotherme bien ronde.

En comparant l'aspect des isothermes, on se rend compte que leur forme inférieure est très anguleuse pour la discrétisation linéaire alors qu'elle est bien ronde et de rayon égale pour les éléments de types quadratiques et cubiques. On voit également que le cycle thermique est mieux représenté et moins bruité pour les éléments de types quadratiques et cubiques (Figure A3-3). De plus, on notera que le temps de calcul sur un ordinateur de bureau est de 15 secondes pour la discrétisation linéaire, 57 secondes en quadratique et 2 minutes 59 secondes en cubique.

Le choix d'une discrétisation de type quadratique est donc le plus pertinent car il permet une bonne représentation de l'isotherme 1000 °C (et par extension des autres isothermes) en limitant les temps de calculs par rapport à des éléments de type cubiques.

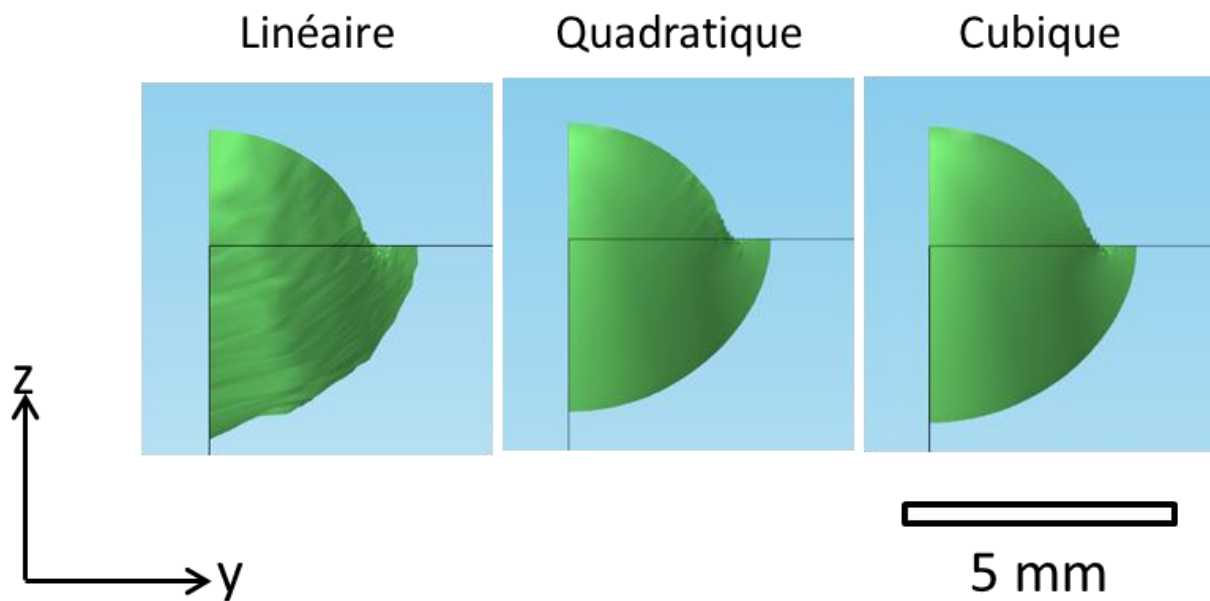


Figure A3-2 : Forme de l'isotherme 1000 °C en fonction du type d'élément utilisé pour la modélisation

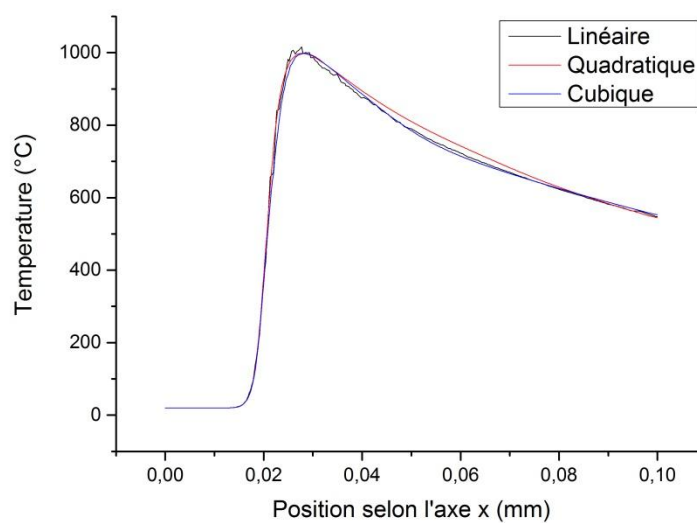


Figure A3-3 : Evolution des températures selon l'axe de soudage pour des axes ayant un point situé sur l'isotherme 1000 °C en fonction du type de discrétisation choisi

## Annexe 4 : Influence des pertes par évaporation

Les pertes par évaporation sont présentes lors du soudage et sont prises en compte dans notre modèle afin d'éviter d'avoir des températures supérieures à celles de la température d'évaporation. La loi de Langmuir est communément employée pour calculer le taux d'évaporation à la surface du métal liquide [252,253] :

$$J = \frac{p^0}{\sqrt{2\pi MRT}} \quad \text{Equation A4-1}$$

Où  $J$  représente le flux évaporé en  $\text{mol.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}$ ,  $p^0$  représente la pression de vapeur de l'espèce évaporée à la surface du liquide en  $\text{g.cm}^{-1}.\text{s}^{-2}$ ,  $M$  est la masse molaire en  $\text{g.mol}^{-1}$ ,  $R$  est la constante des gaz parfaits ( $R = 8,314.10^7 \text{ g.cm}^2.\text{s}^{-2}.\text{mol}^{-1}.\text{K}^{-1}$ ) et  $T$  la température en Kelvin.

On retrouve communément cette loi en simulation numérique du soudage selon différentes formulations, notamment la formulation suivante utilisée par Zacharia et Le Guen [29,254].

$$\log_{10}(W) = 2,52 + \left(6,121 - \frac{18836}{T}\right) - 0,5\log_{10}(T) \quad \text{Equation A4-2}$$

En utilisant la masse molaire du fer ( $M = 55,9 \text{ g.mol}^{-1}$ ), en notant  $W = JM$ , en prenant le logarithme décimal et en utilisant les données de Kim pour la pression de vapeur [255]. Le terme  $W$  est ici exprimé en  $\text{g.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}$ , la pression en atmosphère,  $W$  en  $\text{g.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}$  et  $T$  en Kelvin.

Nos calculs ont été effectués en utilisant l'équation A4-2 pour prendre en compte les pertes par évaporation. Un résultat de simulation en soudage MAG est présenté ici ( $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$  et  $v_{fil} = 5 \text{ m.min}^{-1}$ ). Afin d'étudier l'influence des pertes par évaporation, une source de chaleur de distribution gaussienne ( $\eta UI = 5413 \text{ W}$ , rayon = 1,5 mm) a été appliquée sur la surface supérieure plane d'un parallélépipède de dimension (100 × 30 × 10 mm) déformée par une pression d'arc de distribution gaussienne de même rayon et de pression maximale = 2355 Pa. Pour prendre en compte les pertes par évaporation, le flux de chaleur appliqué à la surface supérieure de la pièce a été modifié selon les expressions suivantes :

$$\phi_{surface} = \phi_{source} - \phi_{convection} - \phi_{rayonnement} - \phi_{évaporation} \quad \text{Equation A4- 3}$$

$$\lambda_{eq} \nabla T \cdot \vec{n} = \frac{\eta UI}{2\pi r_q^2} \exp\left(-\frac{x^2+y^2}{2r_q^2}\right) - \varepsilon\sigma(T^4 - T_0^4) - h(T - T_0) - \left(10^{2,52 + \left(6,121 - \frac{18836}{T}\right) - 0,5\log_{10}(T)}\right) * 10 * L_{évap}$$

Equation A4- 4

Où  $L_{évap}$  est la chaleur latente d'évaporation en  $\text{J.kg}^{-1}$ . Le facteur 10 devant  $L_{évap}$  correspond au passage en unités du Système International soit en  $\text{kg.m}^{-2}.\text{s}^{-1}$ . Debroy a montré à partir de données expérimentales que la loi de Langmuir surestime de 5 à 10 fois les taux d'évaporation dans les conditions de soudage. Dans notre cas, on réduit ces pertes par évaporation d'un facteur dix, pour les prendre en compte sans obtenir des rendements aberrants (supérieurs à 100%).

On compare la forme de la ZAT après réajustement de la taille de la ZF par recalage des paramètres opératoires sur la Figure A4-1. On voit ici que la géométrie de l'isotherme  $AC_1$  est plus proche de la forme expérimentale de la ZAT lorsque l'on prend en compte les pertes par évaporation. On voit que cela permet d'améliorer la proximité entre résultats expérimentaux et simulation numérique.

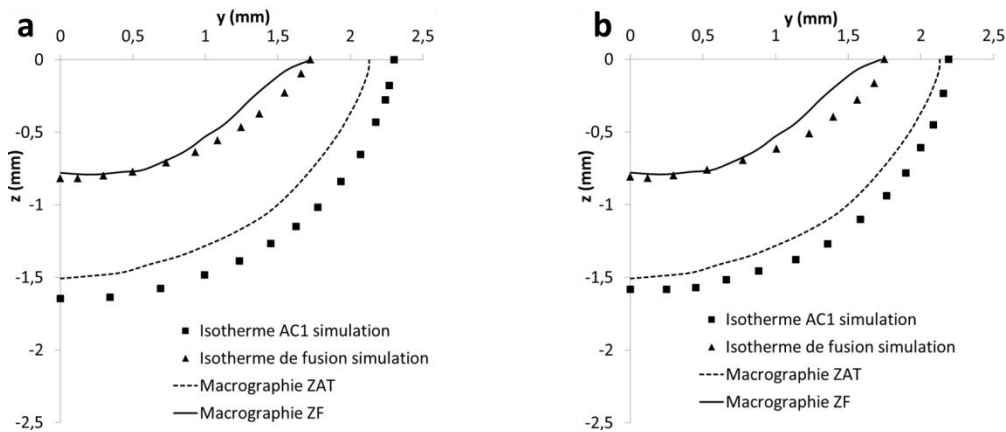


Figure A4-1 : Comparaison des isothermes  $T_{\text{fusion}}$  et  $AC_1$  issus de la simulation numérique avec les données expérimentales dans le cas d'un modèle sans perte par évaporation (a) et avec pertes par évaporation (b)

La proportion des différents flux est également comparée en Figure A4-2. Les pertes par convection sont négligeables que l'on prenne ou non en compte l'évaporation (moins de 2%). Lorsque l'on ne tient pas compte des pertes par évaporation, les pertes par rayonnement représentent 12% du flux source. Cette proportion passe à 6% du flux source si le flux évaporé est mis en place. Les pertes par évaporation représentent 34% du flux source. La température maximale atteinte est de 4 200 K sans prise en compte des pertes par évaporation, alors qu'avec la prise en compte des pertes d'évaporation, la température atteint 3 500 K. Pour des puissances d'arc importantes et sans prendre en compte les pertes par évaporation, le modèle prédit donc des températures à la surface du bain largement supérieures à la température d'évaporation (3 141 K) ce qui n'est physiquement pas réaliste. La prise en compte des pertes par évaporation dans notre modèle purement conductif permet donc d'avoir des températures plus réalistes à la surface du bain liquide. On voit cependant que cette température reste légèrement supérieure à la température d'évaporation même en prenant en compte les pertes par évaporation. On touche donc ici aux limites du modèle purement conductif.

Lorsque l'on applique les pertes par évaporation, une grande partie de la puissance d'arc est perdue. Le flux source doit donc être augmenté pour compenser ces pertes et obtenir une forme de ZF proche de l'expérience. Ceci a pour conséquence d'obtenir des rendements d'arc plus élevés que ceux donnés par Emilie Le Guen à paramètres de soudage similaires car son modèle ne prend pas en compte les pertes par évaporation. Les rendements obtenus sont donc ici plus proches des données expérimentales de Niles ou Vitooraporn [234,235].

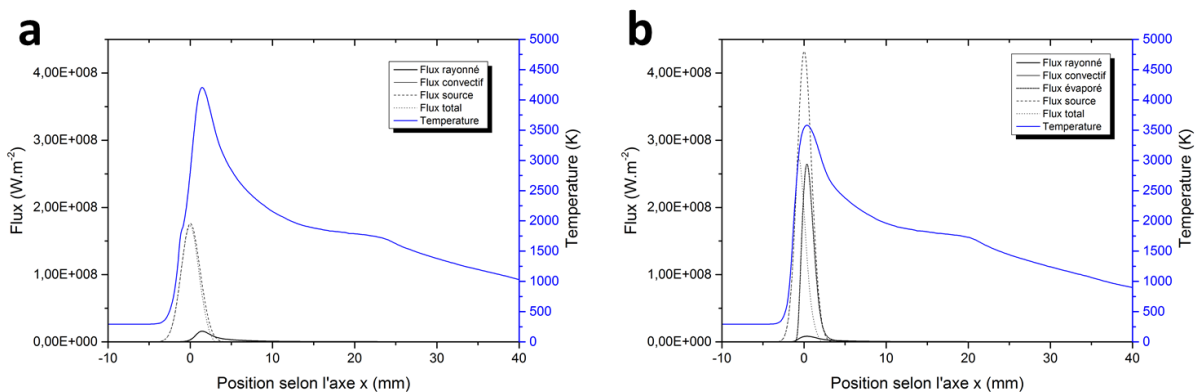


Figure A4-2 : Proportion des différents flux en surface de la pièce

## Annexe 5 : Etude de l'influence de sensibilité des propriétés thermophysiques

Lors de la caractérisation des propriétés thermophysiques de l'acier S460ML en phase solide, des erreurs de mesure de  $\pm 7\%$  sur la conductivité thermique, de  $\pm 1,5\%$  sur la masse volumique et de  $\pm 6\%$  sur la capacité calorifique ont été estimées. Il est donc intéressant d'analyser l'impact de ces incertitudes sur le champ de températures calculé. En modifiant l'équation de conservation de l'énergie (Equation VII-1), ces trois facteurs peuvent être regroupés dans un terme appelé diffusivité thermique «  $D(T)$  » défini par l'équation A5-1 :

$$D(T) = \frac{\lambda(T)}{\rho(T) \cdot c_p(T)} \quad \text{Equation A5- 1}$$

En fonction des erreurs de mesure, on définit donc une diffusivité maximale et minimale de la manière suivante (Tableau A5-1).

	Conductivité thermique	Masse volumique	Capacité thermique massique
Diffusivité minimale	- 7 %	+ 1,5 %	+ 6 %
Diffusivité maximale	+ 7 %	- 1,5 %	- 6 %

Tableau A5-1 : Définition de la diffusivité maximale et minimale

En phase liquide, la conductivité thermique est fixée à  $31 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ , la masse volumique à  $7000 \text{ kg.m}^{-3}$  et la capacité calorifique à  $872 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$ . Une source de chaleur de distribution gaussienne ( $\eta UI = 5413 \text{ W}$ , rayon =  $1,5 \text{ mm}$ ) a été appliquée sur la surface supérieure plane d'un parallélépipède de dimension ( $100 \times 30 \times 10 \text{ mm}$ ) déformée par une pression d'arc de distribution gaussienne de même rayon et de pression maximale =  $2355 \text{ Pa}$ . L'influence de la variation de la diffusivité dans la phase solide sur les formes du bain simulé (Figure A5-1a) et de l'isotherme  $AC_1 \approx 700 \text{ °C}$  (Figure A5-1b) a été ici étudiée. On voit ici que la variation de la diffusivité a très peu d'influence sur les formes transversales de la ZF et de la ZAT simulées.

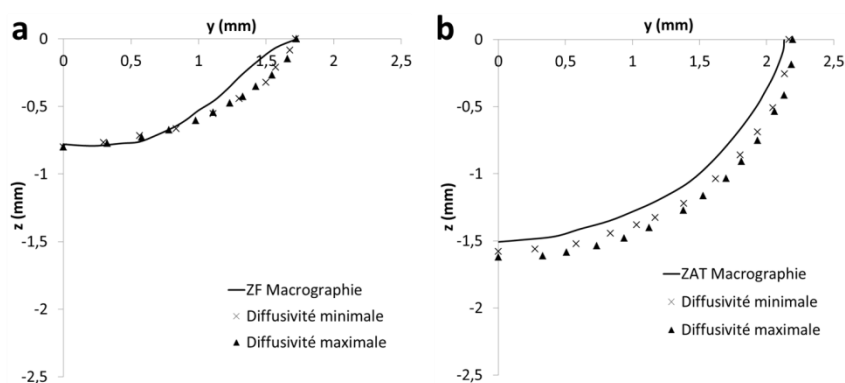
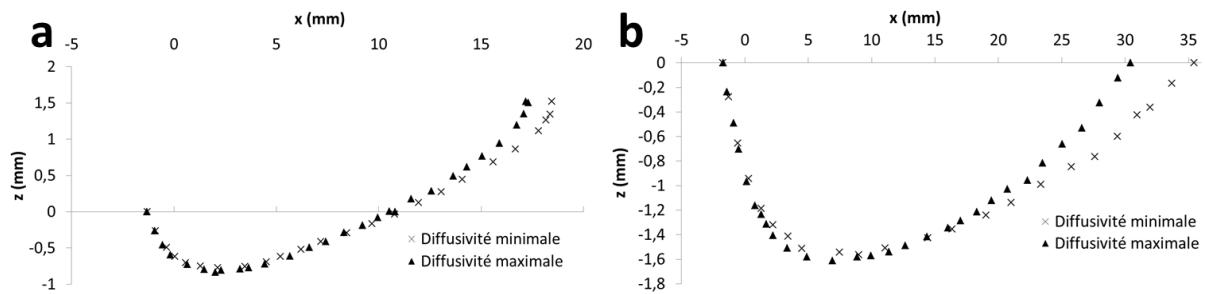


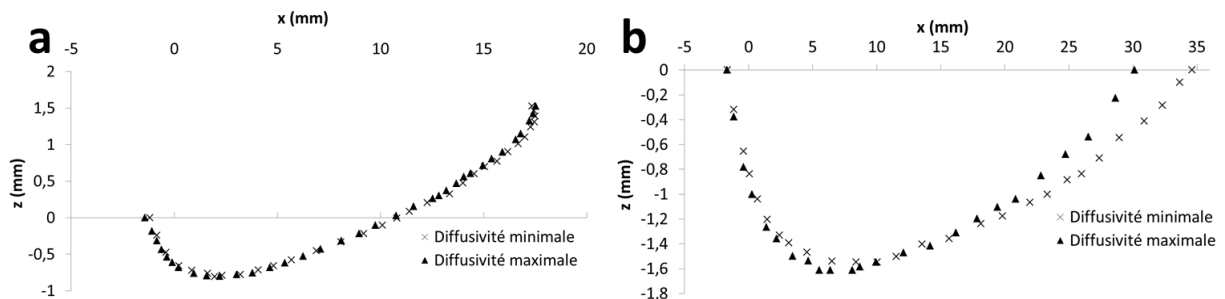
Figure A5-1 : Influence de la diffusivité thermique sur les formes transversales de l'isotherme de fusion (a) et l'isotherme  $AC_1$  (b)

La Figure A5-2 présente l'influence de la diffusivité thermique sur la forme longitudinale de l'isotherme de fusion et l'isotherme  $AC_1$  avant ajustement de la longueur de bain. On remarque qu'un changement de la diffusivité a peu d'influence sur la forme longitudinale du bain de fusion et

de l'isotherme lorsque l'on est proche de la source gaussienne mais que cette influence est plus marquée en arrière du bain (partie droite des Figures A5-2 a et b). Ainsi la longueur du bain de fusion simulée diffère de 2 mm, soit 10%, et la position maximale en x de l'isotherme AC1 diffère de 5 mm, soit 12%, entre la diffusivité minimale et maximale (L'erreur de mesure pour les longueurs de bain est prise comme étant l'écart type des valeurs mesurées et est ici égale à  $\pm 2$  mm). La Figure A5-3 présente le même type de mesures après ajustement de la longueur de bain par modification de la conductivité thermique en phase liquide (multipliée par un facteur 1,5 pour la diffusivité minimale et par un facteur 1,9 pour la diffusivité maximale). Lorsque l'on cale la longueur du bain en appliquant un facteur multiplicatif à la conductivité, la différence entre la position maximale en x de l'isotherme AC1 se réduit à 4 mm. On voit donc ici que même si l'erreur de mesure sur les propriétés thermophysiques est faible, elle peut engendrer de légères différences dans les résultats de simulation.



**Figure A5-2 : Influence de la diffusivité sur la forme longitudinale de l'isotherme de fusion (a) et l'isotherme AC<sub>1</sub> (b) avant ajustement de la longueur de bain**



**Figure A5-3 : Influence de la diffusivité sur la forme longitudinale de l'isotherme de fusion (a) et l'isotherme AC<sub>1</sub> (b) après ajustement de la longueur de bain**

La Figure A5-4 représente des profils de températures à 1 mm de profondeur sur le plan de symétrie pour différentes diffusivités. On voit encore ici que la diffusivité influe sur les résultats obtenus mais que l'influence est faible. De plus, pour des températures supérieures à 1000 °C, les propriétés thermophysiques sont considérées constantes. On fixe également des valeurs constantes spécifiques pour la phase liquide à partir des données de la littérature. Il convient donc de prendre en compte cette source d'erreur pour comprendre certaines différences entre la simulation et l'expérience.

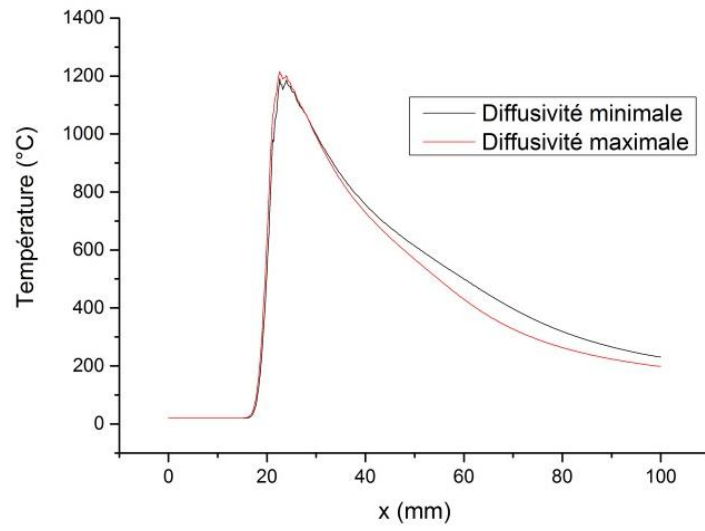


Figure A5-4 : Profils de température à 1 mm de profondeur en fonction de la diffusivité



# Annexe 6 : Etude expérimentale pour la simulation numérique du soudage MAG

Une étude spécifique au soudage MAG a été menée pour observer l'influence des vitesses de fil et de soudage sur la forme des cordons. L'objectif est également de sélectionner des jeux de paramètres donnant des cordons aisément simulables par le modèle développé dans le Chapitre 7.

## 1. Macrographies des lignes de fusion MAG

Les macrographies des 15 lignes de fusion MAG sélectionnées pour l'étude sont présentées ci-dessous (Tableau A6-1).

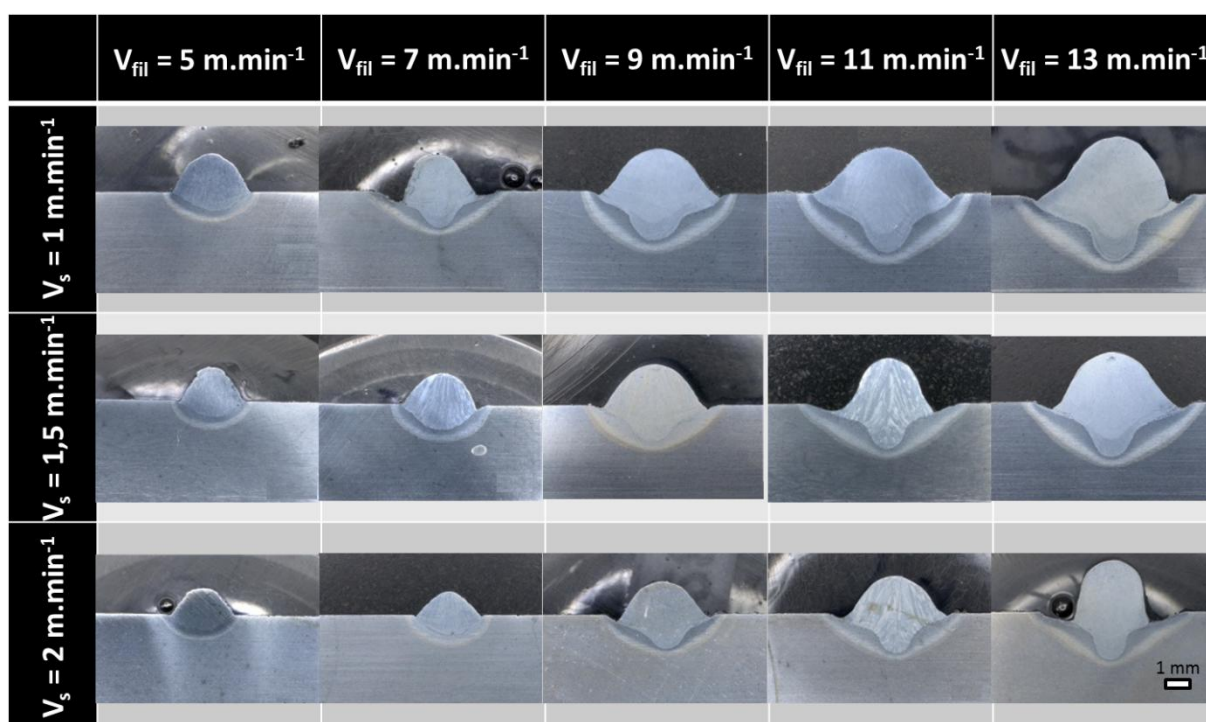


Tableau A6-1 : Macrographies des lignes de fusion MAG

On voit apparaître la forme en doigt de gant à partir d'une vitesse de fil de  $7 \text{ m.min}^{-1}$  pour une vitesse de soudage de  $1 \text{ m.min}^{-1}$  et à partir de  $9 \text{ m.min}^{-1}$  pour des vitesses de soudage de  $1,5$  et  $2 \text{ m.min}^{-1}$ . Des caniveaux sont également visibles sur quasiment tous les échantillons et sont particulièrement marqués pour les fortes vitesses de soudage et les fortes vitesses de fil. Certains cordons présentent un bombé étiré dans le sens vertical et restreint dans le sens horizontal. Ceci peut être lié aux vitesses de soudage élevées pour du soudage MAG qui complique le mouillage. L'ensemble de ces singularités sera difficilement simulé par notre modèle. On privilégiera donc principalement des cordons dont la forme est proche de la forme en demi-cercle pour le bombé et la partie inférieure de la ZF soit ceux produits à basse vitesse de fil et de soudage.

## 2. Géométrie des lignes de fusion MAG

Les variables utilisées pour déterminer la géométrie des cordons sont présentés en Figure A6-1.

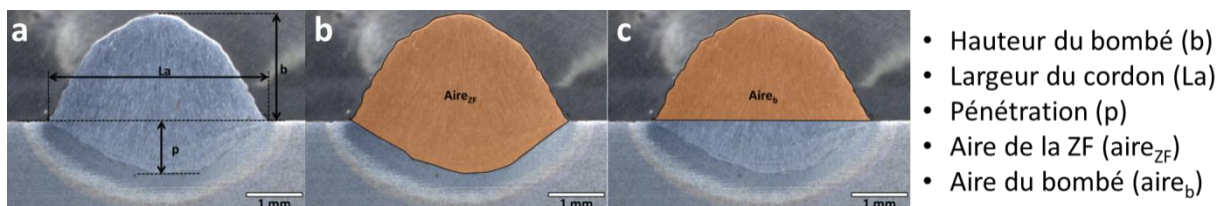


Figure A6-1 : Mesures réalisées sur une macrographie de cordon MAG : Largeur, hauteur de bombé et pénétration (a), aire de la ZF (b), aire du bombé (c)

Pour chaque cordon, 5 échantillons ont été découpés transversalement à plusieurs emplacements, enrobés et polis afin de déterminer la variation de la géométrie le long de la ligne de fusion. Le doublement des mesures par un deuxième opérateur nous a permis de déterminer l'erreur liée à l'opérateur. Ainsi, le Tableau A6-2 présente une erreur totale pour chaque type de mesure réalisé prenant en compte ces deux sources d'erreur (valeurs arrondies à la décimale supérieure).

	Erreur générale
Largeur	0,6 mm
Pénétration	0,2 mm
Hauteur du bombé	0,3 mm
Aire ZF	0,9 mm <sup>2</sup>
Aire bombé	0,5 mm <sup>2</sup>
Aire bombé corrigé	0,6 mm <sup>2</sup>

Tableau A6-2 : Erreurs de mesure sur la géométrie des cordons

Les paramètres opératoires et les différentes mesures pouvant être réalisées sur les macrographies sont regroupés dans le Tableau A6-3 ainsi que sous forme graphique sur la Figure A6-2. L'aire corrigée du bombé noté Aire<sub>b corrigée</sub> dans le tableau ci-dessous correspond à l'aire Aire b à laquelle on soustrait l'aire des éventuels caniveaux.

Vitesse de fil (m/min)	5	7	9	11	13	5	7	9	11	13	5	7	9	11	13
Vitesse de soudage (m/min)	1					1,5					2				
Energie linéique de Soudage (kJ/m)	183	278	430	536	659	122	184	281	349	416	92	144	214	267	329
La (mm)	4,1	4,5	6,3	7,2	7,3	3,5	4,0	5,6	5,7	6,6	3,2	3,4	4,8	5,5	4,1
p (mm)	0,9	1,9	2,5	3,0	3,4	0,8	1,3	1,9	2,4	2,7	0,8	1,1	1,8	2,1	2,5
b (mm)	2,0	1,9	2,3	2,4	3,0	1,8	1,6	2,1	2,2	2,5	1,4	1,2	1,7	1,9	2,7
Aire <sub>ZF</sub> (mm <sup>2</sup> )	7,6	9,0	16,9	20,9	25,2	5,5	7,7	12,8	12,9	17,5	4,7	5,0	9,6	11,6	13,2
Aire <sub>b</sub> (mm <sup>2</sup> )	5,2	4,6	8,0	9,9	12,1	3,7	4,2	7,3	6,5	8,8	3,0	2,6	4,7	6,3	7,6
Aire <sub>b corrigée</sub> (mm <sup>2</sup> )	5,2	3,8	7,9	9,8	11,6	3,7	4,1	7,2	5,6	8,7	3,0	2,6	4,5	6,1	6,4
Aire <sub>b théorique</sub> (mm <sup>2</sup> )	5,7	7,9	10,2	12,4	14,7	3,8	5,3	6,8	8,3	9,8	2,8	4,0	5,1	6,2	7,4
Aire <sub>b théorique</sub> - Aire <sub>b corrigée</sub> (mm <sup>2</sup> )	0,4	4,1	2,3	2,6	3,1	0,0	1,2	-0,4	2,7	1,1	-0,2	1,4	0,6	0,1	1,0

Tableau A6-3 : Paramètres opératoires et mesures effectuées sur les macrographies des cordons MAG

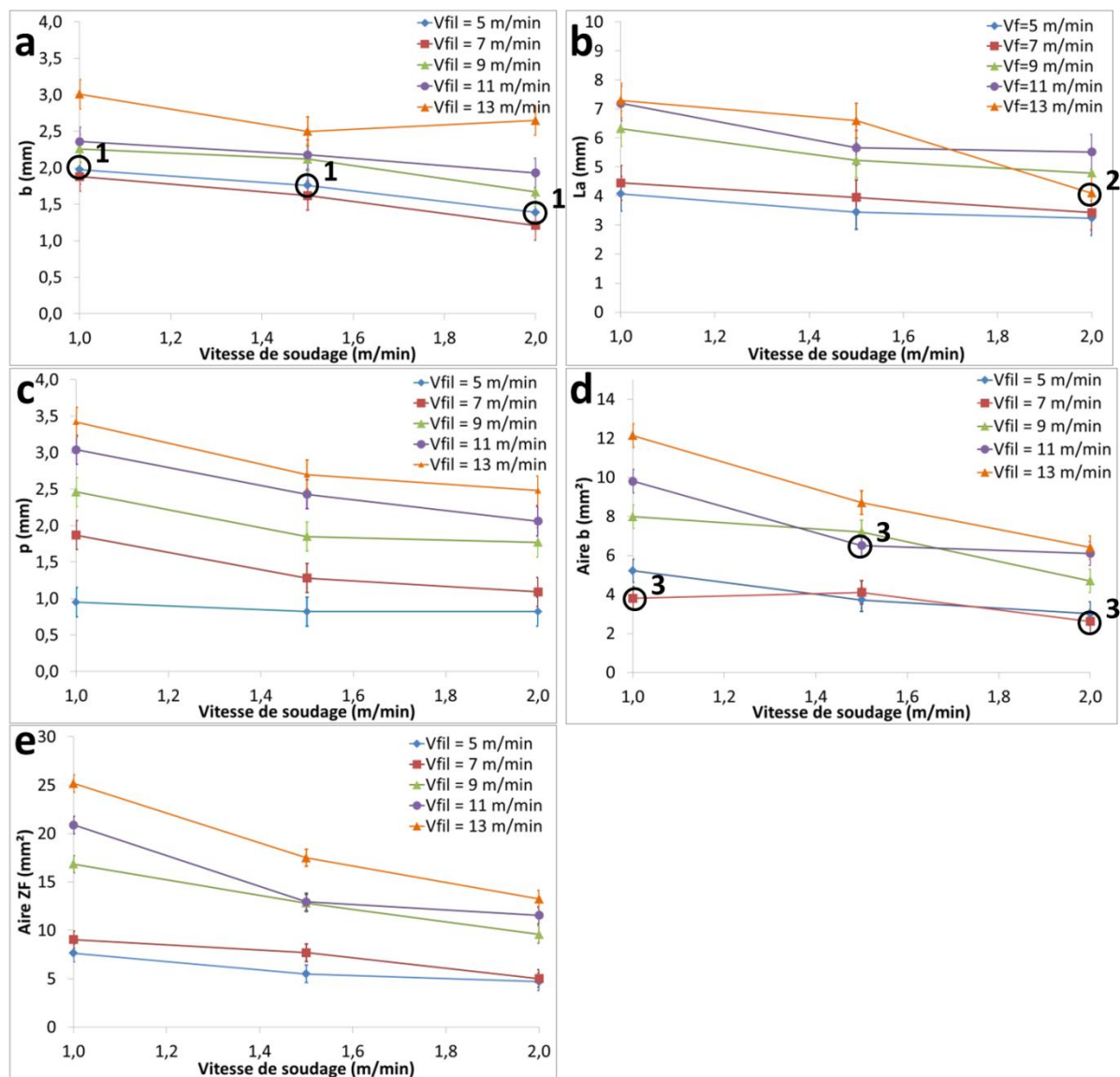


Figure A6-2 : Hauteur du bombé (a), largeur du bain fondue (b), pénétration (c), aire du bombé (d) et aire de la zone fondue (e) en fonction de la vitesse de soudage et de la vitesse de fil en soudage MAG. Les points singuliers sont marqués d'un cercle noir.

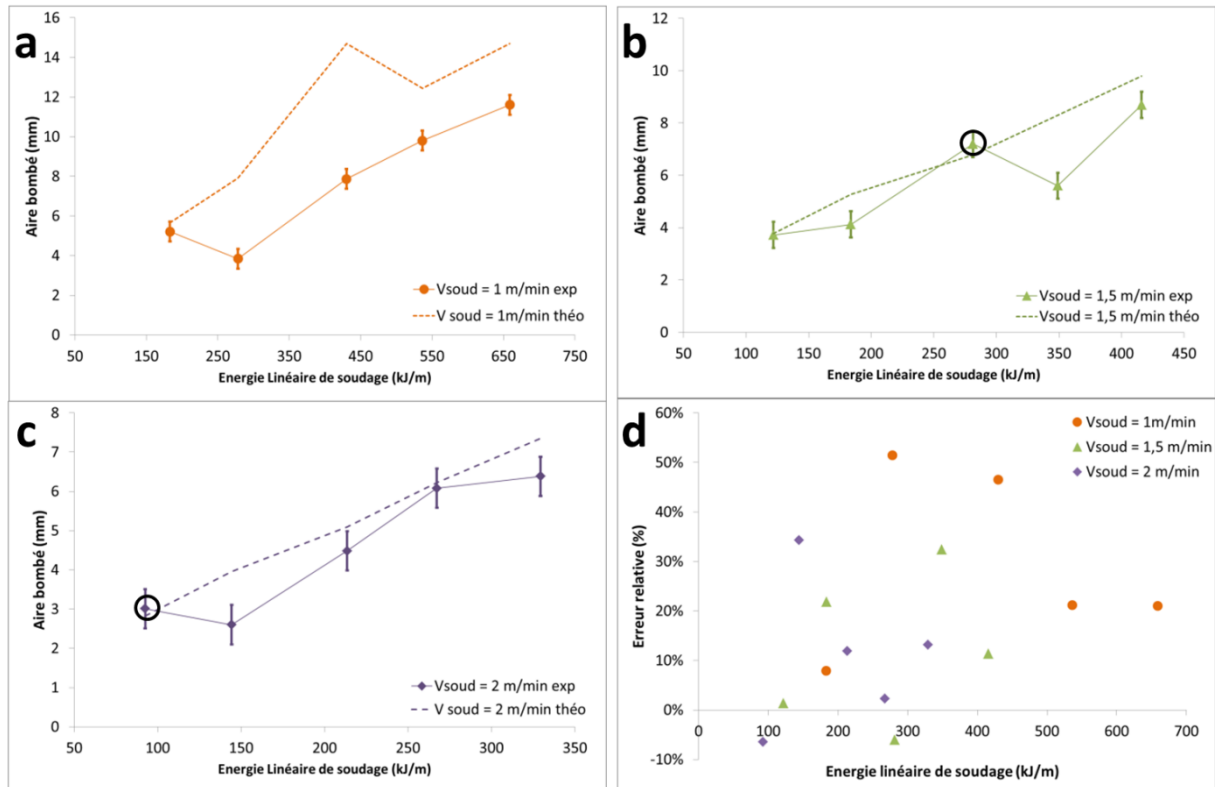
On remarque que l'évolution générale de la hauteur du bombé (Figure A6-2a), de la largeur du bain fondue (Figure A6-2b), de la pénétration (Figure A6-2c), de la surface du bombé (Figure A6-2d), et de la surface totale de la zone fondue (Figure A6-2e) est cohérente avec la théorie. En effet, ces paramètres diminuent avec l'augmentation de la vitesse de soudage et donc avec la diminution de l'énergie de soudage. De même, ils augmentent avec l'augmentation de la vitesse de fil. Cependant quelques points singuliers sont visibles sur les courbes :

1. Figure A6-2a : la hauteur de bombé des échantillons produits avec une vitesse de fil de  $5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  est supérieure à celle des essais réalisés avec une vitesse de fil de  $7 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ .
2. Figure A6-2b : la largeur du cordon ( $v_{\text{fil}} = 13 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  et  $v_s = 2 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ) est plus petite que la valeur attendue. Ceci est dû à la forme particulière du cordon qui pourrait être liée à un mauvais mouillage dû à la forte vitesse de soudage.
3. Figure A6-2d : l'aire du bombé des échantillons marqués est réduite du fait des pertes par projections.

Il convient donc de prendre en compte ces singularités pour comprendre les écarts entre la simulation et l'expérience si ces cas sont simulés.

L'aire du bombé théorique est défini par la formule suivante, déduit de la conservation de la masse, et est comparé à celle du bombé mesuré à partir des macrographies sur la Figure A6-3:

$$\text{Aire } b \text{ théorique} = \frac{\pi r_{fil}^2 \times v_{fil}}{v_s}$$



**Figure A6-3 : Comparatif entre l'aire expérimentale et l'aire théorique du bombé des cordons MAG. Les points singuliers sont marqués d'un cercle noir.**

L'aire expérimentale du bombé est inférieure à l'aire théorique pour la quasi-totalité des essais (Figure A6-3a, b et c) ce qui est en accord avec les hypothèses présentées (projections, caniveaux). Ceci est visible par l'erreur relative positive sur la Figure A6-3d. L'erreur peut être importante (jusqu'à 50%) ce qui s'explique par une forte perte de matière sous forme de projection et de fumées lors du soudage.

Deux points sont au-dessus des courbes théoriques sur la Figure A6-3b et la Figure A6-3c. Cependant les valeurs théoriques restent comprises dans l'erreur de mesure de l'aire du bombé expérimental qui est estimée à  $\pm 0,5 \text{ mm}^2$ . Bien que négative, l'erreur relative correspondante reste faible et ne dépasse pas -10% (Figure A6-3d).

Il conviendra de choisir le bombé théorique pour la simulation numérique si le bombé expérimental est trop faible (pertes par projections et fumées trop importantes).

### 3. Symétrie des lignes de fusion MAG

L'axe central du cordon MAG est défini par le point le plus haut du bombé. La demi-largeur et la demi-aire sont ainsi mesurées de chaque côté de cet axe pour définir une condition de symétrie (Figure A6-4).

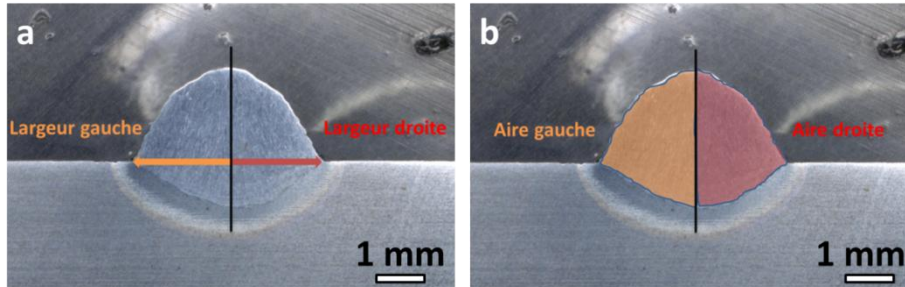


Figure A6-4 : Mesure de symétrie sur une macrographie de cordon MAG

Un cordon est considéré comme symétrique quand la valeur gauche et la valeur droite (que cela soit la demi-largeur ou la demi-aire) diffèrent de moins de 15% (Figure A6-5). Sur les 15 cordons étudiés, seul un cordon ne remplit aucun critère de symétrie ( $v_{fil} = 13 \text{ m.min}^{-1}$  et  $v_s = 1 \text{ m.min}^{-1}$ ) et trois cordons ne sont pas symétriques selon un critère. On explique l'asymétrie de certains cordons par un mauvais mouillage ou une instabilité de l'arc du fait de la vitesse de soudage importante. Afin de faciliter la simulation, on choisira donc préférentiellement les cordons répondant aux critères de symétrie.

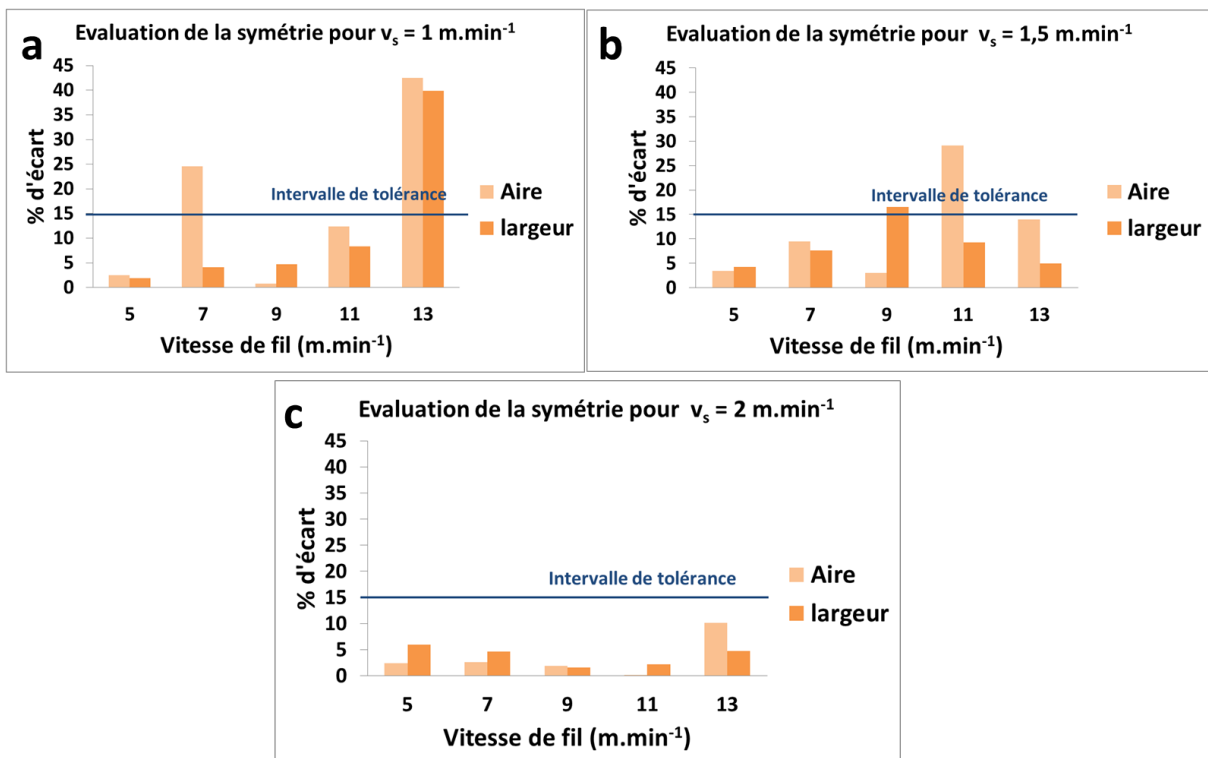


Figure A6-5 : Rapports de symétrie en fonction de la vitesse de fil pour différentes vitesses de soudage



## 4. Mesures réalisées à l'aide de la caméra haute vitesse

### 4.1. Longueur du bain de fusion

On mesure la longueur du bain ( $L_0$ ) sur les vidéos hautes vitesses peu filtrées (Figure A6-6). Les longueurs de bain mesurées sont comprises entre  $17 \pm 2$  mm et  $48 \pm 2$  mm. La longueur du bain de fusion augmente avec l'augmentation de la vitesse de fil et diminue avec l'augmentation de la vitesse de soudage. Les résultats sont en accord avec la théorie.

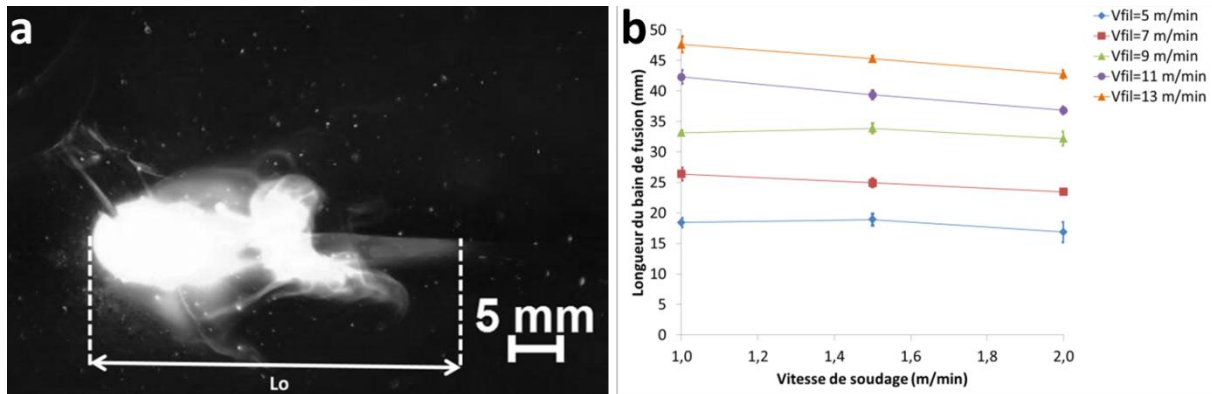


Figure A6-6 : Mesure de la longueur du bain fondu (a) et résultats obtenus en fonction de la vitesse de soudage (b) (procédé MAG)

### 4.2. Déformation de surface

On mesure la déformation de surface « d » due à la pression d'arc et à la force appliquée par l'impact des gouttes sur les images tirées de la vidéo haute vitesse en prenant en compte l'angle d'inclinaison de la caméra de  $45^\circ$  (Figure A6-7a). Pour chaque jeu de paramètres, une moyenne sur cinq mesures est présentée sur la Figure A6-7b. Les résultats sont en accord avec la théorie. On a bien une augmentation de la déformation de la surface du bain avec la vitesse de fil et une diminution de la déformation de surface avec une augmentation de la vitesse de soudage.

NB : pour une vitesse  $v_{fil}$  inférieure à  $9 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , le régime de transfert de gouttes ne se fait pas par pulvérisation axiale. La déformation de surface est considérée comme inférieure ou égale à 0,3 mm.

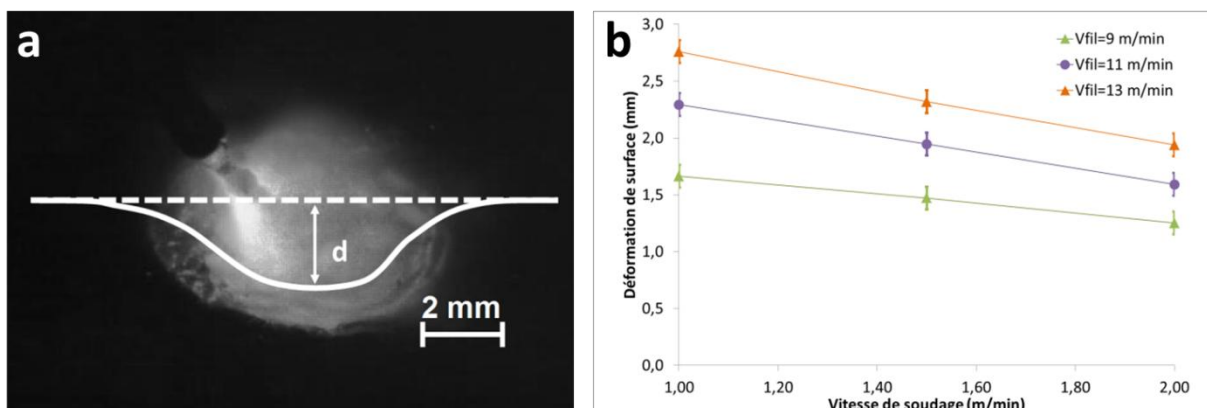


Figure A6-7 : Mesures de la déformation de surface (a) et résultats obtenus en fonction de la vitesse de soudage (b) en soudage MAG

## 5. Comparaison avec les données de la littérature

Pour vérifier la pertinence de nos mesures, elles sont comparées avec celles issues de la thèse de Le Guen [29]. La comparaison des conditions expérimentales permet de mettre en valeur quatre principales différences :

- Le type de métal d'apport (fil fourré à poudre métallique pour nos essais alors que du fil plein G4Si1 a été utilisé pour les essais de Le Guen).
- L'épaisseur du matériau (10mm pour nos essais, 20 mm pour ceux de Le Guen)
- La microstructure et la chimie de notre acier (S460ML laminée thermomécaniquement et à faible carbone pour nos essais, acier S355 au C-Mn pour Le Guen)
- Le gaz de protection (TERAL 23® (90% Argon+5%CO<sub>2</sub>+5%O<sub>2</sub>) pour nos essais, ARCAL 21 pour ceux de Le Guen).

### 5.1. Synergies en tension et courant

On observe les synergies en tension et courant obtenues pour les paramètres de notre étude et l'on fait la comparaison avec les données issues de la thèse d'Emilie Le Guen (Figure A6-8).

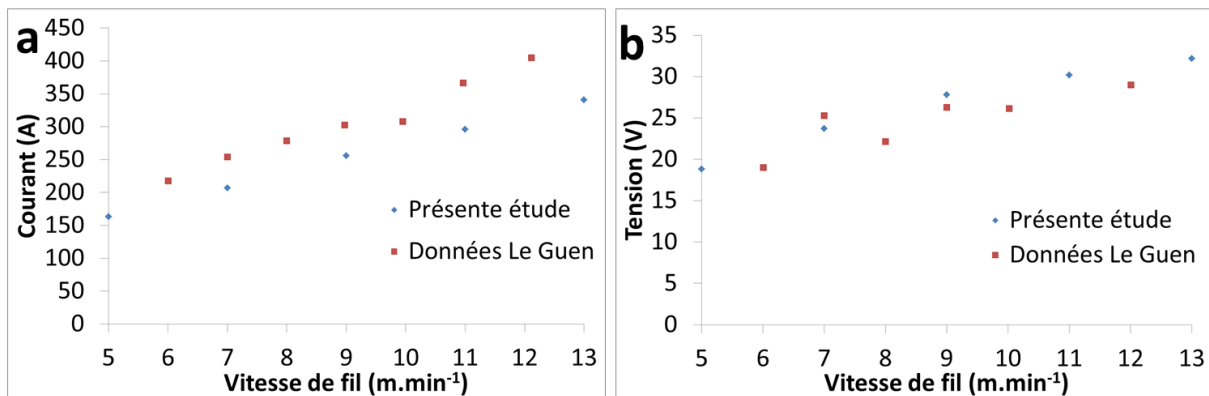


Figure A6-8 : Synergies en courant et tension

La variation de la tension en fonction de la vitesse de fil appliquée est similaire pour les deux campagnes d'essais. Cependant, on observe un courant plus faible à vitesse de fil constante pour nos essais. Cette différence est d'environ 50 A pour des vitesses de fil de 7 m.min<sup>-1</sup> et 9 m.min<sup>-1</sup> et elle atteint 100 A pour 13 m.min<sup>-1</sup>.

Le facteur principal expliquant cette différence est l'utilisation de fil fourrée à poudre métallique en lieu et place du fil plein. La fusion du fil fourré étant plus facile, cela permet d'augmenter le taux de dépôt à intensité constante et donc la vitesse de fil [256]. L'intensité est donc plus faible à vitesse de fil constante.

### 5.2. Géométrie des cordons MAG

On compare ensuite les mesures réalisées sur les macrographies aux données issues de la thèse d'Emilie Le Guen pour les mêmes vitesses de soudage, soit 1 m.min<sup>-1</sup> et 2 m.min<sup>-1</sup> (Figure A6-9).

Les mesures réalisées lors de nos essais sont du même ordre de grandeur que celles réalisées par Emilie Le Guen mais légèrement plus faibles. Ceci est particulièrement marqué pour la hauteur de bombé (Figure A6-9a) qui est environ moitié moins importante que la valeur attendue au vu des mesures réalisées par Emilie Le Guen. On explique cette différence par l'utilisation du fil fourrée qui

en réduisant l'intensité à vitesse de fil constante réduit l'apport de chaleur. Les cordons MAG sont ainsi moins larges, ont une hauteur et une aire de bombé plus faibles mais conservent une pénétration semblable aux mesures de Le Guen.

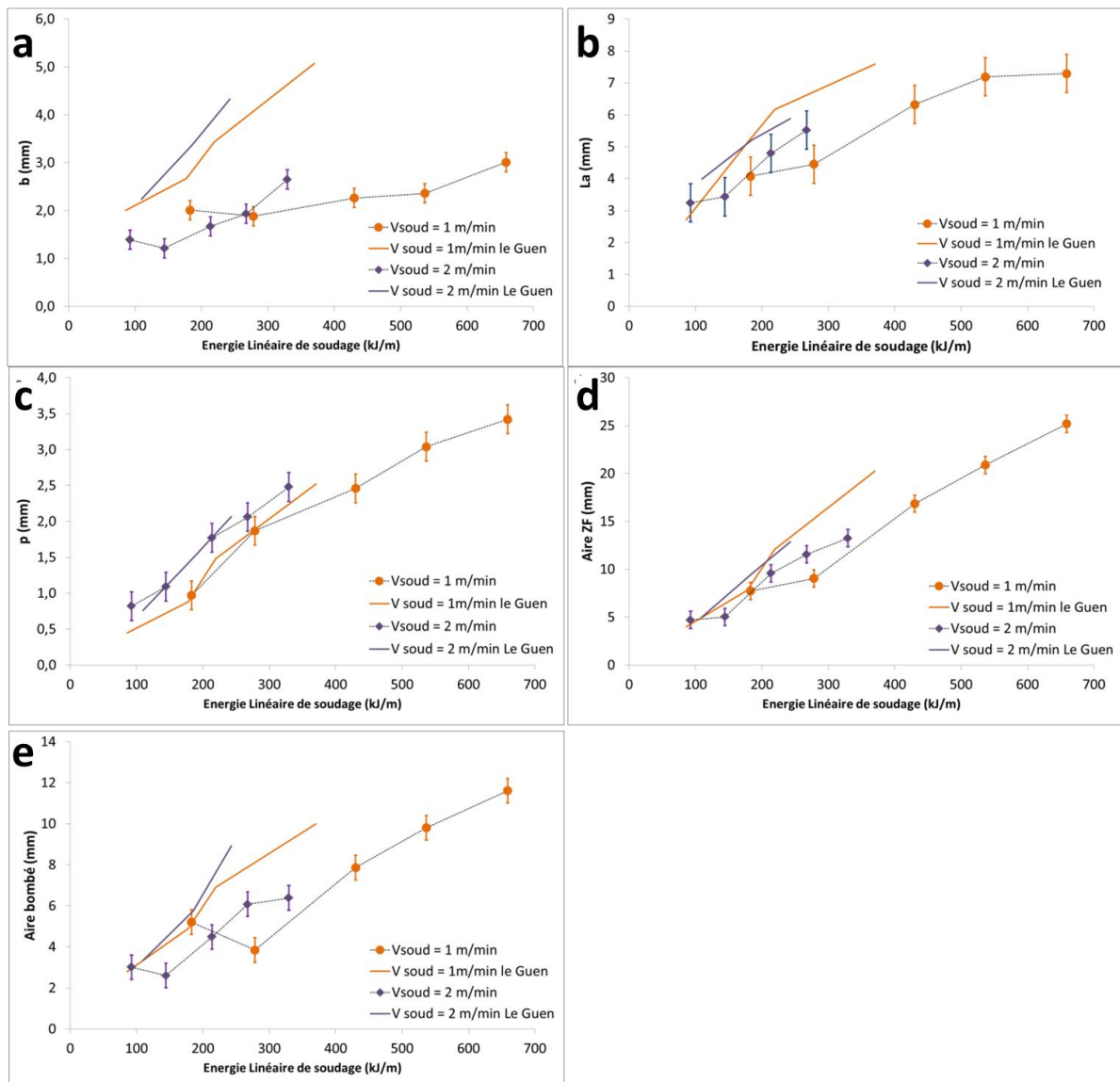


Figure A6-9 : Comparaison des mesures réalisées sur les macrographies des cordons MAG



### 5.3. Mesures réalisées à l'aide de la caméra haute vitesse

Les mesures de longueurs du bain de fusion (Figure A6-10a), de la déformation de la surface du bain de fusion (Figure A6-10b) sont comparées avec les données de la thèse d'Emilie le Guen pour des vitesses de soudage de  $1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  et  $2 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ .

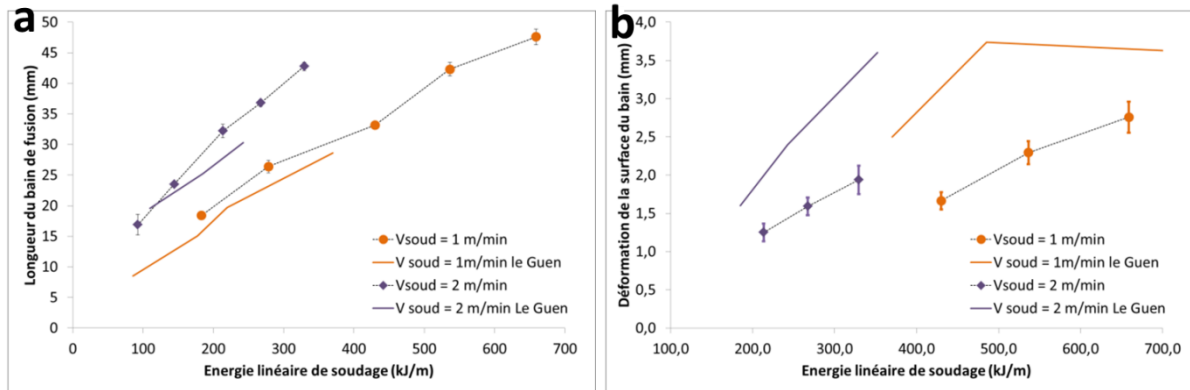


Figure A6-10 : Comparaison des longueurs de bain de fusion (a) et des déformations de surface du bain de fusion (b) en fonction de l'énergie linéaire de soudage

L'ensemble des mesures est proche des données issues des travaux de Le Guen. Les tendances et les ordres de grandeurs sont similaires. On remarque néanmoins une déformation de surface plus faible dans le cadre de nos essais ce qui pourrait encore une fois être dû à l'utilisation du fil fourré à poudre métallique.

# Annexe 7 : Etude expérimentale pour la simulation numérique du soudage hybride Laser-MAG

Une étude du soudage hybride laser-MAG en pénétration partielle a été spécialement menée dans le but d'observer l'influence de la vitesse de fil et de la vitesse de soudage sur la forme des cordons. L'objectif est de pouvoir sélectionner des jeux de paramètres donnant des cordons dont la forme est aisément simulable numériquement par le modèle développé dans le chapitre 7.

## 1. Macrographies des lignes de fusion hybrides laser-MAG

Les macrographies des 15 lignes de fusion hybrides sélectionnées pour l'étude sont présentés ci-dessous (Tableau A7-1). L'espacement entre le fil MAG et le spot laser est de 3mm. Le soudage se fait dans le sens Arc-laser. La puissance du laser est de 4 kW. Le spot laser est focalisé 4 mm sous la surface de la tôle avec un diamètre de 600  $\mu\text{m}$  au point de focalisation.

	$V_{\text{fil}} = 5 \text{ m.min}^{-1}$	$V_{\text{fil}} = 7 \text{ m.min}^{-1}$	$V_{\text{fil}} = 9 \text{ m.min}^{-1}$	$V_{\text{fil}} = 11 \text{ m.min}^{-1}$	$V_{\text{fil}} = 13 \text{ m.min}^{-1}$
$V_s = 1 \text{ m.min}^{-1}$					
$V_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$					
$V_s = 2 \text{ m.min}^{-1}$					

Tableau A7-1 : Macrographies des lignes de fusion hybrides

La géométrie des cordons hybrides est proche de la forme théorique en tête de clou. On observe quelques porosités du fait du régime non débouchant. Des caniveaux sont visibles particulièrement à forte vitesse de fil et de soudage. On choisira donc des cordons sans porosités et caniveaux de tailles importantes pour la simulation.

## 2. Géométrie des lignes de fusion hybrides laser-MAG

La géométrie des cordons est déterminée grâce à la mesure de plusieurs paramètres (Figure A7-1) :

- La hauteur du bombé (b)
- La largeur du cordon (La)
- La profondeur de pénétration (p)
- L'aire de la ZF (aire<sub>ZF</sub>)
- L'aire du bombé (aire<sub>b</sub>)

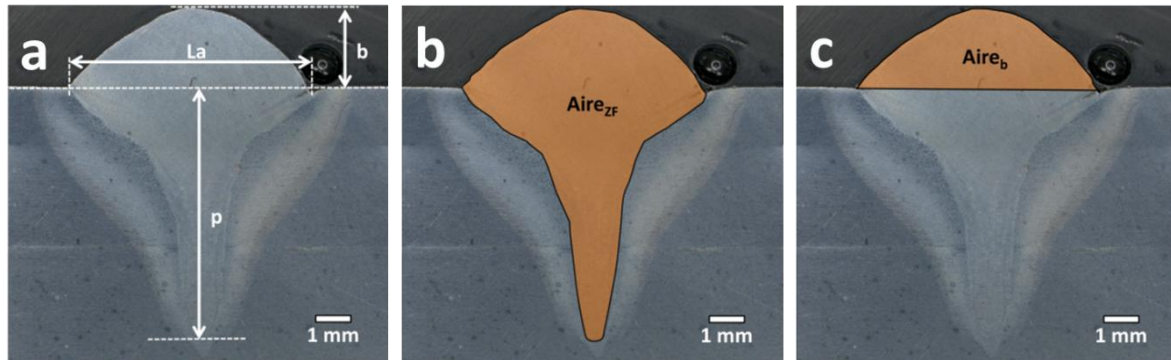


Figure A7-1 : Mesures réalisées sur une macrographie de cordon hybride : Largeur, hauteur de bombé et pénétration (a), aire de la ZF (b), aire du bombé (c)

Les paramètres opératoires et les différentes mesures pouvant être réalisées sur les macrographies sont regroupés dans le Tableau A7-1 ainsi que sous forme graphique sur la Figure A7-2. L'aire corrigée du bombé notée Aire<sub>b corrigée</sub> dans le tableau ci-dessous correspond à l'aire Aire<sub>b</sub> à laquelle on soustrait l'aire des éventuelles caniveaux. NB : L'erreur sur les mesures est la même que pour les cordons MAG (Annexe 6).

Vitesse de fil (m/min)	5	7	9	11	13	5	7	9	11	13	5	7	9	11	13
Vitesse de soudage (m/min)	1					1,5					2				
Energie linéique de Soudage (kJ/m)	429	514	668	773	887	276	344	448	516	592	215	260	334	389	443
La (mm)	4,5	5,5	7,0	7,3	8,4	3,9	4,6	5,9	6,6	7,3	2,9	4,0	5,1	4,7	5,8
p (mm)	5,6	6,2	6,8	7,7	7,7	5,5	5,7	6,6	5,8	7,3	5,0	5,1	5,7	5,3	6,7
b (mm)	1,7	1,9	2,1	2,4	2,8	1,6	1,5	1,7	1,8	2,3	1,0	1,3	1,5	1,6	1,9
Aire <sub>ZF</sub> (mm <sup>2</sup> )	15,1	18,6	24,3	30,6	34,0	11,4	13,4	18,3	19,9	24,6	7,2	10,5	14,6	13,6	18,7
Aire <sub>b</sub> (mm <sup>2</sup> )	5,4	6,8	9,4	11,2	13,9	4,0	4,3	5,9	7,1	9,5	1,9	3,4	4,6	5,0	6,6
Aire <sub>b corrigée</sub> (mm <sup>2</sup> )	5,4	6,8	9,4	11,1	13,9	4,0	4,3	5,9	7,1	9,2	1,9	3,4	4,6	5,0	6,2
Aire <sub>b théorique</sub> (mm <sup>2</sup> )	5,7	7,9	10,2	12,4	14,7	3,8	5,3	6,8	8,3	9,8	2,8	4,0	5,1	6,2	7,4
Aire <sub>b théorique</sub> - Aire <sub>b corrigée</sub> (mm <sup>2</sup> )	0,3	1,1	0,8	1,2	0,8	-0,2	1,0	0,9	1,2	0,3	1,0	0,5	0,5	1,2	0,8

Tableau A7-2 : Paramètres opératoires et mesures effectuées sur les macrographies

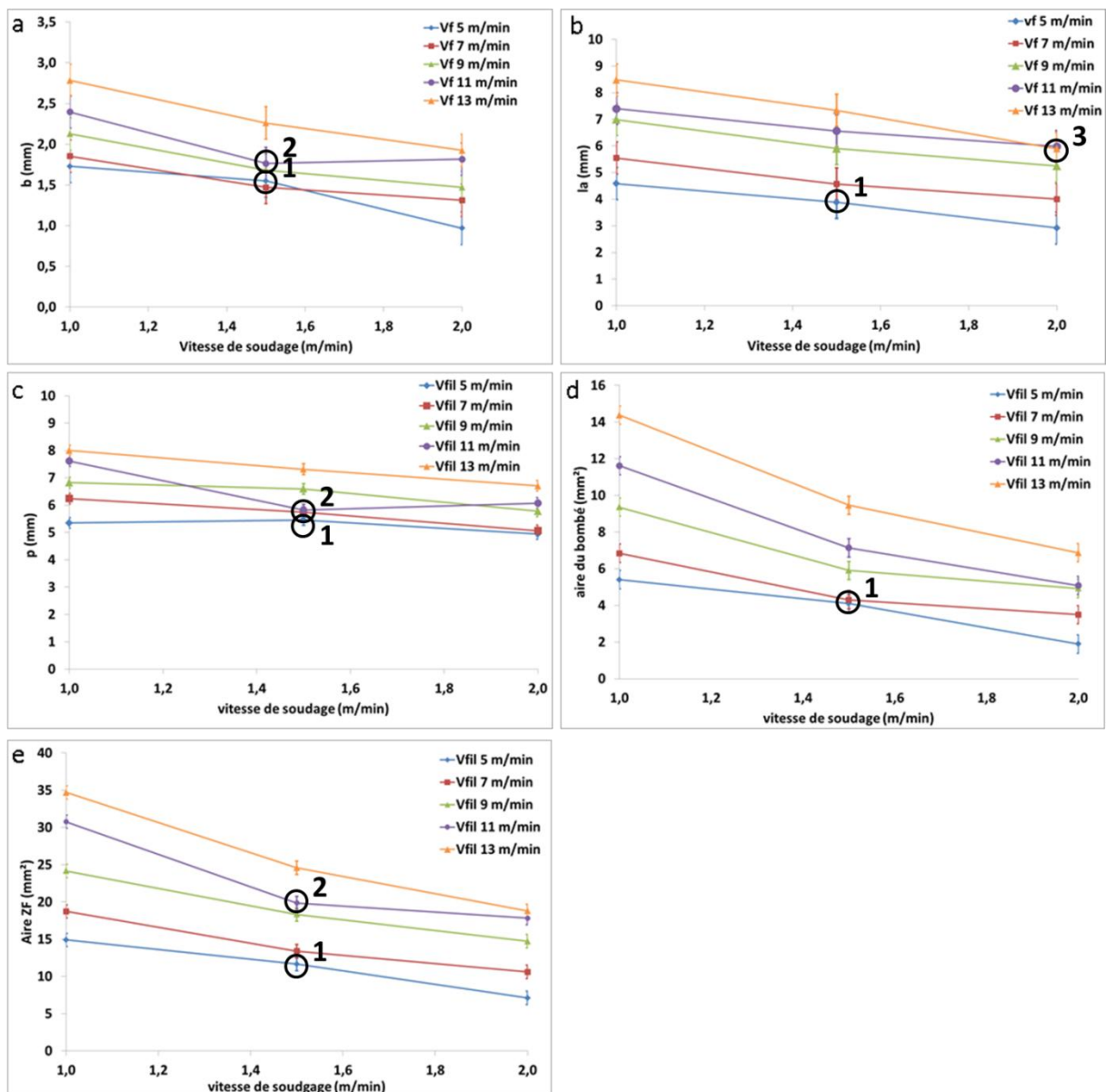


Figure A7-2 : Hauteur du bombé (a), largeur du bain fondue (b), pénétration (c), aire du bombé (d) et aire de la zone fondue (e) en fonction de la vitesse de soudage et de la vitesse de fil en soudage Hybride. Les points singuliers sont marqués d'un cercle noir.

On remarque que l'évolution générale des valeurs de la hauteur du bombé (Figure A7-2a), de la largeur du bain fondu (Figure A7-2b), de la pénétration (Figure A7-2c), de la surface du bombé (Figure A7-2d), et de la surface totale de la zone fondue (Figure A7-2e) est cohérente avec la théorie. En effet, ces paramètres diminuent avec l'augmentation de la vitesse de soudage et donc la diminution de l'énergie de soudage. On peut néanmoins observer plusieurs points singuliers sur les courbes :

1. Figure A7-2 de a à e : Les mesures réalisées sur l'échantillon ( $v_s = 1,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $v_{fil} = 5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ) sont plus élevées que les valeurs attendues. Ceci s'explique par le fait que ce cordon présente du humping (variation irrégulière de la forme du cordon dû à une vitesse de soudage élevée). La coupe macrographique doit se situer dans une partie large et particulièrement bombée du cordon, ce qui explique les valeurs élevées obtenues lors des mesures.

- Figure A7-2 a, c et e : la hauteur du bombé, la pénétration et l'aire de la ZF sont plus faibles que les valeurs attendues pour cet échantillon ( $v_s = 1,5 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $v_{fil} = 11 \text{ m.min}^{-1}$ ). Un défaut d'alignement du Laser et de l'arc électrique peut expliquer ce phénomène par la diminution de l'effet synergétique entre les procédés Laser et MAG.
- Figure A7-2b : la largeur de l'échantillon ( $v_s = 2 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $v_{fil} = 13 \text{ m.min}^{-1}$ ) est inférieure à la valeur attendue. On peut expliquer cette différence par le mauvais mouillage du bain de fusion.

Si ces cas sont simulés, ces singularités sont à prendre en compte pour comprendre les écarts entre la simulation et l'expérience. Le bombé théorique est comparé au bombé théorique sur la Figure A7-3.

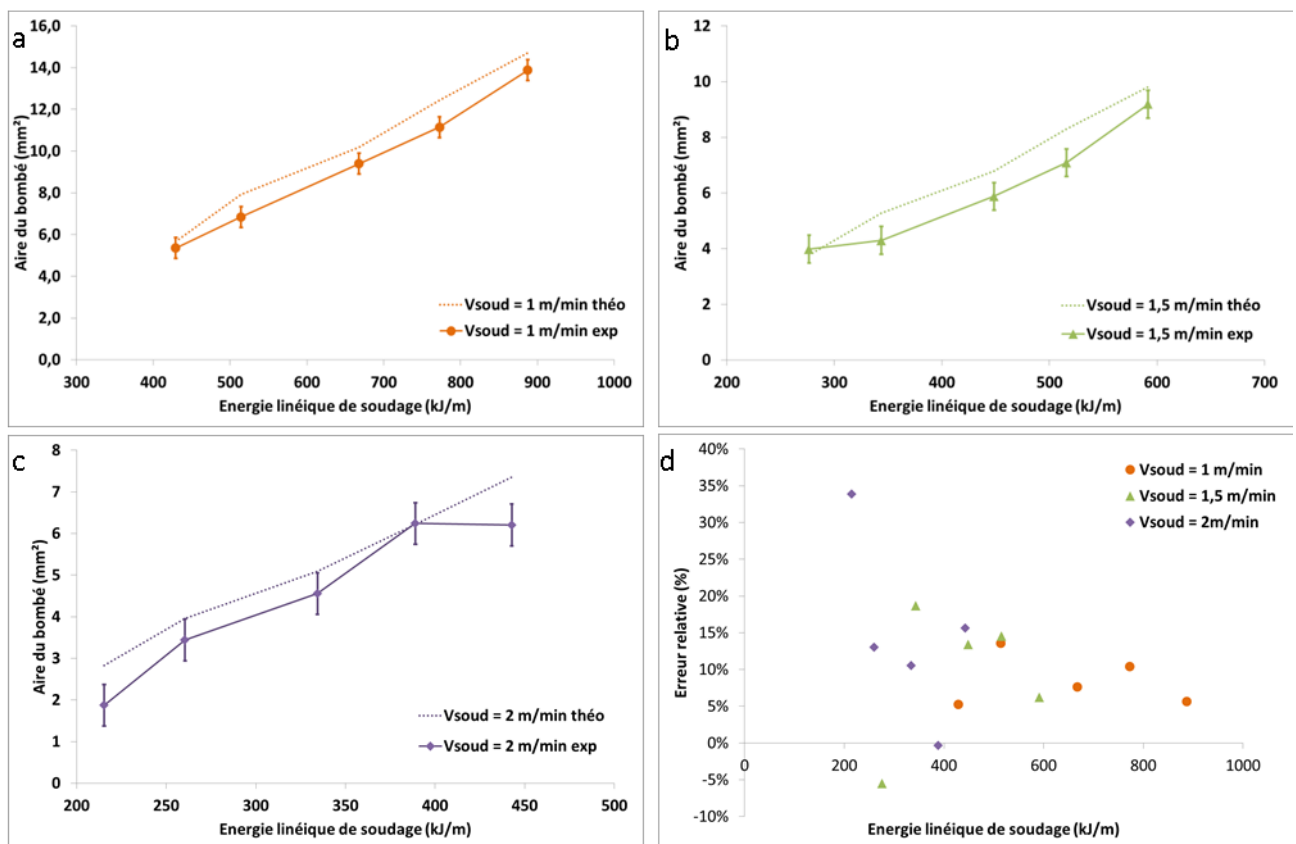


Figure A7-3 : Comparatif entre l'aire expérimentale corrigée et l'aire théorique du bombé

L'aire du bombé expérimentale corrigée est légèrement inférieure à l'aire théorique pour la quasi-totalité des échantillons (Figure A7-3a, A7-3b et A7-3c). De plus, elle augmente avec l'énergie de soudage, ce qui est en accord avec la théorie. A l'exception d'un échantillon, l'erreur relative est assez limitée comparée au cas du soudage MAG et s'explique par la perte de matière sous forme de projections et de fumées lors du soudage. Seul un échantillon se situe au-dessus de la courbe théorique (Figure A7-3d). Néanmoins, cet écart est compris dans l'erreur de mesure

### 3. Symétrie des lignes de fusion hybrides laser-MAG

L'axe central du cordon hybride est défini par le point le plus bas de la pénétration. La demi-largeur et la demi-aire sont ainsi mesurées de chaque côté de cet axe pour définir une condition de symétrie (Figure A7-4).

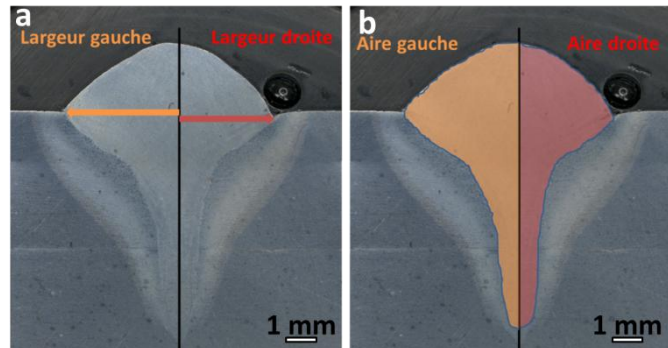


Figure A7-4 : Mesure de symétrie sur une macrographie de cordon hybride laser-MAG

Un cordon est considéré comme symétrique quand la valeur gauche et la valeur droite (que cela soit la demi-largeur ou la demi-aire) diffèrent de moins de 15% (Figure A7-5). Sur les 15 cordons étudiés, 4 cordons ne remplissent aucun critère de symétrie du fait d'un alignement laser-MAG imparfait. De plus, trois cordons ne sont pas symétriques selon un critère. On évitera donc de choisir ces cordons pour la simulation numérique du soudage hybride laser-MAG.

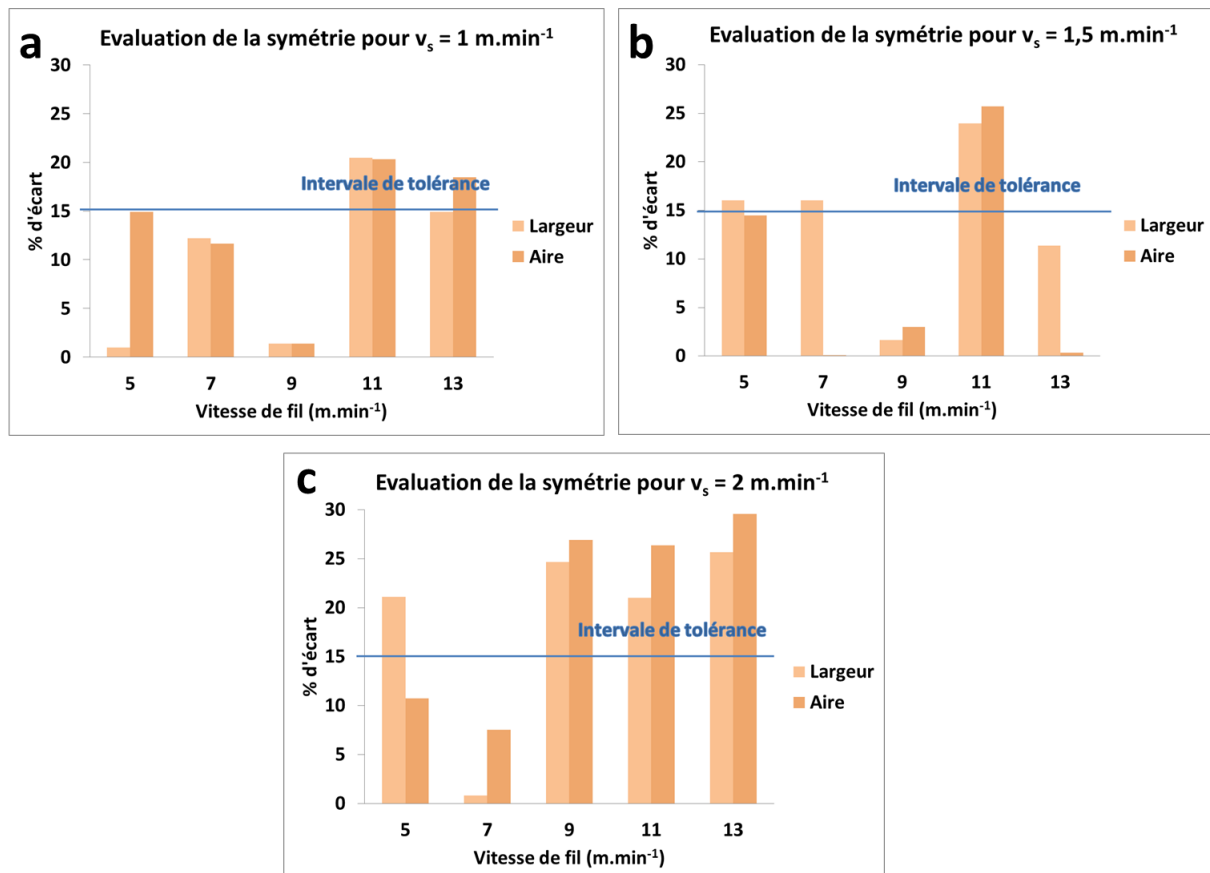


Figure A7-5 : Histogrammes représentant les rapports de symétrie des cordons hybrides laser-MAG en fonction de la vitesse de fil pour différentes vitesses de soudage

## 4. Mesures réalisées à l'aide de la caméra haute vitesse

Ces mesures seront nécessaires à l'ajustement du modèle de simulation numérique du soudage hybride laser-MAG.

### 4.1. Longueur du bain de fusion

On mesure la longueur du bain ( $L_0$ ) sur les vidéos haute-vitesse peu filtrées pour quatorze essais (Figure A7-6). Les longueurs de bain mesurées sont comprises entre  $27 \pm 2$  mm et  $52 \pm 2$  mm. La longueur du bain de fusion augmente avec l'augmentation de la vitesse de fil, ce qui est en accord avec la théorie. Cependant elle est quasiment non dépendante de la vitesse de soudage. Les bains sont plus longs qu'en soudage MAG du fait de l'apport d'énergie supplémentaire provenant du laser.

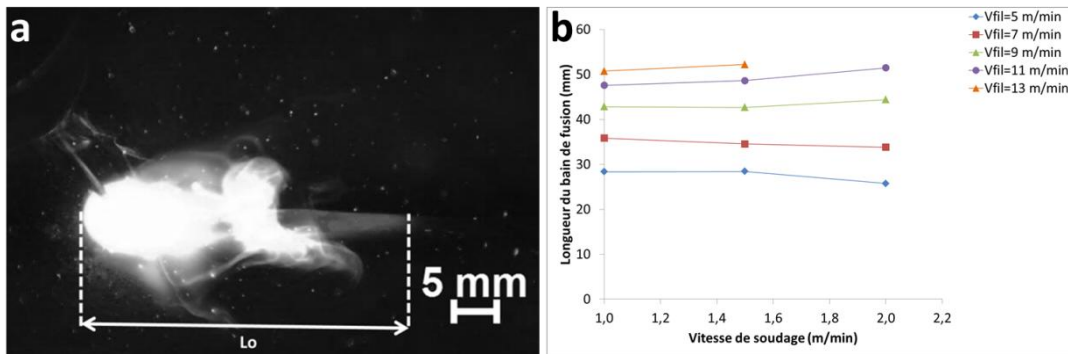


Figure A7-6 : Mesure de la longueur du bain fondu (a) et résultats obtenus en fonction de la vitesse de soudage (b) en soudage hybride laser-MAG

### 4.2. Déformation de surface

On mesure la déformation de surface « d » due à la pression d'arc et à la force appliquée par l'impact des gouttes sur les images tirées de la vidéo haute vitesse en prenant en compte l'angle d'inclinaison de la caméra de  $45^\circ$  (Figure A7-7a). Pour chaque jeu de paramètres, une moyenne sur cinq mesures est présentée sur la Figure A7-7b. Comme dans le cas du soudage MAG, on observe une augmentation de la déformation de surface de fusion avec la vitesse de fil ce qui est en accord avec la théorie. De même, la déformation de surface diminue en général avec l'augmentation de la vitesse de soudage. NB : pour les vitesses de fil inférieures à  $9 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , le régime de transfert de gouttes ne se fait pas par pulvérisation axiale et la déformation de surface est considérée comme inférieure ou égale à  $0,3 \text{ mm}$ .

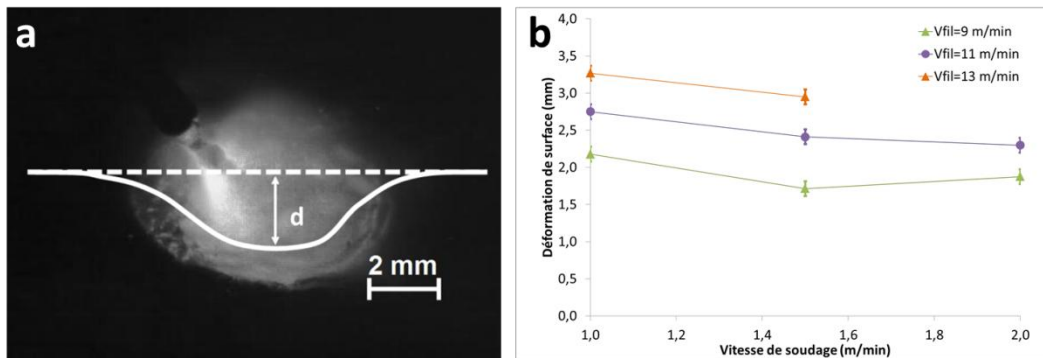


Figure A7-7 : Mesures de la déformation de surface (a) et résultats obtenus en fonction de la vitesse de soudage (b) en soudage hybride laser-MAG



## 5. Comparaison avec les données de la littérature

En plus, des différences liées au procédé MAG, on notera que la distance laser-Arc est de 3 mm ici contre 2 mm pour Emilie le Guen.

### 5.1 Géométrie des cordons hybrides

On compare ensuite les mesures réalisées sur les macrographies aux données issues de la thèse d'Emilie Le Guen pour des vitesses de soudage communes, soit  $1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  et  $2 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  (Figure A7-8).

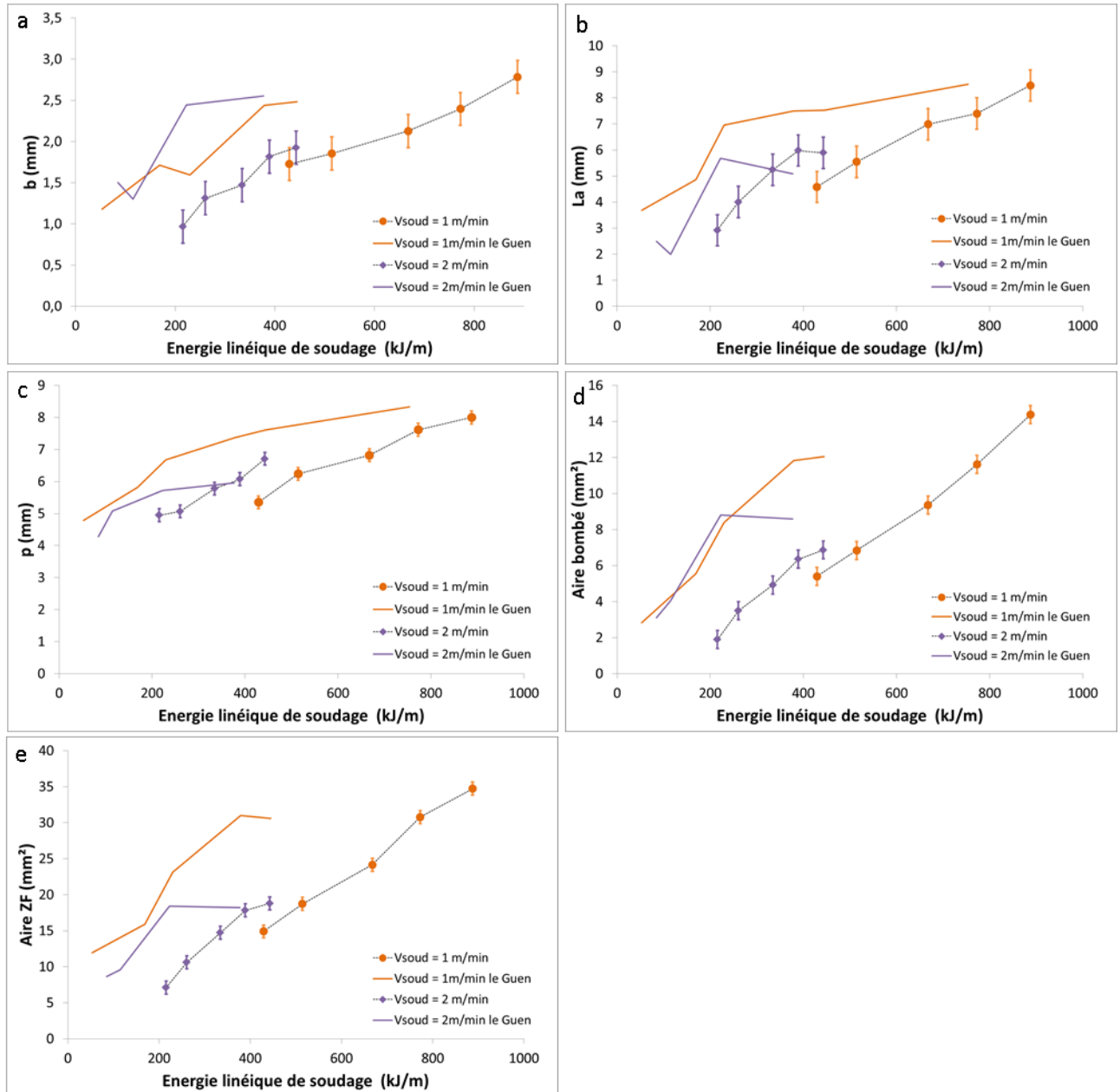


Figure A7-8 : Comparaison des mesures réalisées sur les macrographies des cordons hybrides LASER-MAG

Les mesures réalisées lors des présents essais évoluent plus régulièrement en fonction de l'énergie linéique de soudage en comparaison avec les valeurs d'Emilie Le Guen. De plus, à énergie de soudage similaire, ces mesures sont plus faibles que celles réalisées par Emilie Le Guen. Ceci est particulièrement marqué pour la hauteur de bombé (Figure A7-8b), l'aire du bombé (Figure A7-8d) et



l'aire de la ZF (Figure A7-8f) qui sont beaucoup plus faibles que les valeurs attendues au vue des mesures réalisées par Emilie Le Guen.

On explique cette différence par l'utilisation de fil fourré et la DLA plus importante pour nos essais qui limitent l'apport d'énergie à paramètres constants. On remarque cependant que la pénétration étant due principalement au laser, les cordons conservent une pénétration semblable aux mesures d'Emilie Le Guen.

## Bibliographie

1. G. Murry, '*Aide mémoire - Métallurgie*', ed. Dunod, Usine Nouvelle, Paris, 2eme édit., 2010.
2. D. A. Porter, '*Weldable High-Strength Steels : Challenges and Engineering Applications*', in *IIW International Conference High-Strength Materials - Challenges and Applications*, Helsinki, Finlande, 2015.
3. M. Durand-Charre, '*La microstructure des aciers et des fontes - Génèse et interprétation*', Paris, SIRPE., 2003.
4. V. Groizeleau, '*STX France lance la construction du plus gros paquebot du monde*', *Mer et marine*, 2013, **Septembre**.
5. L. G. Kvidahl, '*An improved High yield strength steel for shipbuilding*', *Weld. J.*, 1985, **64**, 42 – 46.
6. K. Nishioka and K. Ichikawa, '*Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization*', *Sci. Technol. Adv. Mater.*, 2012, **13**, 023001.
7. J. Brozda, M. Zeman and M. Lomozik, '*The weldability of thermomechanically rolled S460ML steel*', *Weld. Int.*, 2000, **14**, 593–605.
8. N. J. PETCH, '*The Cleavage Strength of Polycrystals*', *J. Iron Steel Inst.*, 1953, **174**, 25–28.
9. E. O. Hall, '*The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results*', *Proc. Phys. Soc.*, 1951, **64**, 747–753.
10. F. B. Pickering, '*Physical metallurgy and the design of steels*', Applied Science Publishers, London, UK, 1978.
11. ISO standard, '*EN 10025-4:2004, Hot rolled products of structural steels - Part 4: Technical delivery conditions for thermomechanical rolled weldable fine grain structural steels*', 2004.
12. European Standard, '*Eurocode 3: Design of steel structures - Part 1-1: General rules and rules for buildings*', 2005.
13. Ilsenburger Grobblech, '*Certificat Matière S460ML*', 2012.
14. R. Willms, '*High strength steel for steel constructions*', in *Nordic steel construction conference*, 2009, 597–604.
15. E. Easterling, '*Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*', ed. B.-H. Ltd, 1983.
16. M. Zeman, '*Analysis of the problem and organisation of an investigation together with some practical examples of the use of mathematical methods*', *Res. Rep. Publ Inst. Spaw.*, 1987, **C31.3.5**.
17. S. Lee, B. C. Kim and D. Kwon, '*Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat- affected zones of thermomechanically controlled processed steels*', *Metall. Trans. A*, 1992, **23**, 2803–2816.

18. Y. Weng et al., '*Ultra-fine grained steels*', in *Ultra-Fine Grained Steels*, ed. Y. Weng, Metallurgical Industry Press / Springer, Beijing, China, 2009.
19. M. Bruneau, C.-M. Uang and S. E. R. Sabelli, '*Ductile design of steel structures*', McGraw Hill Professional, 2011.
20. P. Paillard, '*Procédés de soudage : Introduction*', *Tech. l'ingénieur*, 2014, **BM 7 700**.
21. K. Weman, '*Procédés de soudage*', Dunod., 2012.
22. Fronius, '*Schéma du procédé CMT*', [http://www.fronius.com/cps/rde/xchg/SID-04310AFF-05E0673C/fronius\\_france/hs.xsl/32\\_4641.htm#.VdRLTPntmko](http://www.fronius.com/cps/rde/xchg/SID-04310AFF-05E0673C/fronius_france/hs.xsl/32_4641.htm#.VdRLTPntmko).
23. J. Prenel, '*Physique du laser*', *Tech. l'ingénieur*, 2014, **AF 3 270**, 13.
24. M. A. Kesse, '*Laser-TIG hybrid welding process*', Master thesis, Lappeenranta University of Technology, Lappeenranta, Finland, 2013.
25. F. O. Olsen, '*Hybrid Laser-Arc Welding*', in *Hybrid laser-arc welding*, ed. F. O. Olsen, Woodhead Publishing Limited, Cambridge, 2009.
26. A. Mahrle and E. Beyer, '*Heat sources of hybrid laser-arc welding processes*', in *Hybrid laser-arc welding*, ed. F. O. Olsen, Woodhead Publishing Limited, 2009, 47–84.
27. I. Bunaziv, '*Optimization of parameters for fiber laser-MAG hybrid welding in shipbuilding applications*', PhD thesis, Lappeenranta University of Technology, Lappeenranta, Finland, 2013.
28. P. Kah, '*Usability of laser-arc hybrid welding*', PhD thesis, Lappeenranta University of Technology, Lappeenranta, Finland, 2011.
29. E. Le Guen, '*Etude du procédé de soudage hybride laser/MAG : Caractérisation de la géométrie et de l'hydrodynamique du bain de fusion et développement d'un modèle 3D thermique*', thèse de doctorat, Université de Bretagne Sud, Lorient, France, 2010.
30. B. Hu and G. den Ouden, '*Laser induced stabilisation of the welding arc*', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2005, **10**, 76–81.
31. J. Zhou, H.-L. Tsai and P.-C. Wang, '*Transport Phenomena and Keyhole Dynamics during Pulsed Laser Welding*', *J. Heat Transfer*, 2006, **128**, 680.
32. L. Zhao et al., '*Influence of oxygen on weld geometry in fibre laser and fibre laser-GMA hybrid welding*', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2011, **16**, 166–173.
33. R. Fabbro, '*Melt pool and keyhole behaviour analysis for deep penetration laser welding*', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2010, **43**, 445501.
34. P. Haug et al., '*Influence of laser wavelength on melt bath dynamics and resulting seam quality at welding of thick plates*', *Phys. Procedia*, 2013, **41**, 49–58.

35. S. Shi, 'Laser and hybrid laser MAG welding of thick section', in *International Forum on Welding Technologies in Energy Engineering*, Shanghai, China, 2005, 21–23.
36. P. Shcheglov, 'Study of Vapour-Plasma Plume during High Power Fiber Laser Beam Influence on Metals', PhD thesis, National Research Nuclear University 'MEPhI', Moscow, Russia, 2012.
37. Y. Kawahito, M. Mizutani and S. Katayama, 'High quality welding of stainless steel with 10 kW high power fibre laser', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2009, **14**, 288–294.
38. S. Katayama, 'Fundamentals of hybrid laser-arc welding', in *Hybrid laser-arc welding*, ed. F. O. Olsen, Woodhead Publishing Limited, 2009, 28–46.
39. J. Yan, M. Gao and X. Zeng, 'Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding', *Opt. Lasers Eng.*, 2010, **48**, 512–517.
40. A. Mahrle et al., 'Process characteristics of fibre-laser-assisted plasma arc welding', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2011, **44**, 345502.
41. U. Reisgen et al., 'Laser Beam Submerged Arc Hybrid Welding', *Phys. Procedia*, 2012, **39**, 75–83.
42. S. Grünenwald et al., 'Solutions for joining pipe steels using laser-GMA-hybrid welding processes', *Phys. Procedia*, 2010, **5**, 77–87.
43. H. Staufer, 'Laser Hybrid Welding in the Automotive Industry', *Weld. J.*, 2007, **86**, 36–40.
44. J. K. Kristensen, 'State of art in shipbuilding applications of hybrid laser-arc welding', in *NOLAMP12 Proc.*, Trondheim, Norway, 2009, 1–13.
45. C. Kim, H. Lim and J. Kim, 'Position welding using disk laser-GMA hybrid welding', *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, 2008, **28**, 83–86.
46. S. Uchiumi et al., 'Penetration and welding phenomena in YAG laser-MIG hybrid welding of aluminium alloy', in *ICALEO Proceedings*, San Francisco, California, USA, 2004.
47. L. Liu, 'Hybrid welding of magnesium alloys', in *Hybrid laser-arc welding*, ed. F. O. Olsen, Woodhead Publishing Limited, 2009, 143–177.
48. L. Liu and M. Chen, 'Effect of laser pulse on recovery delay of arc plasma based on ion migration behavior in the pulsed laser-arc hybrid welding process', *Opt. Lasers Eng.*, 2013, **51**, 96–103.
49. C. Li et al., 'Fiber laser-GMA hybrid welding of commercially pure titanium', *Mater. Des.*, 2009, **30**, 109–114.
50. M. Ono and Y. Shinbo, 'Development of laser-arc hybrid welding', *NKK Tech. Rev.*, 2002, **86**.
51. C. Walz, T. Seefeld and G. Sepold, 'Process stability and design of seam geometry during hybrid welding', in *ICALEO Proceedings*, Jacksonville, Florida, USA, 2001.

52. J. Siltanen et al., '*Laser-GMA hybrid welding of 960 MPa steels*', in *ICALEO Proceedings*, Orlando, Florida, USA, 2011.
53. J. Siltanen, S. Tihinen and J. Kömi, '*Laser and laser gas-metal-arc hybrid welding of 960 MPa direct-quenched structural steel in a butt joint configuration*', *J. Laser Appl.*, 2015, **27**, S29007.
54. W. Liu et al., '*Hybrid Laser-arc Welding of 17-4 PH Martensitic Stainless Steel*', *Lasers Manuf. Mater. Process.*, 2015, **2**, 74 – 90.
55. M. Mazar Atabaki et al., '*Hybrid Laser/Arc Welding of Advanced High Strength Steel in Different Butt Joint Configurations*', *Mater. Des.*, 2014, **64**, 573 –587.
56. V. Kujanpää, '*Thick-section Laser and Hybrid Welding of Austenitic Stainless Steels*', *Phys. Procedia*, 2014, **56**, 630–636.
57. M. Gao et al., '*Parameter optimization and mechanism of laser–arc hybrid welding of dissimilar Al alloy and stainless steel*', *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2014, **74**, 199 – 208.
58. M. Mazar Atabaki et al., '*Hybrid laser/arc welding of advanced high strength steel to aluminum alloy by using structural transition insert*', *Mater. Des.*, 2015, **75**, 120–135.
59. L. M. Liu and X. Zhao, '*Study on the weld joint of Mg alloy and steel by laser-GTA hybrid welding*', *Mater. Charact.*, 2008, **59**, 1279–1284.
60. U. Dilthey and A. Wieschemann, '*Prospects by combining and coupling laser beam and arc welding processes*', *Weld. World*, 2000, **44**, 37 – 46.
61. S. E. Nielsen et al., '*Hybrid welding of thick section C/Mn steel and aluminium*', in *IIW document*, International Institute Of Welding, 2002, XII 1731–0.
62. L. Karlsson, L. Svensson and K. Hurtig, '*Influence of dilution on properties of high strength steel weld metals*', *Biul. Inst. Spaw.*, 2014, **58**, 62 – 71.
63. X. Ren et al., '*Comparison of Hybrid Laser-arc and Conventional Welding for Arctic Applications*', *Int. Offshore Polar Eng. Conf.*, 2011, **8**, 407–413.
64. S. Webster, J. K. Kristensen and D. Petring, '*Joining of thick section steels using hybrid laser welding*', *Ironmak. Steelmak.*, 2008, **35**, 496–504.
65. P. M. Norman, A. F. H. Kaplan and J. Karlsson, '*Classification and generalization of data from a fibre-laser hybrid welding case*', *Phys. Procedia*, 2010, **5**, 69–76.
66. B. M. Victor, '*Hybrid Laser Arc Welding*', *ASM Handb.*, 2011, **6A**, 321 – 328.
67. L. Zhao et al., '*Influence of welding parameters on distribution of wire feeding elements in CO2 laser GMA hybrid welding*', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2009, **14**, 457–467.
68. P. Kah, A. Salminen and J. Martikainen, '*The effect of the relative location of laser beam with arc in different hybrid welding processes*', *Mechanika*, 2010, **3**, 68–74.

69. J. Frostevarg and A. F. H. Kaplan, '*Undercuts in Laser Arc Hybrid Welding*', *Phys. Procedia*, 2014, **56**, 663–672.
70. T. Ishide, S. Tsubota and M. Watanabe, '*Latest MIG, TIG arc-YAG laser hybrid welding systems for various welding products*', in *First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing*, 2003, 347–352.
71. C. Walz, G. Sepold and M. El Rayes, '*The Influence of Various Hybrid Welding Parameters on Bead Geometry*', *Weld. J.*, 2004, **83**, 147s–153s.
72. K. Nilsson et al., '*Parameter Influence in CO<sub>2</sub>-laser/MIG Hybrid Welding*', in *56th Annual assembly of International Institute of Welding*, IIW Doc. IV-843-03, Bucarest, Romania, 2003.
73. U. Reisgen, S. Olschok and M. Mavany, '*Hybrid welding with controlled short arcs - a variation of the reduction of the energy-per-unit length*', in *ICALEO Proceedings*, Orlando, Florida, USA, 2011, 587–591.
74. G. Li et al., '*Role of arc mode in laser-metal active gas arc hybrid welding of mild steel*', *Mater. Des.*, 2014, **61**, 239–250.
75. M. Gao and X. Y. Zeng, '*Effect of shielding gas on hybrid laser-arc welding*', in *Hybrid laser-arc welding*, ed. F. O. Olsen, Woodhead Publishing Limited, 2009, 85–105.
76. I. Eriksson, J. Powell and A. F. H. Kaplan, '*Guidelines in the Choice of Parameters for Hybrid Laser Arc Welding with Fiber Lasers*', *Phys. Procedia*, 2013, **41**, 119–127.
77. N. Abe et al., '*High speed welding of thick plates using a laser-Arc combination system*', *JWRI*, 1997, **26**, 69–75.
78. A. Fellman and A. Salminen, '*Study of the Phenomena of Fiber Laser-MAG Hybrid Welding*', in *ICALEO Proceedings*, Orlando, USA, 2007, 871–880.
79. K. Nilsson et al., '*Laser Hybrid Welding of High Strength Steels*', in *ICALEO Proceedings*, Jacksonville, Florida, USA, 2001, Paper A303.
80. A. Wieschemann, H. Kelle and D. Dilthey, '*Hybrid-welding and the HyDRA MAG+ LASER processes in shipbuilding*', *Weld. Int.*, 2003, **17**, 761–766.
81. S. E. Webster et al., '*Hyblas : economical and safe laser hybrid welding of structural steel*', in *Official Publications of the European Communities*, European commission, Luxembourg, 2009.
82. E. Lappalainen, '*Laser-MAG hybrid welding of low alloy steel in thickness between 8 and 15 mm*', in *NOLAMP13 Proc.*, Trondheim, Norway, 2011.
83. J. Lamas et al., '*The effect of fit-up geometry on melt flow and weld quality in laser hybrid welding*', *J. Laser Appl.*, 2013, **25**, 1–7.
84. J. Powell et al., '*The Sensitivity of Hybrid Laser Welding to Variations in Workpiece Position*', *Phys. Procedia*, 2011, **12**, 188–193.

85. M. Kutsuna and L. Chen, '*Interaction of both plasmas in CO<sub>2</sub> laser-MAG hybrid welding of carbon steel*', in *First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing*, Osaka, Japon, 2003, 341–346.
86. S. V. Kuryntsev and a. K. Gilmutdinov, '*The effect of laser beam wobbling mode in welding process for structural steels*', *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2015, **May**.
87. F. Möller et al., '*Gap Bridging Ability in Laser GMA Hybrid Welding of Thin 22MnB5 Sheets*', *Phys. Procedia*, 2014, **56**, 620–629.
88. T. R. Mcjunkin et al., '*Towards Real Time Diagnostics of Hybrid Welding Laser / GMAW*', *AIP Conf. Proc.*, 2014, **1581**, 1709.
89. D. Travis et al., '*Sensing for monitoring of the laser-GMAW hybrid welding process*', in *ICALEO Proceedings*, San Francisco, California, USA, 2004.
90. J. Karlsson and A. F. H. Kaplan, '*Comprehensive monitoring and control of laser hybrid arc welding in industrial production*', in *ICALEO Proceedings*, Anaheim, California, USA, 2012, 220–227.
91. M. Luo and Y. C. Shin, '*Estimation of keyhole geometry and prediction of welding defects during laser welding based on a vision system and a radial basis function neural network*', *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2015, 1–14.
92. C. Allen, P. Hilton and J. Blackburn, '*Increasing the tolerance to fit-up gap using hybrid laser-arc welding and adaptive control of welding parameters*', in *37th International MATADOR Conference*, Springer, Manchester, England, 2012, 6 – 11.
93. C. Allen, S. Shi and P. Hilton, '*Adaptively controlled high brightness laser-arc hybrid welding*', in *International conference on power beam processing technologies*, Beijing, China, 2010, 1–7.
94. J. Neubert and B. Kranz, '*Characteristics and strength behaviour of laser hybrid welds on T- and butt joints considering European and international standards*', *Weld. World*, 2013, **57**, 373–382.
95. V. Kujanpää, '*Properties of joints produced by hybrid laser-arc welding*', in *Hybrid laser-arc welding*, ed. F. O. Olsen, Woodhead Publishing Limited, 2009, 106–126.
96. J. K. Kristensen et al., '*Solidification flaws in laser welds of structural steels*', in *NOLAMP7 Proc.*, Lappeenranta University of Technology, Lappeenranta, 1999, 364–375.
97. C. Bagger and F. O. Olsen, '*Review of laser hybrid welding*', *J. Laser Appl.*, 2005, **17**, 2.
98. W. M. Steen, M. Eboo and J. Clarck, '*Arc augmented laser processing of materials*', in *Proc. Conf. Advances in Welding Processes*, Harrogate, UK, 1978, 257–265.
99. K. H. Magee, V. E. Merchant and C. V Hyatt, '*Laser assisted gas metal arc weld characteristics*', in *ICALEO Proceedings*, Orlando, Florida, USA, 1990, vol. 71, 382–399.
100. E. Beyer et al., '*New Aspects in Laser Welding with an Increased Efficiency*', in *ICALEO Proceedings*, Laser Institute of America, Orlando, USA, 1994, vol. 79, 183–192.

101. T. Ishide et al., '*The latest YAG laser system - development of hybrid YAG laser welding technology*', in *ICALEO Proceedings*, Orlando, USA, 1997, 149 – 156.
102. W. Van Haver et al., '*Hybrid Laser Welding of DP600 Dual Phase Steel: Microstructural and Mechanical Properties and Joint Preparation*', in *ICALEO Proceedings*, Orlando, Florida, USA, 2007.
103. M. Gao et al., '*Microstructure and Tensile Behavior of Laser Arc Hybrid Welded Dissimilar Al and Ti Alloys*', *Materials*, 2014, **7**, 1590–1602.
104. G. Li et al., '*Laser-arc hybrid welding of thick-section mild steel plates: microstructure and performances of the beads*', in *ICALEO Proceedings*, Anaheim, California, USA, 2012, 480–485.
105. P. L. Moore, D. S. Howse and E. R. Wallach, '*Microstructures and properties of laser/arc hybrid welds and autogenous laser welds in pipeline steels*', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2004, **9**, 314–322.
106. X. Cao et al., '*Hybrid fiber laser -arc welding of high strength low alloy steel*', *Mater. Sci. Forum*, 2014, **783**, 663–668.
107. M. Moradi et al., '*Parameter dependencies in laser hybrid arc welding by design of experiments and by a mass balance*', *J. Laser Appl.*, 2014, **26**, 022004.
108. J. Frostevarg, '*The Morphology of Laser Arc Hybrid Welds*', PhD thesis, Lulea University of Technology, Sweden, 2014.
109. J. Defalco, '*Practical applications for hybrid laser welding*', *Weld. J.*, 2007, **86**, 47 – 51.
110. Det Norske Veritas, '*Guidelines for qualification and approval of hybrid Laser-Arc welding in Shipbuilding*', Høvik, Norway, 2006.
111. ISO standard, '*NF EN ISO 12932:2013 : ‘Welding - Laser-arc hybrid welding of steels, nickel and nickel alloys - Quality levels for imperfections’*', 2013.
112. ISO standard, '*ISO 15614-14:2013 : ‘Specification and qualification of welding procedures for metallic materials -- Welding procedure test -- Part 14: Laser-arc hybrid welding of steels, nickel and nickel alloys’*', 2013.
113. ISO standard, '*ISO 15609-6:2013 : ‘Specification and qualification of welding procedures for metallic materials -- Welding procedure specification -- Part 6: Laser-arc hybrid welding’*', in 2013.
114. S. M. Kelly et al., '*Using hybrid laser-arc welding to reduce distortion in ship panels*', *Weld. J.*, 2009, **88**, 32 –36.
115. C. H. J. Gerritsen and D. J. Howarth, '*A Review of the development and application of laser and laser-arc hybrid welding in European shipbuilding*', in *11th CF/DRDC International Meeting on Naval Applications of Materials Technology*, Halifax (Nova Scotia, Canada), 2005.
116. W. Suder et al., '*Hybrid laser welding of single sided fully penetrated fillet welds*', in *ICALEO Proceedings*, Miami, Florida, USA, 2013, 244–251.



117. a. Unt, E. Lappalainen and a. Salminen, '*Autogeneous Laser and Hybrid Laser Arc Welding of T-joint Low Alloy Steel with Fiber Laser Systems*', *Phys. Procedia*, 2013, **41**, 140–143.
118. T. Murakami, M. Shin and K. Nakata, '*Effect of welding direction on weld bead formation in high power fiber laser and MAG arc hybrid welding*', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2010, **39**, 175 – 177.
119. D. Belforte, '*Laser hybrid welding adds to capability at French shipyard*', <http://www.industrial-lasers.com/articles/2015/04/laser-hybrid-welding-adds-to-capability-at-french-shipyard.html>.
120. Laser Institute Of America, '*Production of High - Quality Welds Using Hybrid Laser / GMAW on Thick Steel*', [www.lia.org](http://www.lia.org), 2013.
121. O. M. Akselsen et al., '*A first assessment of laser hybrid welding of 420 MPa steel for offshore structure application.pdf*', in *NOLAMP14 Proc.*, Gothenburg, 2013, 171 – 182.
122. P. E. DENNEY, '*Hybrid Laser Arc Welding — Has Its Time Finally Arrived?*', [www.lincolnelectric.com](http://www.lincolnelectric.com), 2010.
123. T. Ilar and A. F. H. Kaplan, '*An extended feasibility study to identify laser welding and laser-arc hybrid welding business cases and business models*', in *NOLAMP14 Proc.Proc.*, eds. A. F. H. Kaplan and H. Engström, Universitetstryckeriet, Luleå, Gothenburg, Sweden, 2013, 217 –226.
124. A. Mahrle and E. Beyer, '*Hybrid laser beam welding—Classification, characteristics, and applications*', *J. Laser Appl.*, 2006, **18**, 169.
125. S. Liu et al., '*Analysis of droplet transfer mode and forming process of weld bead in CO2 laser–MAG hybrid welding process*', *Opt. Laser Technol.*, 2012, **44**, 1019–1025.
126. U. Stute, R. Kling and J. Hermsdorf, '*Interaction between Electrical Arc and Nd: YAG Laser Radiation*', *CIRP Ann. - Manuf. Technol.*, 2007, **56**, 197–200.
127. M. Gao et al., '*Weld microstructure and shape of laser–arc hybrid welding*', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2008, **13**, 106–113.
128. E. W. Reutzler et al., '*Laser-GMA Hybrid Welding : Process Monitoring and Thermal Modeling*', in *5th Conference on Trends in Welding Research*, ASM International, Pine Mountain, Georgia, USA, 2005, 531–539.
129. W. Zhang et al., '*Behavior of the plasma characteristic and droplet transfer in CO2 laser–GMAW-P hybrid welding*', *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2014, **72**, 935–942.
130. B. Hu and G. den Ouden, '*Synergetic effects of hybrid laser/arc welding*', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2005, **10**, 427–431.
131. M. M. Alam et al., '*The effect of surface topography and lack of fusion on the fatigue*', in *ICALEO Proceedings*, Orlando, USA, 2009, 38–46.
132. H. Miyazaki et al., '*Puckering Phenomenon and Its Prevention in Gma Welding of Aluminum-Alloys*', *Weld. J.*, 1994, **73**, S277–S284.

133. D. Lévesque et al., '*Laser-Ultrasonic Inspection of Hybrid Laser-Arc Welded HSLA-65 Steel*', in *AIP Conference Proceedings*, 2014, vol. 1581, 405.
134. P. Brännström, '*Optimizing Tandem MIG/MAG and Laser Hybrid Welding*', Master of science thesis, KTH Industrial Engineering and Management, Stockholm, Sweden, 2006.
135. N. T. Nguyen and M. a. Wahab, '*The effect of undercut and residual stresses on fatigue behaviour of misaligned butt joints*', *Eng. Fract. Mech.*, 1996, **55**, 453–469.
136. P. M. Norman, J. Karlsson and A. F. H. Kaplan, '*Mechanisms Forming Undercuts during Laser Hybrid Arc Welding*', *Phys. Procedia*, 2011, **12**, 201–207.
137. M. M. Alam and A. F. H. Kaplan, '*Analysis of the Rapid Central Melt Pool Flow in Hybrid Laser-Arc Welding*', *Phys. Procedia*, 2012, **39**, 853–862.
138. I. Eriksson, J. Powell and A. F. H. Kaplan, '*Measurements of fluid flow on keyhole front during laser welding*', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2011, **16**, 636–641.
139. J. Frostevarg and A. F. H. Kaplan, '*Undercut suppression in laser-arc hybrid welding by melt pool tailoring*', *J. Laser Appl.*, 2014, **26**, 031501.
140. A. Ascari et al., '*The influence of process parameters on porosity formation in hybrid LASER-GMA welding of AA6082 aluminum alloy*', *Opt. Laser Technol.*, 2012, **44**, 1485–1490.
141. O. T. Ola and F. E. Doern, '*Keyhole-induced porosity in laser-arc hybrid welded aluminum*', *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2015, **3**, 1 – 8.
142. M. Mazar Atabaki et al., '*Pore formation and its mitigation during hybrid laser/arc welding of advanced high strength steel*', *Mater. Des.*, 2015, **67**, 509–521.
143. M. Courtois et al., '*Heat and fluid flow modeling of keyhole formation in laser welding*', in *COMSOL Multiphysics User's Conference*, Milan, 2012.
144. L. Zhao et al., '*Prevention of porosity by oxygen addition in fibre laser and fibre laser-GMA hybrid welding*', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2013, **19**, 91–97.
145. S. Katayama and Y. Naito, '*Physical phenomena and porosity prevention mechanism in laser-arc hybrid welding*', *Join. Weld. Res. Inst.*, 2006, **35**, 13–18.
146. M. Bachmann et al., '*Experimental and Numerical Investigation of an Electromagnetic Weld Pool Control for Laser Beam Welding*', *Phys. Procedia*, 2014, **56**, 515–524.
147. C. E. Cross, '*On the Origin of Weld Solidification Cracking*', in *Hot Cracking Phenomena in Welds*, 2005, 3 – 18.
148. D. G. Eskin and L. Katgerman, '*A quest for a new hot tearing criterion*', *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, 2007, **38 A**, 1511–1519.
149. C. E. Cross et al., '*Critical conditions for welds solidification crack growth*', in *Hot Cracking Phenomena in Welds III*, 2011, 25.

150. M. Gebhardt, A. Gumenyuk and M. Rethmeier, 'Solidification cracking in laser GMA hybrid welding of thick-walled parts', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2013, **3**, 1–5.
151. Z. Sterjovski et al., 'Weld-End Solidification Cracking in Pulsed-Tandem Gas Metal Arc Welding', *Weld. J.*, 2014, **93**, 145s.
152. F. Matsuda, H. Nakagawa and T. Ueyama, 'Solidification Crack Susceptibility in Laser Beam Weld Metal of 0.2 C Low alloy Steels', *Trans. Join. Weld. Res. Inst. Osaka Univ.*, 1987, **16**, 103–114.
153. A. Kumar and T. DebRoy, 'Toward a Unified Model to Prevent Humping', *Weld. J.*, 2006, **85**, 292s–304s.
154. J. F. Lancaster, 'The physics of welding', Pergamon Press, Paris, 1984.
155. U. Gratzke et al., 'Theoretical approach to the humping phenomenon in welding processes', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 1992, **25**, 1640–1647.
156. T. C. Nguyen et al., 'The humping phenomenon during high speed gas metal arc welding', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2005, **10**, 447–459.
157. T. C. Nguyen et al., 'High speed fusion weld bead defects', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2006, **11**, 618–633.
158. C. S. Wu, Z. H. Hu and L. M. Zhong, 'Prevention of humping bead associated with high welding speed by double-electrode gas metal arc welding', *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2012, **63**, 573–581.
159. H. Choi, D. Farson and M. Cho, 'Using a hybrid laser plus GMAW process for controlling the bead humping defect', *Weld. J.*, 2006, **85**, 174–s.
160. J. J. Bletcher, T. A. Palmer and T. DebRoy, 'Mitigation of Root Defect in Laser and Hybrid Laser Arc Welding', *Weld. J.*, 2015, **94**, 73 s.
161. I. Eriksson, J. Powell and a F. H. Kaplan, 'Measurements of fluid flow on keyhole front during laser welding', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2011, **16**, 636–641.
162. J. Powell et al., 'Weld root instabilities in fiber laser welding', *J. Laser Appl.*, 2015, **27**, S29008.
163. O. Seffer et al., 'Laser GMA Hybrid Welding for thick wall applications of pipeline steel with the grade X70', in *ICALEO Proceedings*, Anaheim, California, USA, 2012, 494–501.
164. P. Kah, 'Overview of the exploration status of laser-arc hybrid welding processes', *Rev. Adv. Mater. Sci.*, 2012, **30**, 112–132.
165. H. Stauffer, 'Industrial robotic application of laser-hybrid and laser hybrid tandem welding', in *Hybrid laser-arc welding*, ed. F. O. Olsen, Woodhead Publishing Limited, 2009, 192–215.
166. X. Gu et al., 'Coupling mechanism of laser and arcs of laser-twin-arc hybrid welding and its effect on welding process', *Opt. Laser Technol.*, 2013, **48**, 246–253.

167. U. Reisgen, S. Olschok and C. Turner, 'Vertical down hybrid welding in shipbuilding - The next innovation step', in *ICALEO Proceedings*, Miami, Florida, USA, 2013, 17–21.
168. Fronius, 'Tête de soudage hybride Laser Hybrid + Tandem', <http://www.fronius.com>.
169. R. P. Reis, J. Norris and D. Cuiuri, 'Preliminary evaluations on laser -tandem GMAW', *Weld. World*, 2011, **55**, 41–49.
170. A. Benoit et al., 'Study of Inconel 718 weldability using MIG CMT process', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2011, **16**, 477–482.
171. X. Cao et al., 'Hybrid fiber laser - Arc welding of thick section high strength low alloy steel', *Mater. Des.*, 2011, **32**, 3399–3413.
172. S. Zhen et al., 'Study on microstructures and mechanical properties of laser-arc hybrid welded S355J2W+N steel', *Opt. Laser Technol.*, 2013, **59**, 11–18.
173. P. L. Moore, E. R. Wallach and D. S. Howse, 'Development of laser , and laser / arc hybrid welding for land pipeline applications', in *2nd Materials Research Conference organised by the Younger Members Committee of the IOM*, London, UK, 2003.
174. J. K. Kristensen, 'Quality control and assessing weld quality', in *Hybrid laser-arc welding*, ed. F. O. Olsen, Woodhead Publishing Limited, 2009, 127–139.
175. Association Française du Titanic, 'Titanic - Les causes d'un naufrage', <http://titanic.pagesperso-orange.fr/page11.htm>.
176. Y. Takashima et al., 'Evaluation of Charpy impact toughness using side-grooved specimen for laser arc-hybrid welds of ultra high strength steel', in *IIW - Meeting*, Helsinki, Finlande, 2015, 0–7.
177. I. Koutarou et al., 'Structural performances of welded joints - Fracture avoidance', *IIW Doc.*, 2015, **C-X-1815-1**.
178. M. Ohata, G. Morimoto and F. Minami, 'Damage Mechanics Analysis of FPD In Laser-Beam Steel Welds', in *67th IIW annual assembly*, Seoul, Korea, 2014, IIW Doc.X-1775–14.
179. Y. Naito, M. Mizutani and S. Katayama, 'Effect of oxygen in ambient atmosphere on penetration characteristics in single yttrium-aluminum-garnet laser and hybrid welding', *J. Laser Appl.*, 2006, **18**, 21.
180. K. C. Tsao and C. S. C. S. Wu, 'Fluid Flow and Heat Transfer in GMA Weld Pools Determination of the Electromagnetic', *Weld. J.*, 1988, **03**, 70s.
181. J. Hu and H. L. Tsai, 'Effects of current on droplet generation and arc plasma in gas metal arc welding Effects of current on droplet generation and arc plasma in gas metal arc', *J. Appl. Phys.*, 2006, **100**.
182. Z. H. Rao et al., 'Effects of shielding gas compositions on arc plasma and metal transfer in gas metal arc welding', *J. Appl. Phys.*, 2010, **107**.

183. H. G. Fan and R. Kovacevic, 'A unified model of transport phenomena in gas metal arc welding including electrode , arc plasma and molten pool', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2004, **37**, 2531–2544.
184. Z. H. Rao et al., 'Modeling of the transport phenomena in GMAW using argon – helium mixtures . Part I – The arc', *Int. J. Heat Mass Transf.*, 2010, **53**, 5707–5721.
185. J. Hu and H. L. Tsai, 'Heat and mass transfer in gas metal arc welding . Part I : The arc', *Int. J. Heat Mass Transf.*, 2007, **50**, 833–846.
186. J. Hu, H. Guo and H. L. Tsai, 'Weld pool dynamics and the formation of ripples in 3D gas metal arc welding', *Int. J. Heat Mass Transf.*, 1870, **51**, 2537–2552.
187. Z. Cao, Z. Yang and X. L. Chen, 'Three-Dimensional Simulation of Transient GMA Weld Pool with Free Surface', *Weld. J.*, 2004, 169s–176s.
188. M. Ushio and C. S. Wu, 'Mathematical Modeling of Three-Dimensional Heat and Fluid flow in a Moving Gas Metal Arc Weld Pool', *Metall. Mater. Trans. B*, 1997, **28**, 509–516.
189. J. Hu and H.-L. Tsai, 'Modelling of transport phenomena in 3D GMAW of thick metals with V groove', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2008, **41**, 1–10.
190. a. Kumar and T. DebRoy, 'Guaranteed fillet weld geometry from heat transfer model and multivariable optimization', *Int. J. Heat Mass Transf.*, 2004, **47**, 5793–5806.
191. A. Kumar, W. Zhang and T. DebRoy, 'Improving reliability of modelling heat and fluid flow in complex gas metal arc fillet welds — part I : an engineering', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2005, **38**, 119–126.
192. M. A. Wahab, M. J. Painter and M. H. Davies, 'The prediction of the temperature distribution and weld pool geometry in the gas metal arc welding process', *J. Mater. Process. Technol.*, 1998, **77**, 233–239.
193. R. Fabbro et al., 'Experimental study of laser-induced with continuous CO2 laser', *J. Appl. Phys.*, 1993, **74**, 5773.
194. M. Beck, P. Berger and H. Hügel, 'The effect of plasma formation on beam focusing in deep penetration welding with CO2 lasers', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 1995, **28**, 1430–2442.
195. U. Dilthey et al., 'Kinetic description of keyhole plasma in laser welding', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2000, **33**, 2747–2753.
196. K. R. Kim and D. F. Farson, 'CO 2 laser – plume interaction in materials processing', *J. Appl. Phys.*, 2013, **89**, 681.
197. A. F. H. Kaplan, 'Modelling the Primary Impact of an Yb : Fibre Laser Beam Profile on the Keyhole Front', in *Physics Procedia*, 2011, vol. 12, 627–637.
198. R. Fabbro and K. Chouf, 'Keyhole modeling during laser welding Keyhole modeling during laser welding', *J. Appl. Phys.*, 2000, **87**, 4075.

199. A. F. H. Kaplan, 'A model of deep penetration laser welding based on calculation of the keyhole profile', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 1994, **27**, 1805–1814.
200. P. Solana and G. Negro, 'A study of the effect of multiple reflections on the shape of the keyhole in the laser processing of materials', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 1997, **30**, 3216–3222.
201. K. N. Lankalapalli, J. F. Tu and M. Gartner, 'A model for estimating penetration depth of laser welding processes', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 1996, **29**, 1831–1841.
202. R. Rai et al., 'A Convective Heat-Transfer Model for Partial and Full Penetration Keyhole Mode Laser Welding of a Structural Steel', *Metall. Mater. Trans. A*, 2008, **39A**, 98.
203. H. Ki, P. S. Mohanty and J. Mazumder, 'Modeling of Laser Keyhole Welding : Part II . Simulation of Keyhole Evolution , Velocity , Temperature Profile , and Experimental Verification', *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, 2002, **33A**, 1831.
204. A. Kar and J. Mazumder, 'Mathematical modeling of keyhole laser welding', *J. Appl. Phys.*, 2003, **78**, 6353.
205. J. Kroos, U. Gratzke and G. Simon, 'Towards a self-consistent model of the keyhole in penetration laser beam welding', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 1993, **26**, 474.
206. H. Ki, P. S. Mohanty and J. Mazumder, 'Modeling of Laser Keyhole Welding : Part I . Mathematical Modeling , Numerical Methodology , Role of Recoil Pressure , Multiple Reflections , and Free Surface Evolution', *Metall. Mater. Trans. A*, 2002, **33A**, 1817.
207. Y. Kawahito, M. Mizutani and S. Katayama, 'Elucidation of high-power fibre laser welding phenomena of stainless steel and effect of factors on weld geometry', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2007, **40**, 5854–5859.
208. E. M. Anawa and A. G. Olabi, 'Using Taguchi method to optimize welding pool of dissimilar laser-welded components', *Opt. Laser Technol.*, 2008, **40**, 379–388.
209. W. Sudnik et al., 'Numerical simulation of weld pool geometry in laser beam welding', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2000, **33**, 662–671.
210. J. Zhou, H. L. Tsai and T. F. Lehnhoff, 'Investigation of transport phenomena and defect formation in pulsed laser keyhole welding of zinc-coated steels', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2006, **39**, 5338–5355.
211. M. Courtois et al., 'A new approach to compute multi-reflections of laser beam in a keyhole for heat transfer and fluid flow modelling in laser welding', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2013, **46**, 505305.
212. H. Wang, Y. Shi and S. Gong, 'Effect of pressure gradient driven convection in the molten pool during the deep penetration laser welding', *J. Mater. Process. Technol.*, 2007, **184**, 386–392.
213. K. Abderrazak et al., 'Modelling of CO<sub>2</sub> laser welding of magnesium alloys', *Opt. Laser Technol.*, 2008, **40**, 581–588.

214. Z. Rao, Liao and H. L. Tsai, 'Modelling of hybrid laser-GMA welding: review and challenges', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2011, **16**, 300–305.
215. Z. Gao, Y. Wu and J. Huang, 'Analysis of weld pool dynamic during stationary laser–MIG hybrid welding', *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2009, **44**, 870–879.
216. J.-H. Cho and S. Na, 'Three-dimensional analysis of molten pool in GMA-laser hybrid welding', *Weld. J*, 2009, **88**, 35–44.
217. J. Zhou and H. Tsai, 'Modeling of transport phenomena in hybrid laser-MIG keyhole welding', *Int. J. Heat Mass Transf.*, 2008, **51**, 4353–4366.
218. T. Zhang et al., 'Thermomechanical analysis for Laser+GMAW-P hybrid welding process', *Comput. Mater. Sci.*, 2010, **47**, 848–856.
219. G. L. Liang, G. Zhou and S. Q. Yuan, 'Study on hybrid heat source overlap welding of magnesium alloy AZ31B', *Mater. Sci. Eng. A*, 2009, **499**, 93–96.
220. J. Goldak, A. Chakravarti and M. Bibby, 'A new finite element model for welding heat sources', *Metall. Trans. B*, 1984, **15**, 299–305.
221. A. Lopez-Jauregi et al., 'Procedure to predict residual stress pattern in spray transfer multipass welding', *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2014, **76**, 2117–2129.
222. W. Piekarska and M. Kubiak, 'Modeling of thermal phenomena in single laser beam and laser-arc hybrid welding processes using projection method', *Appl. Math. Model.*, 2013, **37**, 2051–2062.
223. L. Bidi et al., 'The use of exploratory experimental designs combined with thermal numerical modelling to obtain a predictive tool for hybrid laser/MIG welding and coating processes', *Opt. Laser Technol.*, 2011, **43**, 537–545.
224. L. Kounde et al., 'Thermo-Mechanical Modeling of Laser-Mig Hybrid Welding (Lmhw)', *AIP Conf. Proc.*, 2011, **1315**, 896–901.
225. I. Bendaoud et al., 'The numerical simulation of heat transfer during a hybrid laser–MIG welding using equivalent heat source approach', *Opt. Laser Technol.*, 2014, **56**, 334–342.
226. I. TOMASHCHUK et al., 'Modélisation numérique du soudage hybride laser-MIG des aciers inoxydables en fortes épaisseurs', *Congrès SFT*, 2013, 6166.
227. S. Matteï et al., 'Using infrared thermography in order to compare laser and hybrid (laser+MIG) welding processes', *Opt. Laser Technol.*, 2009, **41**, 665–670.
228. Q. Lin, X. Li and S. W. Simpson, 'Metal transfer measurements in gas metal arc welding', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2001, **34**, 347–353.
229. F. Valensi, 'Contribution à l'étude des phénomènes liés aux effets anodiques et cathodiques en soudage MIG-MAG', Thèse de doctorat, Université d'Orléans, France, 2007.

230. R. Fabbro et al., 'Study of keyhole behaviour for full penetration Nd–Yag CW laser welding', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2005, **38**, 1881–1887.
231. K. Hirano et al., 'Study on temperature dependance of recoil pressure near the boiling temperature - towards better modeling and simulation', in *ICALEO Proceedings*, Anaheim, California, USA, 2012, 678–684.
232. R. Fabbro et al., 'Analysis of the various melt pool hydrodynamic regimes observed during Cw Nd-YAG deep penetration laser welding', in *ICALEO Proceedings*, Orlando, Florida, USA, 2007.
233. E. Le Guen et al., 'Analysis of hybrid Nd:Yag laser-MAG arc welding processes', *Opt. Laser Technol.*, 2011, **43**, 1155–1166.
234. B. Y. R. W. Niles, 'Weld Thermal Efficiency of the GTAW Process', *Weld. J.*, 1975, 25s–32s.
235. C. Vitooraporn, 'Experimental and analytical study of reduction of residual stresses and distortion during welding in high strength steel', 1990.
236. W. Zhang et al., 'Heat and fluid flow in complex joints during gas metal arc welding — Part II : Application to fillet welding of mild steel Heat and fluid flow in complex joints during gas metal arc welding — Part II : Application to fillet welding of mild steel', *J. Appl. Phys.*, 2004, **95**, 5220.
237. C.-H. Kim, W. Zhang and T. DebRoy, 'Modeling of temperature field and solidified surface profile during gas–metal arc fillet welding', *J. Appl. Phys.*, 2003, **94**, 2667.
238. M. L. Lin and T. W. Eagar, 'Influence of Arc Pressure on Weld Pool Geometry', *Weld. J.*, 1985, 163s.
239. G. Xu and C. Wu, 'Numerical analysis of weld pool geometry in globular-transfer gas metal arc welding', *Front. Mater. Sci. China*, 2007, **1**, 24–29.
240. E. Le Guen et al., '3D heat transfer model of hybrid laser Nd:Yag-MAG welding of S355 steel and experimental validation', *Int. J. Heat Mass Transf.*, 2011, **54**, 1313–1322.
241. E. Le Guen et al., 'Modeling 2D and 3D of Hybrid Laser Nd: Yag-MIG Welding Processes', in *COMSOL conference*, Hannover, Germany, 2008.
242. E. Le Guen et al., 'Analyse et simulation du procédé de soudage hybride laser-MIG/MAG d'un acier inoxydable', in *Congrès de la Société Française de Thermique*, Vannes, France, 2009, 427–432,.
243. S. Kumar and S. Bhaduri, 'Three-dimensional finite element modeling of gas metal-arc welding', *Metall. Mater. Trans. B*, 1994, **25**, 435–441.
244. C. Lampa, A. F. H. Kaplan and J. Powell, 'An analytical thermodynamic model of laser welding', *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 1997, **30**, 1293–1299.
245. S. Morville, 'Modélisation multiphysique du procédé de Fabrication Rapide par Projection Laser en vue d'améliorer l'état de surface final', thèse de doctorat, Université de Bretagne Sud, Lorient, France, 2012.



246. K. C. Mills, '*Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys*', ed. W. publishing Limited, Cambridge, England, 2002.
247. Y. S. Touloukian et al., '*Volume 1 : Thermal conductivity - Metallic elements and alloys*', in *Thermophysical Properties of Matter-the TPRC Data Series.*, ed. Purdue Research Foundation, IFI/Plenum Data company, New York, 1975, 1595.
248. Y. S. Touloukian et al., '*Volume 12 : Thermal expansion - Metallic Elements and Alloys*', in *Thermophysical Properties of Matter-the TPRC Data Series.*, ed. Purdue Research Foundation, IFI/Plenum Data company, New York, 1970, 1442.
249. Y. S. Touloukian and E. H. Buyco, '*Volume 4 : Specific Heat - Metallic Elements and Alloys*', in *Thermophysical Properties of Matter-the TPRC Data Series.*, ed. Purdue Research Foundation, IFI/Plenum Data company, New York, 1975, 832.
250. W. Cho et al., '*Journal of Materials Processing Technology Numerical simulation of molten pool dynamics in high power disk laser welding*', *J. Mater. Process. Tech.*, 2012, **212**, 262–275.
251. B. Ribic, R. Rai and T. DebRoy, '*Numerical simulation of heat transfer and fluid flow in GTA/Laser hybrid welding*', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2008, **13**, 683–693.
252. T. DebRoy and S. A. David, '*Physical processes in fusion welding*', *Rev. Mod. Phys.*, 1995, **67**, 85.
253. Dushman S., '*Scientific Foundations of Vacuum Technique*', New York, 2nd edn., 1962, vol. 2nd ed.
254. Z. T. and D. S.A., '*Computational modeling of GTA welding with emphasis on surface tension effects*', in *3rd ASME-JSME Thermal Engineering Joint Conference*, 1991.
255. C. S. Kim, '*Thermophysical properties of stainless steels*', ed. A. national Library, Argonne, illinois, USA, 1975.
256. D. Myers, '*Advantages and Disadvantages of Metal Cored Wires*', *Weld. J.*, 2002, **81**, 39–42.





# Thèse de Doctorat

Fabrice CHAUSSÉ

Etudes expérimentale et par simulation du comportement d'un acier laminé thermomécaniquement lors du soudage hybride laser-arc monocathode et bicathodes

Experimental and numerical study of the behavior of a thermo-mechanically controlled process steel during mono and dual GMAW hybrid laser-arc welding

## Résumé

Le procédé hybride laser-MAG est commercialement compétitif depuis quelques années grâce aux récentes améliorations des technologies laser. Il permet de souder des tôles de fortes épaisseurs en monopasse et d'augmenter la vitesse de soudage par rapport aux procédés à l'arc classiques. Après des années de recherche et développement, les verrous technologiques et scientifiques actuels concernent la qualité des cordons produits sur des matériaux aux propriétés mécaniques élevées et l'optimisation du procédé.

L'acier S460ML est un acier laminé thermomécaniquement dont les bonnes propriétés mécaniques sont obtenues par une fine microstructure ferrito-perlitique. Grâce à son faible taux de carbone, il est peu sensible à la fissuration à froid mais sa microstructure et ses propriétés mécaniques peuvent être fortement impactées par les opérations de soudage. Le soudage hybride laser-MAG est un procédé adapté pour souder les aciers à haute limite d'élasticité avec une microstructure fine car il réduit la largeur de la zone affectée thermiquement (ZAT) en comparaison avec les procédés à haute productivité comme le soudage sous flux électroconducteur.

Ces travaux s'intéressent aux conséquences du soudage hybride laser-MAG mono et bicathodes sur la macrostructure, microstructure et les propriétés mécaniques des cordons pleine-pénétration produits sur des tôles d'acier S460ML d'épaisseur 10 mm. Le défaut appelé « dropping » (création de goutte métallique au pied de la soudure) et ses conséquences sur la qualité des cordons sont également étudiés. Un modèle numérique simple est développé pour simuler les cycles thermiques dans le matériau durant le soudage MIG-MAG et hybride laser-MAG.

## Mots clés

Soudage, hybride, laser, MAG, thermomécanique, monocathode, bicathodes, dropping

## Abstract

Hybrid Laser-GMA welding is commercially competitive for a couple of years due to recent improvements in laser technology. It is now possible to weld thick plates in a single pass and improve the welding speed compared to conventional welding processes. After years of research and development, current technological and scientific questions are about the quality of hybrid welds in advanced materials and process optimization.

S460ML is a thermomechanically controlled process steel which strength is given by a fine-grained microstructure of ferrite and pearlite. Thanks to its low carbon content, it has a low tendency to cold cracking but its microstructure and mechanical properties can be highly impacted by welding operations. Hybrid Laser-GMA welding is a good candidate to weld high strength steels with a fine microstructure as it reduces the heat affected zone (HAZ) in comparison with high productivity processes such as submerged arc welding.

This work investigates the consequences of hybrid laser-MAG process with one and two MAG torches on the macrostructure, the microstructure and the mechanical properties of fully penetrated welds produced on 10 mm S460ML steel plates. The "dropping" defect which is the creation of metal drops at the root of the weld and its impact on welds quality are also analyzed. A simple numerical model is developed to calculate the temperature cycle in the material during GMAW and hybrid laser-GMA welding.

## Key Words

Welding, hybrid, laser, GMAW, TMCP, tandem, twin, Dual GMAW, dropping,