



HAL
open science

Simulation numérique des phénomènes thermohydrauliques et de diffusion des éléments chimiques lors du soudage laser d'aciers de nature différente

Alexandre Métais

► **To cite this version:**

Alexandre Métais. Simulation numérique des phénomènes thermohydrauliques et de diffusion des éléments chimiques lors du soudage laser d'aciers de nature différente. Génie mécanique [physics.class-ph]. Université Bourgogne Franche-Comté, 2017. Français. NNT : 2017UBFCK052 . tel-02377139v1

HAL Id: tel-02377139

<https://theses.hal.science/tel-02377139v1>

Submitted on 23 Nov 2019 (v1), last revised 29 Nov 2019 (v2)

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

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

UNIVERSITE DE BOURGOGNE FRANCHE - COMTE
Laboratoire Interdisciplinaire Carnot de Bourgogne (ICB)
UMR 6303 CNRS
Ecole Doctorale Carnot Pasteur

THÈSE

Pour obtenir le grade de
Docteur de l'Université de Bourgogne Franche - Comté
Discipline : Mécanique et Energétique

par

Alexandre MÉTAIS

Soutenue le 22 novembre 2017

Simulation numérique des phénomènes thermohydrauliques et de diffusion des éléments chimiques lors du soudage laser d'aciers de nature différente

Jury :

| | | |
|-----------------------------|--|--------------------|
| BELLET Michel | Pr, CEMEF, Ecole des MINES ParisTech | Rapporteur |
| BERGHEAU Jean-Michel | Pr, Laboratoire LTDS, Ecole Nationale d'Ingénieurs de Saint-Etienne | Rapporteur |
| PEYRE Patrice | Dr, Directeur de recherche, Laboratoire PIMM Arts et Métiers ParisTech | Examinateur |
| CARIN Muriel | MCF-HDR, Laboratoire IRDL, Université de Bretagne Sud | Examinateur |
| SCHMIT Francis | Dr, Ingénieur, ArcelorMittal Global R&D Montataire | Invité |
| GAIED Sadok | Dr, Ingénieur, ArcelorMittal Global R&D Montataire | Encadrant |
| SALLAMAND Pierre | Pr, Laboratoire ICB, Université Bourgogne Franche-Comté | Directeur de thèse |
| TOMASHCHUK Iryna | MCF, Laboratoire ICB, Université Bourgogne Franche-Comté | Co-encadrant |

Remerciements

Ce travail de thèse a été réalisé au Laboratoire Interdisciplinaire Carnot de Bourgogne (université de Bourgogne Franche-Comté) au sein de l'équipe Laser et Traitements des Matériaux, situé à l'IUT du Creusot. Ce travail de recherche fut effectué en partenariat avec l'entreprise ArcelorMittal et avec le soutien financier de l'ANRT au travers de son dispositif CIFRE.

La direction de ces recherches a été assurée par S. MATTEÏ et P. SALLAMAND. Je les remercie sincèrement d'avoir suivi et participé activement à l'ensemble des travaux présentés dans ce mémoire de thèse. Je tiens particulièrement à les remercier pour leur soutien, leurs encouragements continus et surtout leur patience. Je remercie aussi I. TOMASHCHUK qui m'a consacré une quantité incroyable de son temps pour m'inculquer les bases techniques du métier de chercheur.

Je tiens à exprimer ma sincère gratitude à l'ensemble des membres du LTm et du centre R&D d'ArcelorMittal, qu'ils fassent partie du personnel permanent (chercheurs, ingénieurs, techniciens, ouvriers, administratifs, etc.) ou non (thésards, post-doctorants, stagiaires, etc.), pour m'avoir soutenu et avoir fait preuve de disponibilité lorsque j'en ai eu besoin. Je remercie plus particulièrement mes collègues de bureau pour leur patience et leur écoute pendant ces trois années de vie commune.

Je souhaite exprimer toute ma gratitude aux membres du jury et tout d'abord à M. BELLET et J-M. BERGHEAU pour avoir accepté le lourd travail de rapporteur. Je remercie également très vivement P. PEYRE, M. CARIN et F. SCHMIT d'avoir accepté de faire partie de mon jury de thèse.

Je remercie mes parents et grands-parents qui m'ont toujours encouragé dans mes études.

Pour terminer, merci à ma femme, pour son soutien durant toute la durée de la thèse.

Table des matières

| | |
|---|-----------|
| Introduction générale | 11 |
| 1 Simulation numérique du soudage laser hétérogène - Etat de l'art | 15 |
| 1.1 Introduction | 15 |
| 1.2 Principes du soudage par faisceau LASER | 15 |
| 1.2.1 Interaction du laser avec la matière | 16 |
| 1.2.2 Formation du capillaire ou « Keyhole » | 16 |
| 1.3 Soudage laser des flans rabotés en mode « keyhole » | 17 |
| 1.4 Le soudage d'aciers de nature différente | 20 |
| 1.4.1 Soudage entre aciers inoxydables | 21 |
| 1.4.2 Soudage d'un acier au carbone avec un acier inoxydable | 22 |
| 1.4.3 Assemblages dissimilaires des aciers à haute résistance pour l'industrie automobile | 25 |
| 1.5 Les méthodes et les modèles numériques pour le soudage laser | 28 |
| 1.5.1 Les modèles thermiques | 29 |
| 1.5.2 Les modèles thermo-hydrodynamiques | 32 |
| 1.5.3 Les modèles d'assemblages hétérogènes | 40 |
| 1.6 Conclusion | 45 |
| 2 Etude de l'hydrodynamique du bain liquide formé par soudage laser et son impact sur le transport des espèces | 47 |
| 2.1 Mise en oeuvre du soudage | 48 |
| 2.1.1 Propriétés des matériaux | 48 |
| 2.1.1.1 Les aciers Dual Phase | 48 |
| 2.1.1.2 Les aciers TWIP | 49 |
| 2.1.2 Description du dispositif de soudage | 49 |
| 2.1.3 Les moyens de caractérisation | 50 |
| 2.1.3.1 Dispositifs d'analyse | 50 |
| 2.1.3.2 Disposition d'observation | 50 |
| 2.2 Description des écoulements surfaciques du bain de fusion | 51 |
| 2.2.1 Protocole expérimental | 51 |
| 2.2.2 Analyse des images et identification des écoulements | 51 |
| 2.2.2.1 Trajectoires des particules | 52 |
| 2.2.2.2 Vitesses moyennes des écoulements | 54 |
| 2.2.3 Discussion sur le coefficient de Marangoni | 55 |
| 2.3 Etude des écoulements volumiques à l'intérieur du bain liquide | 55 |
| 2.3.1 Protocoles expérimentaux | 56 |
| 2.3.2 Traceur de nickel dans le plan de joint | 57 |
| 2.3.3 Traceur de nickel en surface | 61 |
| 2.3.3.1 Ecoulements dans un unique régime de soudage | 61 |
| 2.3.3.2 Ecoulements dans différents régimes de soudage | 63 |
| 2.3.4 Conclusion | 64 |
| 2.4 Analyses des écoulements volumiques lors du rabotage laser d'aciers dissimilaires | 64 |

| | | |
|----------|---|------------|
| 2.4.1 | Soudage d'un acier Dual Phase (DP) avec un acier austénitique riche en manganèse (TWIP) | 65 |
| 2.4.2 | Les conditions opératoires du soudage dissimilaire DP/TWIP | 65 |
| 2.4.3 | La géométrie des soudures | 65 |
| 2.4.3.1 | Variation de la position du faisceau laser | 65 |
| 2.4.3.2 | Variation de la vitesse de soudage | 68 |
| 2.4.4 | Géométrie du capillaire de vapeur | 68 |
| 2.4.5 | La composition chimique des soudures | 69 |
| 2.4.5.1 | Variation de la position du faisceau laser | 70 |
| 2.4.5.2 | Variation de la vitesse de soudage | 71 |
| 2.4.6 | Les propriétés mécaniques des soudures | 71 |
| 2.4.6.1 | Microdureté | 71 |
| 2.4.6.2 | Les essais de traction | 73 |
| 2.4.6.3 | Les phases métallurgiques dans le joint soudé | 73 |
| 2.4.6.4 | Fractographie | 77 |
| 2.4.7 | Soudage d'un acier Dual Phase (DP) avec un acier à moyenne teneur en manganèse | 77 |
| 2.5 | Etude des écoulements volumiques à l'intérieur d'un bain de métal fondu formé entre aciers de nature différente et d'épaisseurs différentes | 78 |
| 2.5.1 | Protocole expérimental | 79 |
| 2.5.2 | Teneur massique moyenne en manganèse | 80 |
| 2.5.3 | Effondrement de la tôle la plus épaisse | 80 |
| 2.6 | Conclusion | 81 |
| 3 | Construction d'un modèle "éléments finis" pour la simulation numérique du transport d'espèces lors du soudage laser | 85 |
| 3.1 | Introduction | 85 |
| 3.2 | Le type de modèle numérique | 86 |
| 3.3 | Les étapes de la simulation numérique | 88 |
| 3.3.1 | Définition de l'objectif | 88 |
| 3.3.2 | Construction du modèle physique | 89 |
| 3.3.2.1 | Phénomènes physiques nécessaires et suffisants | 89 |
| 3.3.2.2 | Formulation mathématique du modèle | 90 |
| 3.3.3 | Convertir le modèle physique en modèle numérique | 102 |
| 3.3.3.1 | Le logiciel de simulation numérique - COMSOL Multiphysics® | 102 |
| 3.3.3.2 | Gérer les problèmes numériques | 105 |
| 3.3.4 | Produire et livrer des résultats | 106 |
| 3.3.4.1 | Le champ thermique | 106 |
| 3.3.4.2 | Les propriétés des matériaux | 106 |
| 3.3.4.3 | L'écoulement dans le bain liquide | 107 |
| 3.3.4.4 | Le transport de matière | 113 |
| 3.4 | Les limites identifiées de notre modèle numérique | 114 |
| 3.4.1 | L'épaisseur des tôles | 114 |
| 3.4.2 | La vitesse de soudage | 116 |
| 3.5 | Commentaires sur le maillage | 117 |
| 4 | Validation du modèle numérique | 121 |
| 4.1 | Introduction | 121 |
| 4.2 | Validation du modèle numérique sur les configurations servant à la compréhension générale du mélange | 121 |
| 4.2.1 | Convection de Marangoni | 121 |
| 4.2.2 | Écoulement turbulent dans le bain liquide | 122 |
| 4.2.2.1 | Influence du régime d'écoulement sur la géométrie de la soudure | 122 |
| 4.2.2.2 | Étude du champ de vitesse selon le régime d'écoulement | 123 |
| 4.2.2.3 | Analyse du transport turbulent de la matière | 124 |

| | | |
|----------|--|------------|
| 4.2.3 | Écoulements dans la direction verticale de soudage | 125 |
| 4.3 | Validation du modèle numérique sur les configurations en flans rabotés par laser . . . | 125 |
| 4.3.1 | Les plans d'expériences numériques appliqués au développement du modèle nu- mérique | 127 |
| 4.3.1.1 | Application de la méthode Taguchi | 127 |
| 4.3.1.2 | Choix des paramètres du modèle | 130 |
| 4.3.2 | Robustesse du modèle numérique vis-à-vis de la position du faisceau laser . . . | 133 |
| 4.3.3 | Modélisation du soudage laser bord à bord avec saut d'épaisseur | 136 |
| 4.3.4 | Limite du modèle : distribution hétérogène de l'élément manganèse mal repré- sentée par la modélisation | 138 |
| 4.4 | Discrimination de deux régimes d'écoulements à l'aide de la simulation numérique . . | 139 |
| 4.5 | Conclusion | 145 |
| 5 | Simulation numérique appliquée à des cas industriels | 147 |
| 5.1 | Soudage avec fil d'apport | 147 |
| 5.1.1 | Protocole expérimental | 147 |
| 5.1.2 | Résultats expérimentaux | 147 |
| 5.1.3 | Modélisation numérique du soudage laser avec fil d'apport | 148 |
| 5.1.4 | Résultats et discussion | 148 |
| 5.2 | Dilution d'un revêtement dans une soudure | 149 |
| 5.2.1 | L'acier USIBOR [®] | 149 |
| 5.2.2 | Soudage de tôles revêtues par une couche d'aluminium-silicium | 150 |
| 5.2.3 | Adaptation du modèle développé à l'application de tôles revêtues | 152 |
| 5.2.3.1 | Protocole expérimental | 153 |
| 5.2.3.2 | Discussion sur les résultats numériques et expérimentaux | 154 |
| 5.3 | Perpectives : Influence du mélange sur la métallurgie dans la zone fondue | 156 |
| 5.3.1 | Modélisation des transformations métallurgiques | 156 |
| 5.3.2 | Modélisation du cycle thermique de l'emboutissage à chaud | 156 |
| 5.3.3 | Résultats et discussion | 157 |
| 5.3.3.1 | Influence du pas de temps | 157 |
| 5.3.3.2 | Influence de la pression d'emboutissage | 158 |
| 5.3.3.3 | Influence du temps de transfert | 158 |
| 5.3.3.4 | Comparaison des configurations de soudage | 159 |
| 5.4 | Conclusion | 161 |
| | Conclusion Générale | 163 |
| A | Les sources LASER | 167 |
| A.1 | Principe d'émission de la lumière laser | 167 |
| A.2 | Les lasers Nd :YAG et Yb :YAG | 168 |
| B | Les plans d'expériences numériques | 169 |
| B.1 | Les plans d'expériences appliqués aux procédés laser | 169 |
| B.2 | Résultats des plans d'expériences numériques | 170 |
| C | Soudage d'un acier Dual Phase (DP) avec un acier à moyenne teneur en manganèse | 177 |
| C.1 | Les paramètres opératoires de soudage laser | 177 |
| C.2 | L'étude de la géométrie des cordons | 178 |
| C.3 | Distribution des éléments chimiques dans les soudures | 178 |
| C.4 | Les propriétés mécaniques des soudures | 180 |
| C.4.1 | Microdureté | 180 |
| C.4.2 | Essai Charpy | 181 |

Nomenclature

| Symbole | Signification | Unité SI |
|-----------------|--|-----------------------------|
| a | activité | – |
| c | concentration | $mol.m^{-3}$ |
| c_{app} | capacité thermique massique apparente | $J.kg^{-1}.K^{-1}$ |
| c_p | capacité thermique massique | $J.kg^{-1}.K^{-1}$ |
| C_p | capacité thermique | $J.K^{-1}$ |
| d | diamètre | m |
| d_0 | diamètre initial du keyhole (surface supérieure) | m |
| D | coefficient de diffusion | $m^2.s^{-1}$ |
| e | épaisseur des tôles | m |
| f | fraction volumique de fluide | – |
| F_B | forces de flottabilité | $N.m^{-3}$ |
| F^M | force Marangoni | $N.m^{-2}$ |
| g | constante gravitationnelle | $m.s^{-2}$ |
| h | enthalpie massique | $J.kg^{-1}$ |
| h_{air} | coefficient de transfert thermique avec l'air | $W.m^{-2}.K^{-1}$ |
| h_{LS} | enthalpie massique de fusion | $J.kg^{-1}$ |
| h_p | coefficient de transfert thermique équivalent avec la presse | $W.m^{-2}.K^{-1}$ |
| J | flux massique de matière | $kg.m^{-2}.s^{-1}$ |
| k | énergie cinétique de turbulence | $m^2.s^{-2}$ |
| k_1 | constante liée à l'entropie de ségrégation | – |
| k_B | constante de Boltzmann | $m^2.kg.s^{-2}.K^{-1}$ |
| L | longueur du bain liquide | m |
| $L_{diffusion}$ | longueur caractéristique de diffusion | m |
| m | nombre de maille radiale | – |
| M | masse molaire | $kg.mol^{-1}$ |
| p | pression de référence | Pa |
| P | puissance incidente du laser | W |
| r | rayon de l'atome | m |
| Re | nombre de Reynolds | – |
| R_g | constante des gaz parfaits | $J.kg^{-1}.mol^{-1}.K^{-1}$ |
| t | temps | s |
| T | température | K |
| T_F | température de fusion | K |
| \mathbf{u} | champ de vitesse | $m.s^{-1}$ |
| V | vitesse débitante | $m.s^{-1}$ |
| V_p | vitesse de la plume | $m.s^{-1}$ |
| V_{pe} | vitesse de perçage | $m.s^{-1}$ |
| V_s | vitesse de soudage | $m.s^{-1}$ |
| x, y, z | coordonnées cartésiennes | m |
| β | coefficient d'expansion thermique | K^{-1} |
| γ_M | coefficient de température de la tension de surface | $N.m^{-1}.K^{-1}$ |

| | | |
|--------------------|---|----------------------|
| Γ_s | excès d'énergie d'une mole de surface par rapport à une mole du liquide volumique | $kg.mol.m^{-2}$ |
| ΔH_0 | chaleur standard d'absorption | $J.kg^{-1}.mol^{-1}$ |
| ε | taux de dissipation des fluctuations de vitesse par tourbillon | $m^2.s^{-3}$ |
| θ | angle d'inclinaison du keyhole | rad |
| λ | conductivité thermique | $W.m^{-1}.K^{-1}$ |
| μ | viscosité dynamique | $Pa.s$ |
| ν | viscosité cinématique | $m^2.s^{-1}$ |
| ρ | masse volumique | $kg.m^{-3}$ |
| ρ_p | masse volumique de la vapeur métallique | $kg.m^{-3}$ |
| σ | tension superficielle | $N.m^{-1}$ |
| σ_0 | tension superficielle au point de fusion du matériau | $N.m^{-1}$ |
| τ_s | tangente à la surface | m |
| τ | contrainte de cisaillement | Pa |
| $\tau_{diffusion}$ | temps caractéristique de diffusion | s |
| ϕ | diamètre de la tache focale | μm |
| ω | taux de dissipation spécifique | s^{-1} |

Introduction générale

Réduire la masse des véhicules tout en assurant la sécurité des passagers est un des principaux objectifs de l'industrie automobile de ces dernières décennies. La réduction de la masse des véhicules automobiles permet une réduction de la consommation en carburant et ainsi de diminuer l'émission des gaz à effet de serre. L'impact environnemental devient un critère de design entrant directement dans le processus de conception d'un véhicule automobile. Concevoir un design à la fois léger et résistant pour protéger les passagers devient un exercice complexe. Il ne suffit pas de concevoir un véhicule indéformable, il faut que des parties du véhicule se déforment pour absorber l'énergie des chocs. A cette fin, la technologie des flans raboutés au laser offre la possibilité de mettre les bonnes nuances d'aciers aux bons endroits tout en réduisant la masse des assemblages, en évitant les recouvrements inutiles (Figure 1 - a). Par exemple, le door ring peut être constitué de quatre éléments de nuances et épaisseurs différentes (Figure 1 - b) afin d'obtenir des performances mécaniques élevées tout en diminuant la masse totale jusqu'à 20% par rapport aux solutions technologiques actuellement utilisées.

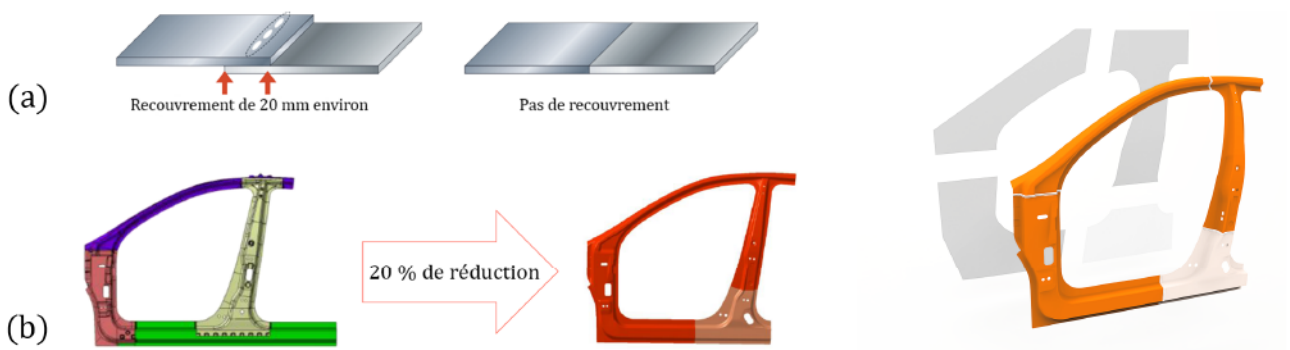


FIGURE 1 – Réduction de masse grâce aux flans raboutés (a) et exemple sur le door ring (b) (Source : ArcelorMittal)

Pour réaliser ce type d'assemblage, la méthode la plus courante est de souder les flans bord à bord par faisceau laser. Les deux tôles sont positionnées tranche contre tranche et le rayonnement laser fait fondre les deux aciers pour offrir une cohésion structurale après solidification. Le soudage laser offre un cordon de soudure étroit avec une déformation résiduelle des tôles faible en comparaison avec d'autres solutions de soudage. Le soudage laser permet de grandes vitesses de soudage sans métal d'apport.

Bien que le soudage laser soit utilisé depuis plusieurs années, certaines configurations ou certaines nouvelles nuances d'acier (aciers de 3^{ème} génération) sont plus sujettes à des défauts de soudure. Les défauts peuvent être divers et variés. Les caniveaux, les porosités, la formation d'intermétallique sont une liste non exhaustive des défauts qui peuvent être rencontrés lors du soudage laser. Dans tous les cas, ces défauts fragilisent les cordons de soudure par rapport aux sollicitations mécaniques que peuvent subir ces cordons (emboutissage, fatigue et crash). Il devient alors essentiel de comprendre et maîtriser les phénomènes physiques intervenants lors du soudage laser. Notre objectif est de comprendre et identifier les phénomènes de mélange dans le bain de matière liquide formé par fusion laser.

Dans le cadre de cette thèse, menée en collaboration avec le centre de recherche d'ArcelorMittal basé à Montataire et le laboratoire Interdisciplinaire Carnot de Bourgogne (ICB), le développement d'un modèle numérique multi-physiques du soudage laser bord à bord entre aciers dissimilaires améliore notre compréhension des phénomènes thermohydrauliques et de diffusion des éléments chimiques dans le bain liquide. La modélisation numérique est une représentation virtuelle du soudage laser. De ce fait, il est nécessaire de comprendre les différents phénomènes physiques pour pouvoir les représenter. Le modèle devra donc en lui-même inclure les connaissances acquises sur le procédé de soudage laser. La modélisation numérique devient un outil de capitalisation du savoir technique.

ArcelorMittal est un groupe sidérurgique mondial qui travaille en étroite collaboration avec ces clients pour améliorer la conception et la rentabilité des pièces automobiles. ArcelorMittal Tailored Blanks fournit également aux clients un soutien pour la fabrication de pièces. Les chercheurs R&D peuvent étudier des flans rabotés par laser sur mesure afin de fournir des données servant à la conception des pièces. Ces premières études sont des caractérisations et des suppressions de risques. De telles analyses se composent de différentes étapes : le contrôle de la qualité de la soudure, la mesure de la dureté dans la zone fondue, les tests de traction, etc. Les outils de simulation numérique sont des atouts majeurs pour répondre à ce type d'analyses préliminaires. La modélisation numérique est utilisée pour accélérer le prototypage et ainsi accroître la compétitivité de l'entreprise. Dans cette idéologie, le modèle numérique développé ne sera pas aussi complet que ceux qu'on peut trouver dans la littérature afin qu'il reste un outil industriel. Le temps de résolution doit permettre de rapidement répondre aux besoins. Le modèle numérique a pour objectif d'étudier les hétérogénéités chimiques, se formant dans le cordon de soudure, qui peuvent être à l'origine de la dégradation des performances mécaniques de l'assemblage. A terme, le modèle numérique sera utilisé pour proposer des solutions afin de les éviter.

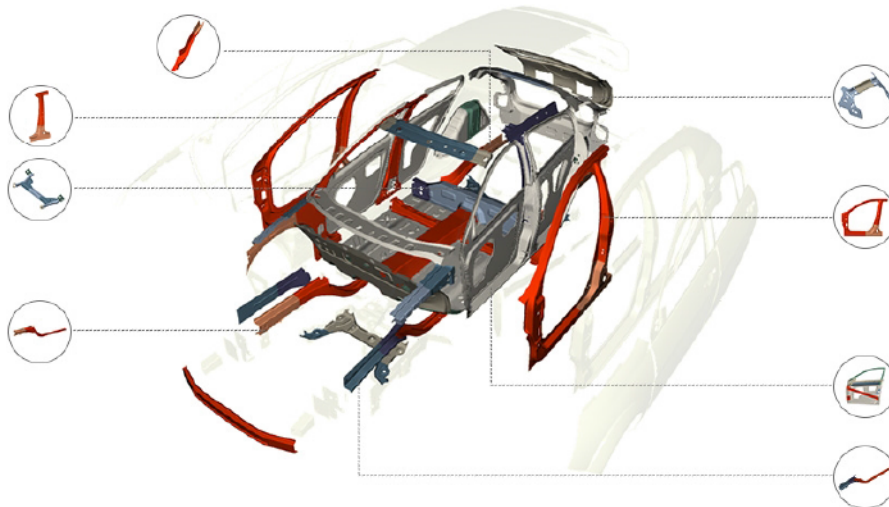


FIGURE 2 – Ensemble des pièces automobiles pouvant être réalisées par la technologie de flans rabotés au laser (Source : ArcelorMittal)

Le premier chapitre est une étude bibliographique sur le soudage laser entre métaux de nature différente et sur la modélisation du soudage laser en mode « keyhole ». On y retrouve des modèles numériques proposés dans la littérature des plus simples aux plus complets. Les avantages des uns et les inconvénients des autres sont analysés nous permettant finalement de réaliser les choix les plus pertinents par rapport à notre problématique. Tous les phénomènes physiques liés au soudage laser ne seront pas pris en compte, certains choix de modélisation seront pris afin de conserver des temps de calcul raisonnables.

Le second chapitre se consacre à la présentation des résultats expérimentaux qui servent à la construction du modèle numérique. Ces expérimentations se distinguent en deux types. Les premières expériences servent à la compréhension des phénomènes hydrodynamiques et de transport de matière

dans le bain de matière en fusion. Les écoulements surfaciques sont étudiés en suivant le déplacement de particules solides en surface du liquide à l'aide d'une caméra rapide. Pour les écoulements internes qui ne peuvent pas être observés *in situ*, nous travaillons avec un traceur chimique dont la mesure de la distribution finale dans la zone fondue permet de compléter l'étude des écoulements. Ensuite, l'assemblage d'un acier bas manganèse avec un acier haut manganèse a permis d'étudier l'influence de l'hétérogénéité des propriétés thermophysiques sur la géométrie et le mélange de la zone fondue. Les conclusions tirées de ces expérimentations servent à choisir les paramètres du modèle numérique de la manière la plus judicieuse possible.

Le troisième chapitre présente les équations utilisées dans le modèle numérique. Il fait appel aux équations de la thermique, de la mécanique des fluides et du transport d'espèces. Dans ce chapitre, sont également décrits la géométrie du domaine de calcul, le maillage et les conditions aux limites.

Le quatrième chapitre dont l'objectif est de valider le modèle numérique et d'identifier les mécanismes influents sur l'hydrodynamique du bain de matière en fusion, regroupe l'ensemble des comparaisons entre les résultats numériques et les données expérimentales.

Dans le cinquième chapitre, le modèle numérique est utilisé pour améliorer notre compréhension du mélange du revêtement aluminium-silicium des aciers USIBOR[®] dans la zone liquide formée par fusion laser. On atteint avec la simulation numérique une hétérogénéité de la composition chimique dans la soudure qui peut conduire à une hétérogénéité métallurgique. Dans ce chapitre, des avancées du modèle multi-physiques sont proposées ; il s'agit d'introduire les équations métallurgiques permettant d'estimer la métallurgie finale du joint soudé ou encore de souder avec un fil d'apport.

Chapitre 1

Simulation numérique du soudage laser hétérogène - Etat de l'art

1.1 Introduction

ArcelorMittal développe de nouveaux aciers pour satisfaire aux exigences de la société actuelle : constante amélioration des produits et services, réduction de la masse des véhicules en lien avec des réglementations et des volontés de réduire les émissions de CO_2 et une amélioration de la sécurité par l'augmentation des performances au crash. L'assemblage hétérogène des aciers ouvre un important domaine d'amélioration des performances. L'assemblage en flans raboutés peut se synthétiser par la phrase simple de sens : « La bonne nuance d'acier au bon endroit avec la bonne épaisseur ». Avec cette méthode, il n'y a plus de compromis. On met le bon acier avec les bonnes propriétés mécaniques dans la bonne épaisseur et au bon endroit. En choisissant cette procédure, nous améliorons grandement l'assemblage total en termes de masse et de performance au crash. En théorie, l'assemblage hétérogène semble être parfait et ce qu'il y a de mieux pour satisfaire aux exigences croissantes des constructeurs automobiles pour la réduction de la masse du véhicule et l'amélioration des performances au crash. Cependant une difficulté se profile, c'est-à-dire qu'il faut être sûr de pouvoir assembler les aciers de nature différente. Pour dire qu'un assemblage d'aciers hétérogènes est meilleur qu'un acier monolithique, il faut garantir que la soudure est d'un point de vue mécanique, au moins aussi performante que le plus « faible » des aciers de l'assemblage hétérogène.

L'assemblage de métaux dissimilaires par fusion laser fait l'objet de plusieurs investigations du fait de son haut potentiel technique et économique. Le problème de l'assemblage des aciers de fines épaisseurs en bord à bord est que les techniques de soudage habituellement utilisées, comme le soudage à l'arc, MIG, TIG, etc., ne sont pas adaptées. En effet, ces procédés d'assemblage génèrent d'importantes déformations dues aux fortes élévations de température dans la pièce. Par contre, les procédés de soudage par faisceau laser ou par faisceau d'électrons, qui sont des sources de chaleur à haute densité énergétique, permettent d'atteindre un taux de pénétration élevé avec un apport d'énergie réduit [1,2]. Il est également possible d'aborder différemment les problèmes de soudabilité. De plus en plus de modélisations du soudage laser sont développées afin d'améliorer les procédés de soudage et surtout améliorer la compréhension des différents phénomènes physiques présents dans cette solution d'assemblage.

1.2 Principes du soudage par faisceau LASER

L'utilisation des sources lasers (Annexe A) à des fins industrielles, date de la fin des années 70. Mais c'est seulement vers 1990 que les premières utilisations industrielles du laser pour le soudage apparaissent. La réalisation d'une soudure repose sur le phénomène de fusion localisée de la matière au point de focalisation du faisceau.

1.2.1 Interaction du laser avec la matière

L'interaction entre un rayonnement laser et un matériau, ici l'acier, dépend d'un très grand nombre de paramètres. Lorsque le faisceau laser atteint la matière, il est en partie absorbé et en partie réfléchi. La proportion du rayonnement absorbé dépend principalement de la matière, la longueur d'onde du laser, la température de surface, l'état de surface et l'angle d'incidence du faisceau par rapport à la surface.

1.2.2 Formation du capillaire ou « Keyhole »

Le soudage est la méthode d'assemblage la plus utilisée dans le monde industriel. Un laser est une source de chaleur à haute densité énergétique. Donc « le soudage laser » est le procédé avancé qui utilise les faisceaux d'énergie de haute densité pour assembler deux matériaux. La densité de puissance des lasers est équivalente à celle des dispositifs à faisceau d'électrons mais est plus élevée que dans le cas des soudures à l'arc ou plasma [2]. La géométrie des soudures obtenues est représentée de façon schématique sur la Figure 1.1.

On remarque que les soudures par faisceau laser ou par faisceau d'électrons sont celles qui présentent le taux de pénétration le plus élevé, conséquence des hautes densités d'énergie utilisées.

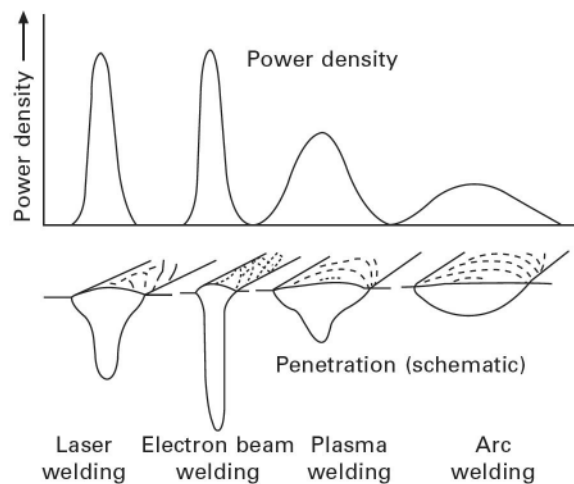


FIGURE 1.1 – Densité de puissance délivrée par différents dispositifs de soudage et les géométries de soudures qui en résultent [2]

Le soudage exige de fortes densités d'énergie. Pour des puissances suffisamment élevées ($\approx 100 W/cm^2$), un capillaire rempli de vapeurs métalliques apparaît dans le matériau (Figure 1.2). Les parois du capillaire sont formées de métal liquide. Le bain de fusion, ainsi créé et entretenu, est déplacé entre les pièces à assembler et le métal se solidifie après le passage du faisceau, assurant l'assemblage des pièces. Ce phénomène valable avec un faisceau continu est sensiblement différent avec un faisceau pulsé. En effet, dans ce cas, le cordon est réalisé par une succession de points se recouvrant partiellement. Les paramètres principaux en soudage laser continu sont : puissance, diamètre du faisceau, position du point focal et vitesse de soudage. En soudage pulsé, de nouveaux paramètres s'ajoutent, comme la durée d'impulsion, la fréquence des impulsions et la puissance crête à crête de l'impulsion. Dans ce cas, le temps d'interaction laser-matière est beaucoup plus court, ce qui est parfois avantageux pour résoudre des problèmes métallurgiques (limiter la diffusion aux interfaces hétérogènes, stabiliser des phases hors équilibre, etc.) [3]. A contrario, la rapidité du cycle thermique exige de rester vigilant en ce qui concerne les difficultés rencontrées avec les matériaux sensibles aux effets de trempe qui peuvent conduire à des fissurations.

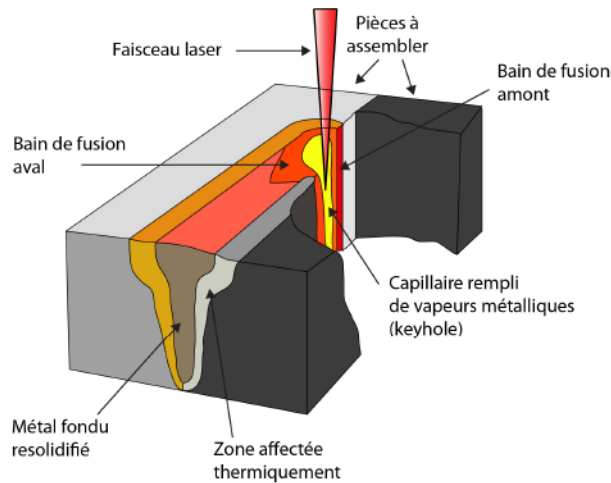


FIGURE 1.2 – Schéma de principe du soudage laser continu en mode keyhole [1]

Dans un premier temps, le laser impacte sur la surface supérieure de la tôle en métal et chauffe les pièces par conduction, jusqu'à ce que la matière atteigne la température de fusion puis finisse par se vaporiser (Figure 1.3). S'en suit alors la création d'un capillaire de vapeur (appelé également « keyhole ») qui, peu à peu, creuse la matière en profondeur. Dans le cas du soudage bord à bord, le capillaire ainsi créé se déplace en même temps que le faisceau le long de l'interface des plaques à souder. La forte pression générée par la vapeur métallique repousse la matière en fusion vers l'arrière du bain où le métal se refroidit pour former le cordon de soudure. Dans certains cas (faibles épaisseurs ou puissance laser élevée), le capillaire peut traverser toute l'épaisseur de la tôle (Figure 1.3), on parle alors de soudage débouchant. Le capillaire de vapeur peut alors être assimilé à une géométrie fixe (cylindre ou cône) se déplaçant dans la matière à la même vitesse que le laser.

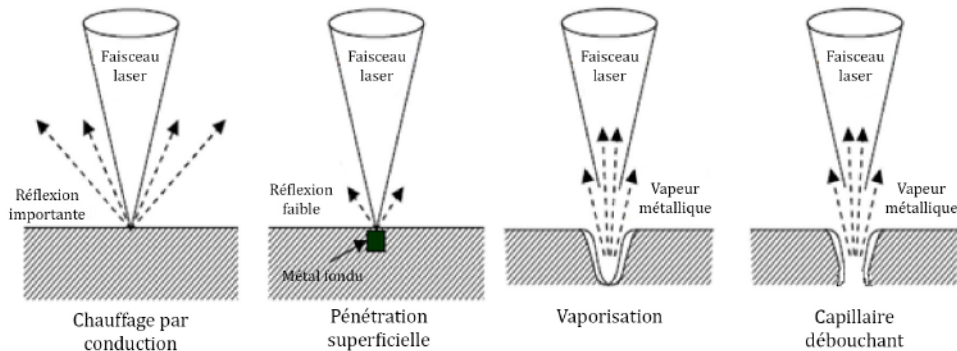


FIGURE 1.3 – Schéma de soudage laser continu en mode keyhole

1.3 Soudage laser des flans rabotés en mode « keyhole »

Le gaz généré pendant le soudage en mode « keyhole » augmente localement la pression au dessus du liquide dont la surface va s'enfoncer dans le bain liquide. Un capillaire de vapeur étroit et profond se forme dans la zone fondue. Dans le cas du soudage débouchant, le capillaire de vapeur traverse la tôle de part en part. L'ordre de grandeur typique du diamètre du capillaire est celui de la tache focale du faisceau laser. Le soudage laser consiste alors à déplacer le capillaire de vapeur dans le bain liquide, après avoir contourné le capillaire la matière se solidifie rapidement laissant place à un cordon de soudure étroit.

Fabbro [4, 5] a étudié les différents comportements du bain liquide et du capillaire de vapeur en fonction de la vitesse de soudage et de la puissance du faisceau laser ($\phi = 600 \mu\text{m}$). Fabbro identi-

fié plusieurs régimes, notamment le régime « Rosenthal » pour les vitesses de soudage inférieures à 5 m/min et le régime « Single Wave » pour les vitesses de soudage entre 6 et 8 m/min (Figure 1.4). On peut schématiser le régime « Rosenthal » par un capillaire de vapeur entouré d'une grande quantité de matière fondue où l'hydrodynamique est limitée. Le capillaire de vapeur est supposé chauffé uniformément à une certaine température proche de la température d'évaporation. Quant au régime « Single Wave », seul le front avant du capillaire de vapeur est véritablement chauffé par le faisceau laser incident. Il est également observé que la plume de vapeur chaude s'échappant du capillaire peut transmettre une partie de son énergie cinétique au fluide pour le mettre en mouvement mais elle peut aussi apporter une certaine quantité de chaleur au fluide en raison des températures très élevées que peuvent atteindre ces vapeurs métalliques.

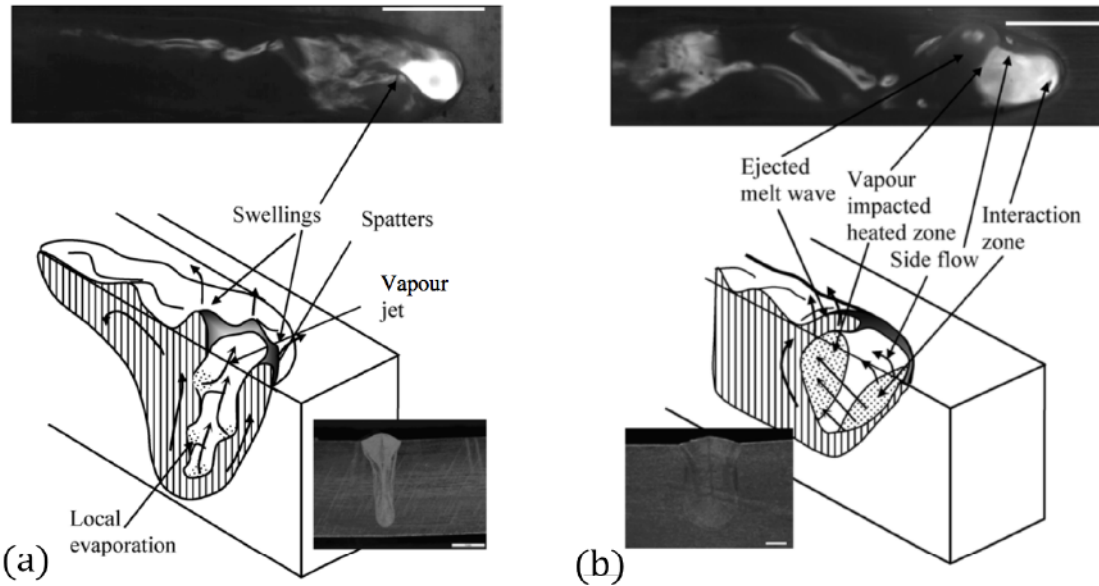


FIGURE 1.4 – Schémas de principe pour le régime Rosenthal (a) et Single Wave (b) proposés par Fabbro [4]

Le changement de régime dans le bain liquide est étroitement lié au comportement et à l'angle d'inclinaison du capillaire de vapeur. En effet, dans le cas du soudage laser en pénétration partielle d'un acier inoxydable, la transition entre les régimes « Rosenthal » et « Single Wave » s'effectue pour un angle d'inclinaison du capillaire de vapeur d'environ 15° (Figure 1.5). La compréhension du comportement du capillaire est donc un sujet de grande importance [6–9]. Fabbro et al. [6], montrent qu'il est facile d'analyser la dynamique du capillaire de vapeur dans le cas du soudage laser entièrement pénétrant de tôles de fines épaisseurs. En effet, dans cette configuration la géométrie du capillaire peut être visualisée simplement à l'aide d'une caméra rapide. Dans le cas du soudage de tôles de fines épaisseurs, une seule réflexion du faisceau laser se produit sur le front avant du capillaire. Comme l'intensité du faisceau laser est assez uniforme (distribution de type « Top Hat »), l'inclinaison du front avant du capillaire est constante. Si le capillaire de vapeur est suffisamment incliné, le faisceau laser réfléchi vient frapper les parois arrière du capillaire déformant localement sa géométrie (Figure 1.6). L'angle d'inclinaison du capillaire est une fonction de la puissance laser, de l'épaisseur de la tôle et de la vitesse de soudage. L'angle d'inclinaison augmente lorsque la vitesse de soudage croît (Figure 1.7).

Pour entretenir ouvert le capillaire de vapeur, une grande quantité de vapeur métallique doit être générée. Le jet de gaz s'échappant du capillaire est assez intense pour influencer la dynamique du capillaire ainsi que les écoulements dans la zone fondue. L'analyse de cette plume de vapeur a fait l'objet de plusieurs travaux [10–13]. Fabbro et al. [10] montrent que la vapeur métallique s'échappant du capillaire présente une vitesse suffisante pour transmettre une quantité non négligeable de son énergie cinétique au métal liquide. Le cisaillement de la plume de vapeur est le moteur d'importants mouvements hydrodynamiques dans le bain liquide (Figure 1.8).

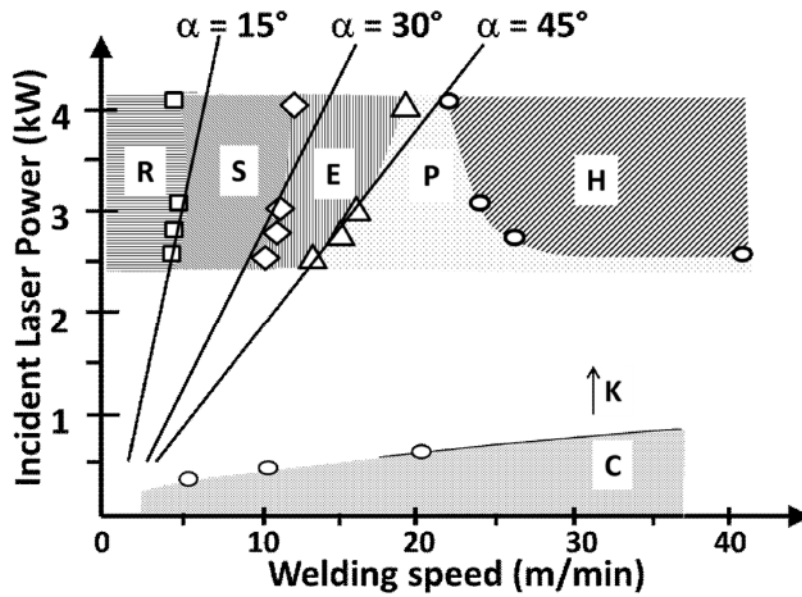


FIGURE 1.5 – Localisation des différents régimes de soudage Rosenthal (R), Single Wave (S), Elongated (E), Pre-Humping (P) et Humping (H) en fonction de la puissance du laser et de la vitesse de soudage. Les régions correspondantes à un soudage en mode keyhole (K) et par conduction (C) sont aussi indiquées. [5]

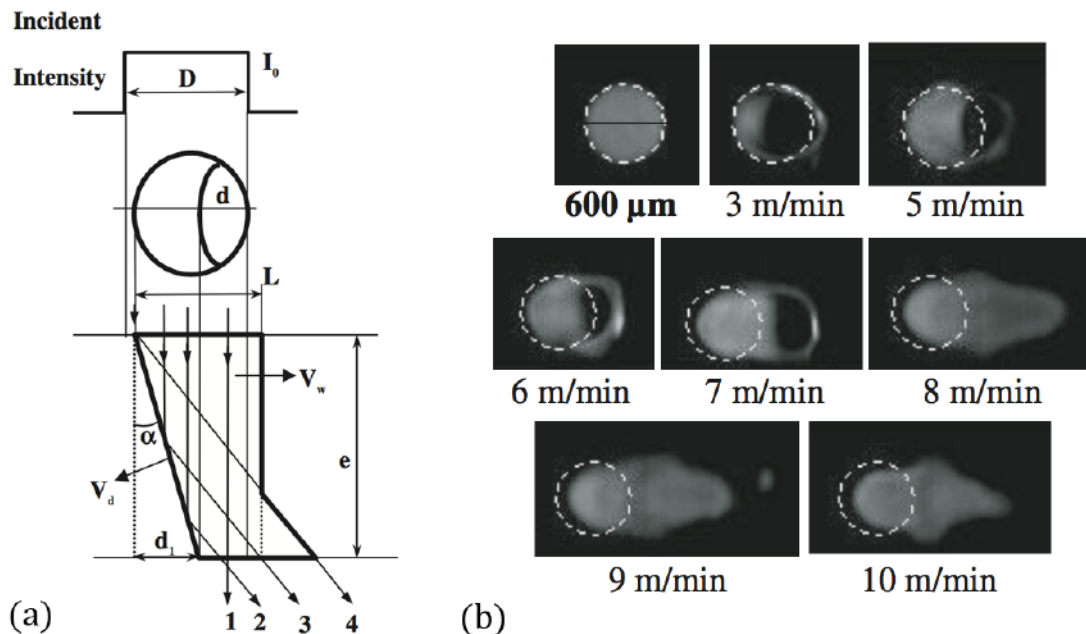


FIGURE 1.6 – (a) Profil schématique du capillaire de vapeur où le rayon 1 passe directement à travers la tôle, le rayon 2 à une réflexion sur le front avant et les rayons 3 et 4 ont une réflexion qui touche le front arrière du capillaire. (b) exemples de vue de dessus du capillaire pour différentes vitesses de soudage [6]

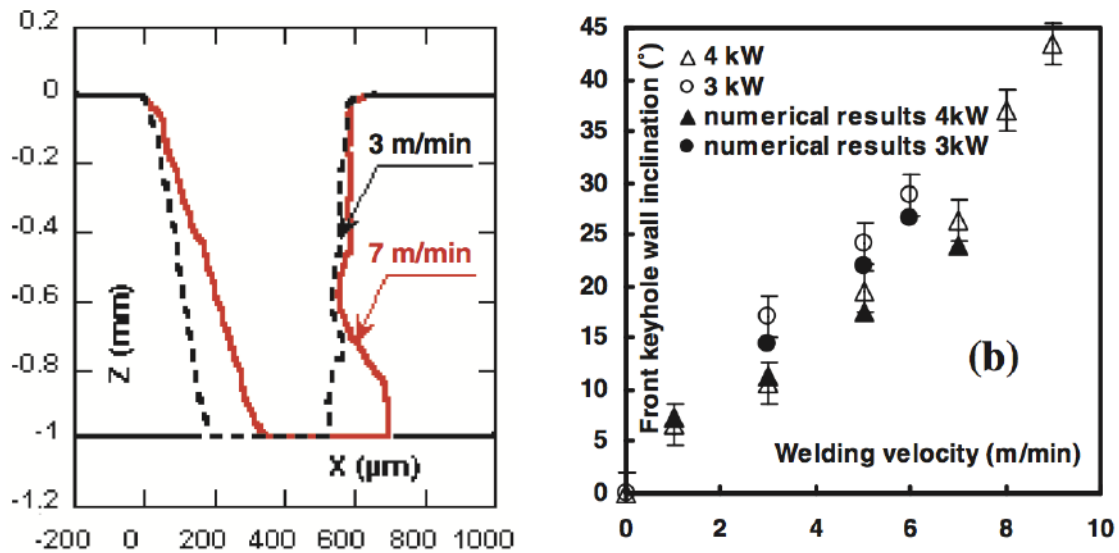


FIGURE 1.7 – Evolution de l'angle d'inclinaison du front avant du capillaire en fonction de la vitesse de soudage (4 kW ; épaisseur tôle 1 mm) [6]

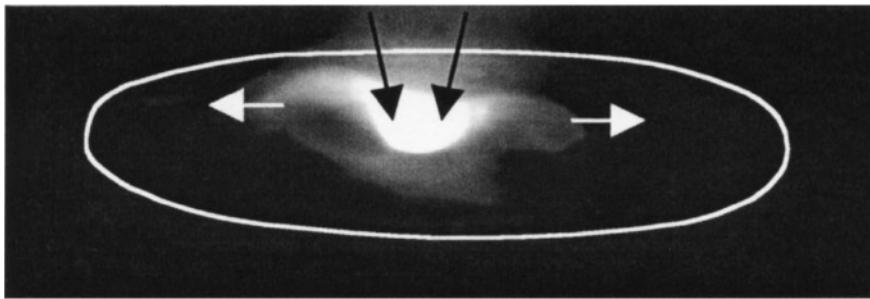


FIGURE 1.8 – Déformation de la surface de la zone fondue à cause du cisaillement de la plume de vapeur dans le cas d'un tir laser bi-spot. Le contour blanc désigne les limites de la zone fondue et les deux flèches montrent la direction de l'écoulement latéral [10]

Les écoulements dans le bain liquide formé par laser sont complexes, car ils sont la résultante d'un important nombre de phénomènes physiques. Des méthodes de visualisation directes des mouvements du fluide dans le bain ont été proposées par Boley et al. [14] et Abt et al. [15]. Ils utilisent un banc expérimental équipé d'une source à rayons X de forte puissance afin de suivre au cours du procédé de soudage laser les limites du capillaire et de la zone fondue. De plus, afin de suivre les mouvements hydrodynamiques dans le bain au cours du temps, ils ont choisi d'introduire un traceur sous forme de poudre dans le bain (Figure 1.9). Le tungstène a été retenu, car il absorbe fortement les rayons X et parce que son point de fusion élevé lui permet de rester à l'état solide dans l'acier liquide. Cette méthode offre la possibilité d'observer la formation des grands vortex dans la direction longitudinale au soudage.

1.4 Le soudage d'aciers de nature différente

Ces dernières décennies, l'industrie automobile poursuit l'objectif de réduire la masse des caisses en blanc tout en garantissant des propriétés structurales toujours plus adaptées à la sécurité des passagers. En effet, il s'avère plus sécuritaire pour les passagers du véhicule lors d'un choc que des pièces soient prévues pour se déformer afin d'absorber l'énergie de l'impact et que d'autres pièces soient renforcées pour protéger les organes vitaux des occupants. Ainsi, les caisses en blanc ont commencé à

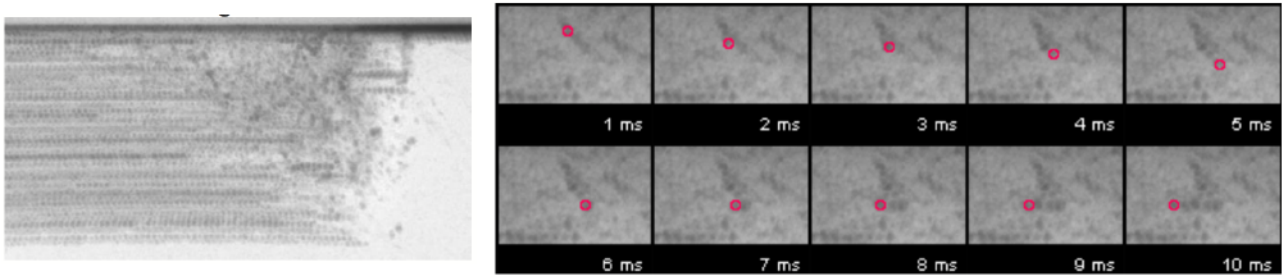


FIGURE 1.9 – Suivi d’une particule de tungstène dans le bain de métal liquide au cours du temps [14]

se complexifier et les constructeurs automobiles s’efforcent à choisir les tôles d’acier de sorte à satisfaire un besoin local. Cette nécessité de posséder les bonnes propriétés au bon endroit, tout en chassant le poids superflu, a conduit au développement d’assemblages de tôles d’acier de différentes nuances et d’épaisseurs différentes. Ces assemblages seront obtenus par soudage laser des tôles positionnées bord à bord afin d’avoir au final une seule pièce à emboutir.

1.4.1 Soudage entre aciers inoxydables

Afin de réduire les coûts et augmenter les performances des assemblages, les utilisateurs industriels d’aciers inoxydables fortement alliés s’efforcent d’utiliser le bon acier inoxydable au bon endroit en fonction des sollicitations extérieures (résistance à la rupture, résistance à la corrosion, caractère réfractaire, résistance au fluage, etc.).

En 2007, Berretta et al. [16] analysent les caractéristiques mécaniques des soudures entre des aciers inoxydables AISI 304 et AISI 420 en fonction de la position du faisceau laser par rapport au plan de joint. Ils travaillent avec un laser pulsé Nd :YAG et réalisent 5 soudures où le faisceau laser est déplacé d’un offset de 100 et 200 μm de part et d’autre du plan de joint. Le but étant de compenser les différences d’absorption de l’énergie du faisceau laser et de conductivités thermiques entre les deux aciers. L’acier AISI 304 est un acier inoxydable austénitique qui allie une facilité de mise en oeuvre avec une grande aptitude à la déformation et une résistance à la corrosion satisfaisante dans de très nombreux milieux. L’acier AISI 420 est un acier inoxydable martensitique qui présente une résistance à la corrosion modérée, mais des caractéristiques mécaniques élevées. Ils trouvent que la position du faisceau laser n’a pas d’influence sur la géométrie du joint soudé et que la soudure est homogène dans tous les cas. En reportant les compositions chimiques moyennes des soudures sur le diagramme de Schaeffler, ils observent qu’un décalage du faisceau laser sur l’acier inoxydable martensitique facilite la formation de la martensite dans la zone fondue. Ce résultat est cohérent avec les mesures de dureté obtenues (Figure 1.10). Ils montrent ainsi qu’il est possible d’agir sur la dureté de la zone fondue en changeant la position du faisceau laser par rapport au plan de joint. En 2009, Akbari Mousavi et Sufizadeh [17] étudient la métallurgie des joints soudés, par laser pulsé Nd :YAG, entre un acier inoxydable austénitique et un acier inoxydable à durcissement par précipitation. Ces derniers ont subi un traitement spécifique permettant une précipitation de composés qui améliorent les caractéristiques mécaniques de résistance à la rupture. En comparaison des travaux de Berretta et al. [16], Akbari Mousavi et Sufizadeh ont choisi de ne faire varier que les paramètres opératoires suivants : durée du pulse laser, fréquence et diamètre de la tache focale. Pour les 24 soudures réalisées, ils estiment que la microstructure de la zone fondue est relativement similaire pour toutes les soudures. Ces différents travaux suggèrent donc que la position du faisceau laser par rapport au plan de joint est le seul paramètre dont l’influence est réellement significative sur la métallurgie de la zone fondue lors du soudage laser d’acier inoxydable de nature différente.

En 2014, Holzer et al. [18] étudient la tenue à la corrosion des joints soudés entre aciers inoxydables austénitiques et ferritiques. Ils désirent caractériser la résistance des soudures à la corrosion. Pour cela ils regardent l’influence des matériaux de base, du gaz de protection et du diamètre du faisceau laser. Ils montrent que le soudage laser avec une tache focale de diamètre 200 μm permet d’obtenir un cordon

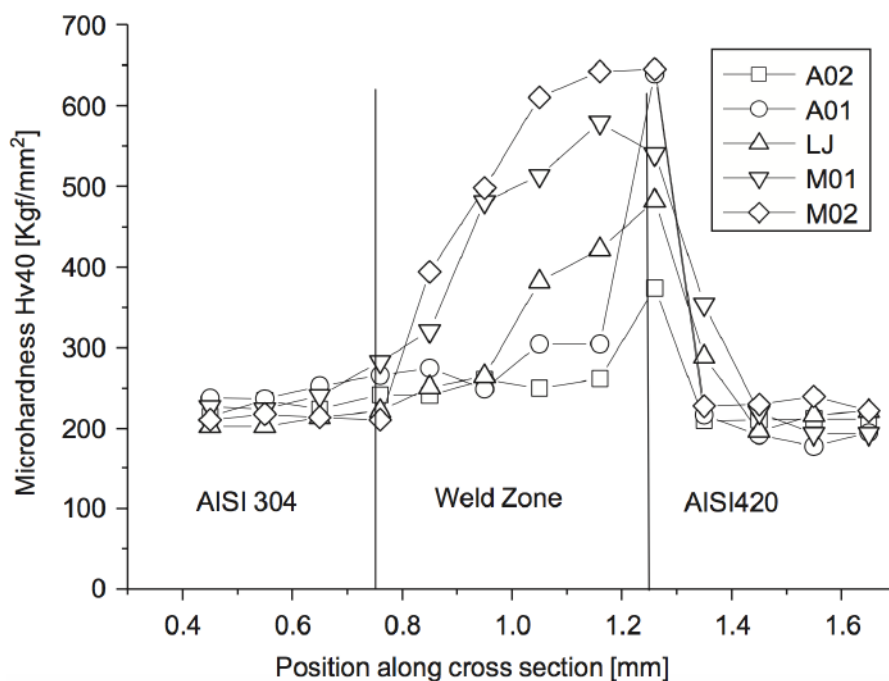


FIGURE 1.10 – Microdureté sur une coupe transversale en fonction de la position du faisceau laser (A01 et A02 respectivement $100\ \mu\text{m}$ et $200\ \mu\text{m}$ sur acier inoxydable austénitique; LJ faisceau laser centré; M01 et M02 respectivement $100\ \mu\text{m}$ et $200\ \mu\text{m}$ sur acier inoxydable martensitique) [16]

de souder avec une distribution beaucoup plus homogène des éléments d'alliage (Figure 1.11). Dans le cas de la soudure avec une tache focale de diamètre $600\ \mu\text{m}$, des lignes de ségrégation grossières sont visibles. Le mélange des éléments d'alliage dans le cordon de soudure apparaît donc comme un élément essentiel pour garantir une bonne résistance des joints à la corrosion. Holzer et al. conseillent d'utiliser des paramètres opératoires qui permettent d'avoir un bon mélange dans la soudure et si c'est possible de choisir un acier inoxydable ferritique enrichi en titane et molybdène. Ces deux éléments ont la particularité de stabiliser la ferrite et limiter le grossissement des grains, ce qui réduit la corrosion inter cristalline dans la zone affectée thermiquement (côté acier ferritique). Ils ont également mené une campagne d'essais sur les gaz de protection utilisés pendant le soudage. Une distribution plus homogène dans le joint soudé a été observée avec l'utilisation de gaz de protection actifs : le gaz de protection oxydant est un mélange d'argon, d'hélium et de dioxyde de carbone et le gaz de protection réducteur est un mélange d'argon, d'hélium et d'hydrogène. Ces gaz sont composés d'éléments tensio-actifs qui modifient la tension de surface du bain de métal liquide. Même en faible quantité, ces éléments peuvent fortement impacter les écoulements surfaciques du bain et par conséquent le mélange global [19].

1.4.2 Soudage d'un acier au carbone avec un acier inoxydable

Les soudures entre un acier inoxydable et un acier au carbone sont largement utilisées dans les centrales électriques, les réacteurs nucléaires ou encore dans les usines pétrochimiques. En raison de leurs propriétés mécaniques et de corrosion différentes, les assemblages entre acier inoxydable et acier au carbone répondent non seulement aux exigences d'utilisation, mais réduisent également les coûts. La réduction des coûts restant un objectif industriel, l'utilisation de plans d'expériences peut s'avérer très utile pour améliorer le procédé d'assemblage par laser des aciers au carbone et inoxydables [20].

En 1997, Missori et Koerber [21] étudient l'assemblage entre un acier bas carbone et un acier inoxydable pour des systèmes fonctionnant à hautes températures. L'assemblage de ces deux aciers pose une série d'obstacles à surmonter à cause de la différence des propriétés thermophysiques et métallurgiques entre ces aciers. Le soudage laser est alors particulièrement influencé par la composition chimique et la microstructure des matériaux de base. Missori et Koerber montrent que la transition de l'austénite

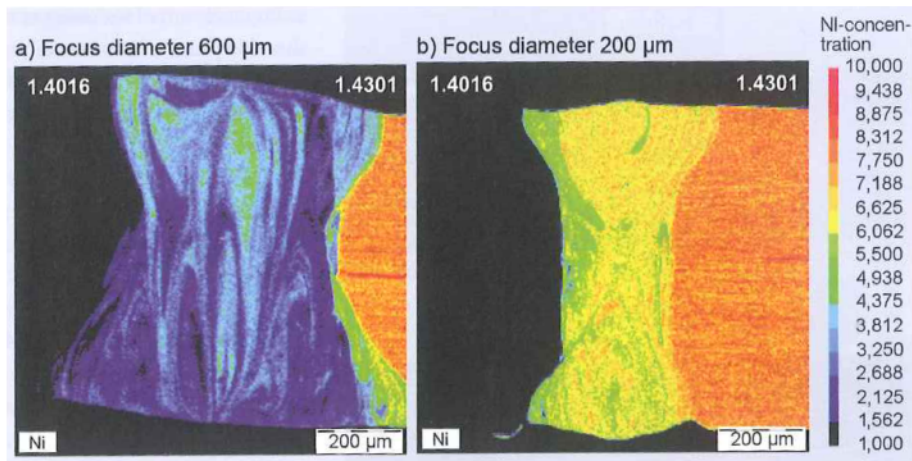


FIGURE 1.11 – Distribution du nickel dans deux soudures réalisées avec des tailles de taches focales différentes [18]

vers la martensite et donc la distribution des éléments d'alliage dans le cordon de soudure constitue l'élément essentiel de la réussite de cet assemblage. Le diagramme de Schaeffler est utilisé pour estimer la microstructure des soudures. Ceci leur permet de chercher les paramètres opératoires de soudage qui garantissent une métallurgie du joint soudé adaptée à des applications à hautes températures.

En 2001, Koruk et al. [22] présentent leurs résultats concernant la comparaison des flans rabotés par laser entre aciers similaires (aciers au carbone) et aciers de nature différente (aciers inoxydables et aciers au carbone). Les hautes performances mécaniques et l'importante formabilité des aciers inoxydables austénitiques les rendent particulièrement intéressants pour les pièces de structure des carrosseries automobiles ayant un design complexe. Koruk et al. montrent que la microstructure martensitique de la zone fondue entre aciers de nature différente est correctement estimée à l'aide du diagramme de Schaeffler. Néanmoins, des macroségrégations sont observées dans les joints soudés à hautes vitesses de soudage. Les soudures entre aciers dissemblables présentent une microstructure martensitique. A cause de cette microstructure martensitique, les soudures sont moins ductiles que les matériaux de base.

En 2014, Esfahani et al. [23] réalisent des soudures bord à bord entre un acier bas carbone et un acier inoxydable. Ils observent que les performances mécaniques dépendent fortement de la microstructure du joint. Esfahani et al. ont réalisé plusieurs cordons de soudure où ils décalent le faisceau laser par rapport au plan de joint (Figure 1.12). Ils montrent qu'il est possible d'influencer la structure métallurgique de la soudure grâce au pilotage du paramètre opératoire qui est la position du faisceau laser. Lorsque le laser est centré sur le plan de joint, un mélange d'austénite et de martensite compose la microstructure alors qu'avec un faisceau laser décalé de $400 \mu m$ le joint soudé n'est composé que d'une seule phase. La soudure est austénitique lorsqu'elle présente une grande concentration de chrome et de nickel, sinon elle est martensitique.

En 2015, Wu et al. [24] étudient la microstructure et les propriétés mécaniques des soudures laser obtenues entre un acier inoxydable ferritique et un acier au carbone. Ces joints hétérogènes sont caractérisés par un gradient chimique et un changement de microstructure qui créent d'importantes variations des propriétés physiques dans la soudure. Ils cherchent à résoudre certains problèmes associés à ces joints entre aciers dissemblables. Notamment, les problèmes de décarburation et de grossissement des grains dans la zone affectée thermiquement de l'acier au carbone qui affectent les propriétés mécaniques de l'assemblage. Ils montrent l'impact de la vitesse de soudage sur la taille de la zone affectée thermiquement et la diffusion des éléments entre les matériaux de base et la soudure. Une vitesse de soudage plus élevée signifie une énergie linéique plus faible, c'est-à-dire un apport d'énergie total plus faible. Dans le cas des vitesses de soudage faibles, l'apport d'énergie plus important permet de garder la matière à des hautes températures sur des temps plus longs. La diffusion des éléments

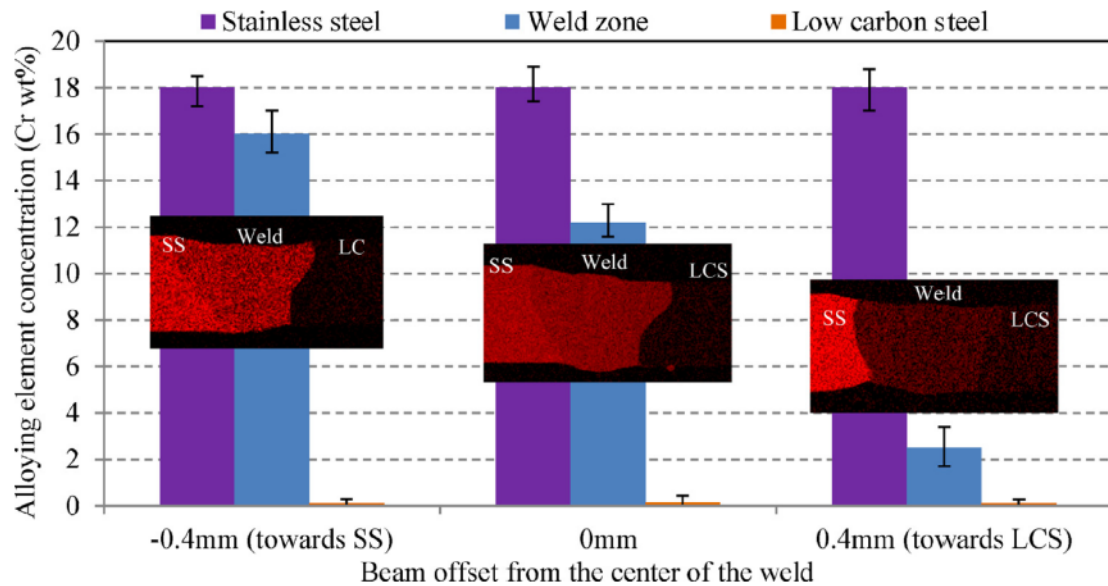


FIGURE 1.12 – Effet du décalage du faisceau laser par rapport au plan de joint sur la concentration en chrome dans la soudure [23]

est accentuée, car ce phénomène s'opère alors sur des temps plus longs. Du côté de l'interface entre la soudure et l'acier au carbone, le carbone qui diffuse peut localement changer la microstructure de la zone affectée thermiquement et induire des pics de dureté. Et de l'autre côté, entre la soudure et l'acier inoxydable, le chrome qui diffuse dans la soudure dégrade localement les propriétés de ductilité de la zone affectée thermiquement (Figure 1.13).

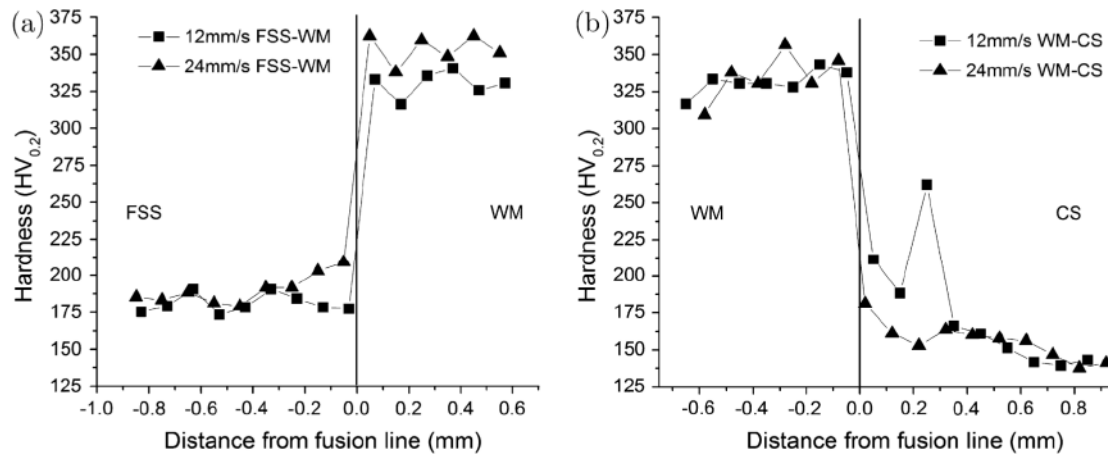


FIGURE 1.13 – Profil de dureté sur une coupe transversale : (a) à l'interface entre la soudure et l'acier inoxydable (FSS) et (b) à l'interface entre la soudure et l'acier au carbone (CS) [24]

L'assemblage des aciers au carbone avec les aciers inoxydables suscite l'intérêt depuis plusieurs décennies. Les outils numériques permettant d'estimer le champ de température et de contraintes résiduelles dans la soudure ont alors été développés pour aider à améliorer les performances mécaniques des assemblages [25–27]. En 2009, Akbari et Sattari-Far [25] proposent un modèle numérique basé sur la méthode des éléments finis pour calculer le champ des contraintes résiduelles dans la soudure. Ils trouvent des résultats numériques en bon accord avec les résultats expérimentaux. Ainsi à partir de la simulation numérique, ils tirent un certain nombre de conclusions. Dans le cas d'un joint entre métaux dissemblables, le pic de contrainte dans la zone fondue peut être significativement élevé par rapport aux contraintes dans les matériaux de base. Dans le cas des soudures entre un acier inoxydable et

un acier au carbone, le pic de contrainte est généralement du côté de l'acier inoxydable. Enfin, une diminution de l'énergie linéique de soudage permet de réduire les contraintes résiduelles.

1.4.3 Assemblages dissimilaires des aciers à haute résistance pour l'industrie automobile

Les constructeurs automobiles doivent faire face aux problèmes de pollution et à de plus en plus de réglementations environnementales restrictives. Pour apporter une solution à ces deux problèmes, les fabricants d'automobiles utilisent de plus en plus des aciers à haute résistance afin de réduire le poids des véhicules et donc la consommation de carburant. Actuellement, ces aciers comprennent principalement les aciers Dual Phase (DP), TRIP (TRansformation Induced Plasticity) et les nuances pour emboutissage à chaud (comme le 22MnB5).

Farabi et al. [28], en 2011, évaluent le changement de microstructure et de propriétés mécaniques dans la zone fondue pour l'assemblage hétérogène DP600/DP980. L'acier DP980, comme l'acier DP600, est un acier constitué de martensite dans une matrice ferritique, mais avec une fraction volumique de martensite plus élevée. La zone fondue par laser entre ces deux nuances d'acier présente une microstructure entièrement martensitique. Elle est révélée par une très forte augmentation de la dureté dans la zone fondue (Figure 1.14). Dans la zone affectée thermiquement, Farabi et al. observent, au contraire, un adoucissement à cause du revenu de la martensite. L'adoucissement de la zone affectée thermiquement est d'autant plus sévère du côté de l'acier DP980 que celui-ci présente une fraction volumique de martensite plus grande que l'acier DP600. Le profil de microdureté est fortement asymétrique et la rupture pour un test de traction statique s'amorce dans la zone adoucie du côté de l'acier DP600.

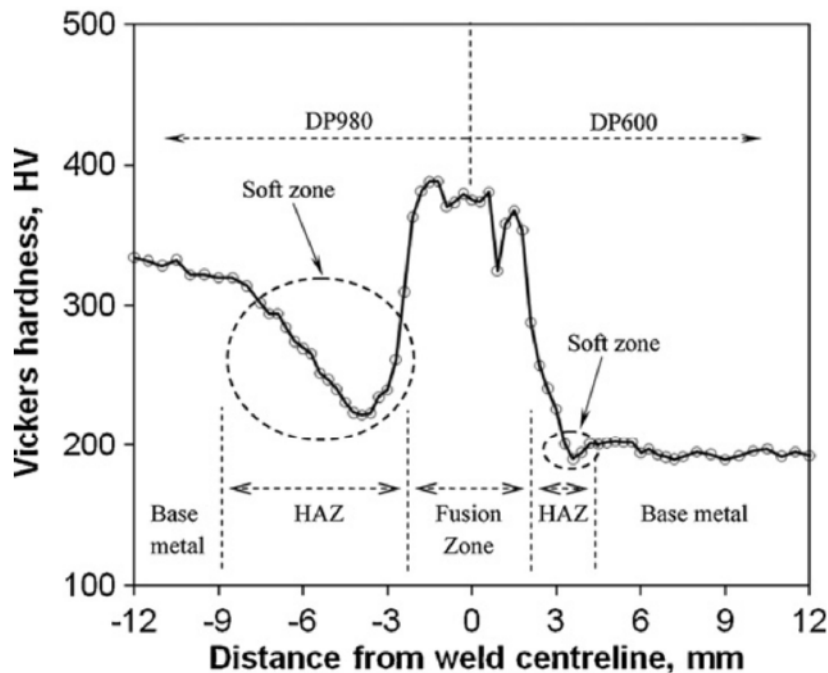


FIGURE 1.14 – Profil de microdureté sur une coupe transversale d'une soudure hétérogène DP600/DP980 [28]

En 2010, Mujia et al. [29] étudient l'assemblage laser des aciers TWIP et TRIP. Les matériaux tels que les aciers TRIP et TWIP ont été développés en raison de leur haute résistance et de leur exceptionnelle ductilité. Les aciers TRIP contiennent une certaine quantité d'austénite résiduelle qui peut se transformer en martensite ϵ sous contrainte mécanique. Les aciers TWIP sont entièrement austénitiques et se caractérisent par leur mode particulier de déformation, basé à la fois sur le glissement des dislocations et un maillage intense. L'association de ces deux modes de déformation aboutit à la

combinaison d'un fort taux d'érouissage, d'un allongement et d'une contrainte à rupture élevée. Les propriétés mécaniques de la soudure sous traction uniaxiale correspondent à la combinaison de celles des deux aciers différents. Le régime élastique est plus proche du comportement de l'acier TWIP, alors que les propriétés de l'acier TRIP dominent le régime plastique de déformation. A cause de la grande concentration en manganèse et carbone de l'acier TWIP par rapport à l'acier TRIP, une importante ségrégation conduit à une soudure hétérogène composée de régions austénitiques et martensitiques. Or les régions martensitiques rencontrées dans la zone fondue agissent comme des zones d'initiation de fissures. Mujica et al. [29] proposent d'optimiser le soudage laser de ces deux aciers en déplaçant le spot laser du côté de l'acier TWIP afin d'avoir une dilution moins importante de celui-ci dans la zone fondue. Grâce à une plus grande teneur en manganèse dans la zone fondue, il est possible d'obtenir un joint soudé entièrement austénitique et ainsi d'éviter les zones martensitiques qui dégradent la tenue mécanique de la soudure.

En 2014, Behm et al. [30] étudient également l'assemblage laser des aciers austénitiques à haute teneur en manganèse (FeMn) avec les aciers ferritiques bas carbone. Ces assemblages entre aciers FeMn et aciers conventionnels pour l'industrie automobile permettent d'allier design complexe, réduction de poids et bonnes performances au crash. Behm et al. ont observé des compositions chimiques, des duretés et des propriétés mécaniques très différentes des soudures réalisées à des vitesses de soudage 3, 6 et 8 *m/min* (Figure 1.15). Ils montrent que, de façon générale, les structures martensitiques ont un effet néfaste sur la ductilité et la résistance à rupture. Mais ces structures martensitiques peuvent également avoir un impact positif sur les propriétés mécaniques si elles sont distribuées de manière appropriée dans la soudure. En conséquence, le soudage laser offre la possibilité de réaliser des soudures entre deux aciers de nature différente, qui sous certaines conditions, présentent des propriétés mécaniques adéquates pour une utilisation précise. En 2015, Behm et al. [31] développent un test basé sur la méthode Charpy pour tester dynamiquement des soudures obtenues par transparence avec ces aciers. Ce test permet de mesurer l'énergie nécessaire à la rupture des éprouvettes. Pour la combinaison dissimilaire TWIP-S420MC, Behm et al. trouvent que les résistances à la rupture des soudures dépendent de la vitesse de soudage (Figure 1.16). En effet, une grande quantité de structures martensitiques, qui fragilisent la soudure, se forment pour la vitesse de soudage de 6 *m/min*. Ce test Charpy permet donc de mesurer l'impact des hétérogénéités métallurgiques sur les performances mécaniques de la soudure.

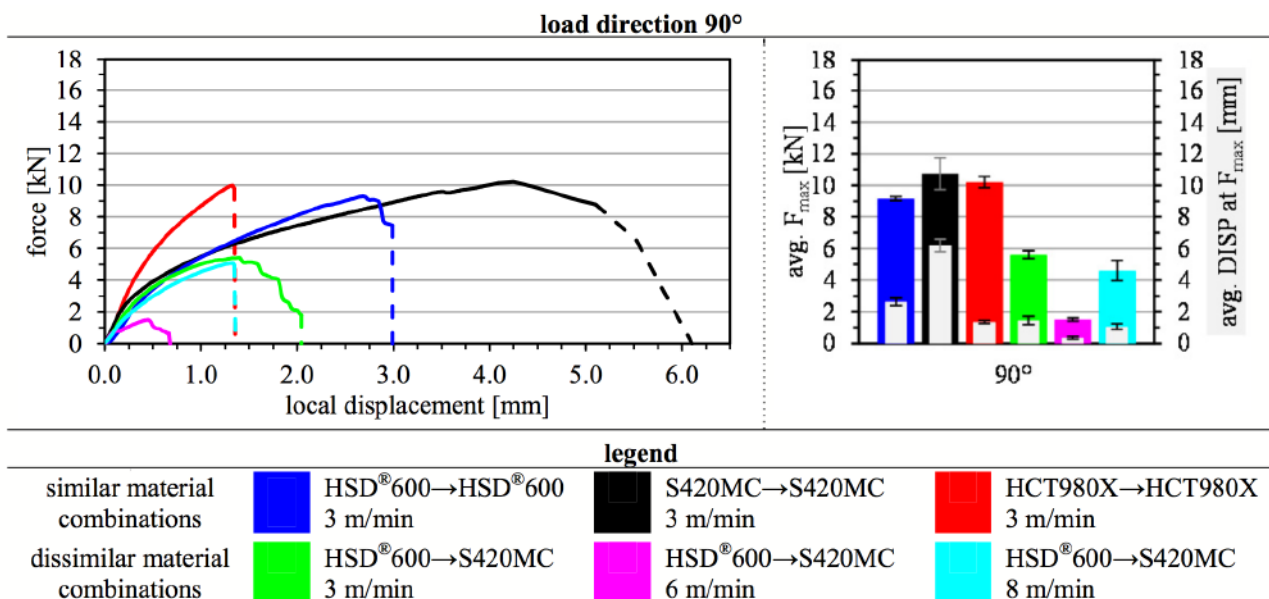


FIGURE 1.15 – Test de traction en quasi-statique pour différentes vitesses de soudage [30]

En 2015, Rossini et al. [32] étudient différentes combinaisons entre les aciers DP, TWIP, TRIP

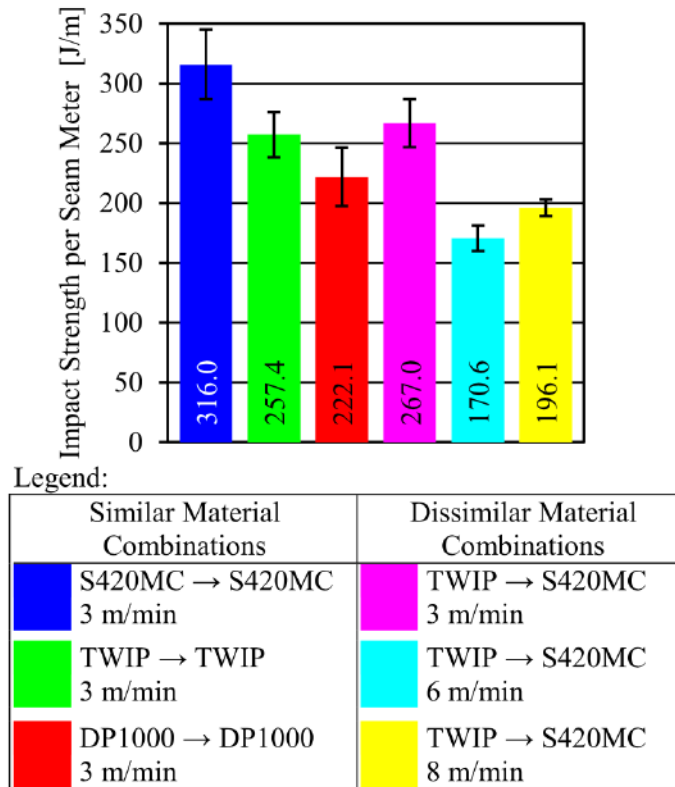


FIGURE 1.16 – Résistance à l'impact de différentes combinaisons de matériaux similaires et dissimilaires [31]

et 22MnB5. Ils soudent avec une source laser Nd :YAG à la vitesse de 25 mm/s . Avec une puissance sortante sur pièce de $1,5 \text{ kW}$, ils réalisent les soudures hétérogènes TWIP/DP, TWIP/TRIP et TWIP/22MnB5. Avec une puissance de $1,25 \text{ kW}$ ils obtiennent les assemblages DP/TRIP et DP/22MnB5. Ils observent une microstructure similaire pour l'ensemble des joints soudés. Ils sont majoritairement constitués de martensite (Figure 1.17). Une ségrégation du manganèse peut aussi être observée dans les zones fondues des joints hétérogènes avec l'acier TWIP. Ces ségrégations apparaissent autour des structures dendritiques et sont de plus en plus présentes lorsqu'on se rapproche de l'acier TWIP. Rossini et al. ont obtenu lors d'essais de traction une rupture dans la zone fondue pour l'ensemble des soudures hétérogènes formées avec l'acier TWIP. La morphologie des cassures présente une apparence fragile avec l'apparition de ruptures intergranulaires (Figure 1.18). Les ségrégations chimiques du manganèse autour des dendrites peuvent favoriser ce type de rupture.

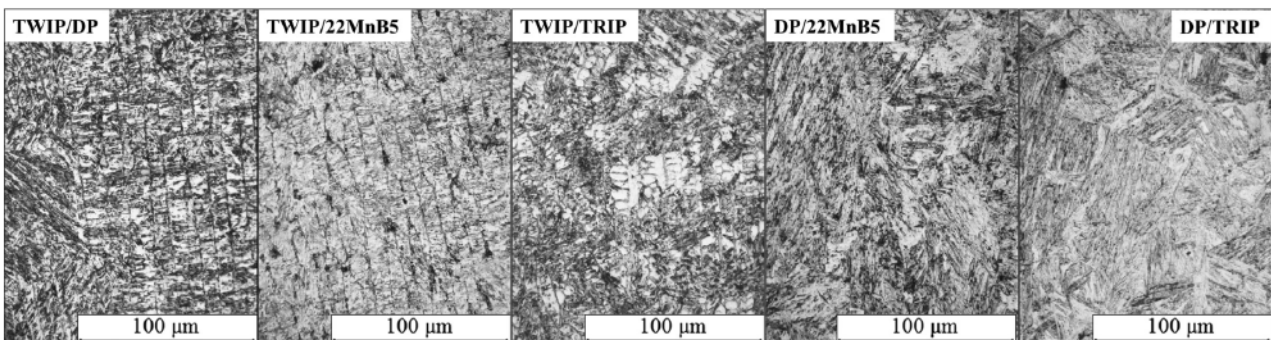


FIGURE 1.17 – Microstructure de la zone fondue pour les différentes combinaisons hétérogènes [32]

En conclusion, les très hautes teneurs en manganèse des aciers TWIP les rendent difficiles à souder

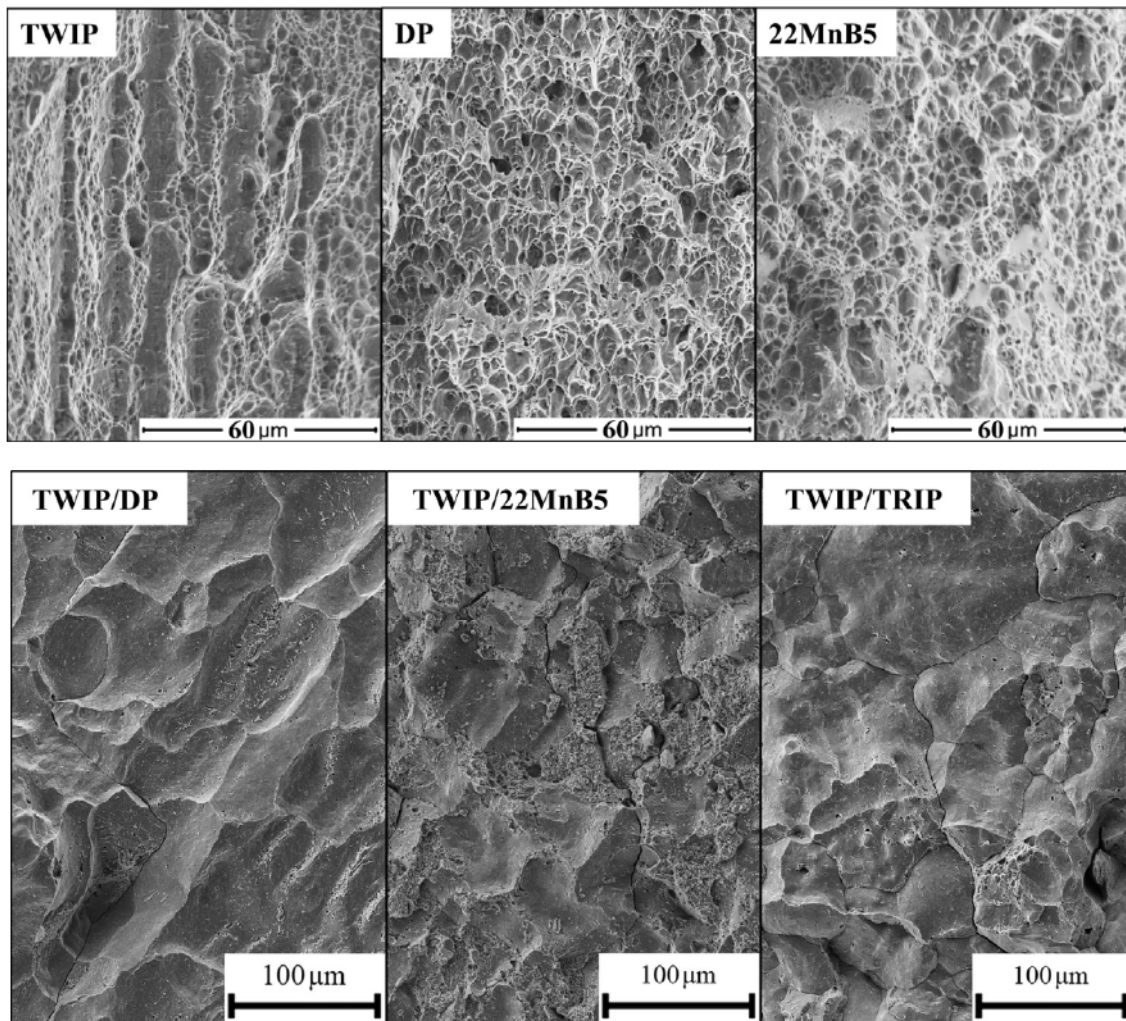


FIGURE 1.18 – Fractographies des zones de rupture pour les aciers TWIP, DP et 22MnB5 (après traitement thermique) et pour les soudures hétérogènes TWIP/DP, TWIP/22MnB5 et TWIP/TRIP [32]

avec les autres aciers à haute résistance utilisés dans l'industrie automobile. En effet, les propriétés thermophysiques sont très différentes des aciers standards et le phénomène de ségrégation du manganèse est source de fragilité dans la zone fondue. Pour étudier les caractéristiques métallurgiques et de résistance mécanique des soudures hétérogènes avec l'acier TWIP, Mujica et al. [29] ont étudié l'impact de la position du faisceau laser, Behm et al. [30] celui de la vitesse de soudage et Rossini et al. [32] celui de la nuance mise en face de l'acier TWIP. L'acier TWIP est une nuance difficile à souder avec d'autres nuances d'acier, il est nécessaire de rester vigilant en ce qui concerne le rapport de dilution des matériaux afin d'éviter la formation de phases fragiles.

1.5 Les méthodes et les modèles numériques pour le soudage laser

Le soudage laser est un procédé d'assemblage faisant intervenir un grand nombre de phénomènes complexes. Devant ce constat, les techniques expérimentales ne permettent pas encore d'expliquer individuellement tous les phénomènes physiques intervenants lors du soudage laser. En choisissant une autre approche, les études numériques peuvent aider, voir prendre le pas sur les expérimentations. Elles permettent d'étudier individuellement les conséquences de chaque phénomène physique et son importance relative dans le procédé global. Il est possible par exemple de s'affranchir du cisaillement de la plume de vapeur, ce qui est impossible expérimentalement.

1.5.1 Les modèles thermiques

Les premières modélisations numériques du soudage laser ont été réalisées avec une représentation simplifiée du faisceau laser. Le dépôt d'énergie était pris en compte au travers de sources thermiques géométriquement simples dans le but de connaître les dimensions du bain liquide ou la forme du cordon de soudure. Actuellement, ces modèles thermiques simplifiés continuent à être exploités principalement en couplage avec des modèles de transformation métallurgique.

En 1946, Rosenthal [33] propose des solutions analytiques à l'équation de la chaleur pour le soudage. Initialement Rosenthal considérait une source de chaleur ponctuelle et mobile sur une pièce infinie. Ce modèle est largement utilisé pour la modélisation du soudage malgré la principale limitation qui est une température infinie au point d'origine de la source de chaleur. Ensuite afin d'améliorer le modèle et tenir compte du soudage laser en mode « keyhole », Swift-Hook et Gick [34] introduisent en 1973 une source linéique de chaleur. Ce type de source est plus adapté à la représentation du soudage laser totalement pénétrant. Une distribution uniforme de l'énergie le long de cette ligne qui simule le capillaire, permet une représentation intéressante du soudage laser. La résolution du champ thermique dans le matériau donne un ordre de grandeur des dimensions du bain liquide par l'analyse des isothermes. Swift-Hook et Gick ont obtenu des résultats sur les largeurs et les longueurs en surface du bain liquide en bonne adéquation avec la pratique.

En 1977, Cline et Anthony [35] choisissent d'utiliser une source de chaleur linéique finie en comparaison à l'utilisation d'une source linéique infinie dans les travaux de Swift-Hook et Gick [34]. En effet, Cline et Anthony émettent l'hypothèse que, lors du soudage laser en pénétration partielle, toute l'énergie du faisceau laser est absorbée dans le keyhole. Ceci justifie de prendre la longueur de la source de chaleur égale à la profondeur du keyhole. Les résultats de cette modélisation sont en bon accord avec l'expérimental pour des vitesses de soudage supérieures à 5 m/min . Pour les vitesses de soudage plus faibles, le fait de ne pas prendre en compte la non uniformité du dépôt énergétique dans le keyhole peut expliquer l'écart obtenu entre les résultats de la simulation et les données expérimentales. En 1973, Arata et Inoue [36] développaient déjà une solution pour une source linéique en mouvement ayant une distribution d'énergie non-uniforme le long de la source.

Les sources ponctuelles et linéiques définies par Rosenthal permettent respectivement la modélisation simplifiée du soudage en mode conduction et en mode keyhole. Cependant, pour les soudures sur des tôles de forte épaisseur, il est fréquent d'observer la forme caractéristique dite en « tête de clou », sur l'endroit de la soudure. Un modèle avec une source linéique uniforme sur toute l'épaisseur de la tôle ne peut représenter que des soudures ayant des côtés parallèles à la source linéique alors que les sources ponctuelles conduisent à une forme hémisphérique du joint soudé. En 1988, Steen et al [37] proposent un modèle où les deux sources sont couplées. En faisant varier la position et l'intensité de la source ponctuelle dans l'épaisseur de la pièce, une géométrie évasée sur l'endroit de la soudure en forme de tête de clou, peut être obtenue numériquement (Figure 1.19). Dans cette modélisation, la source linéique représente l'absorption d'énergie sur les parois du capillaire dans l'épaisseur de la tôle et la source ponctuelle modélise l'apport d'énergie par le plasma. En effet, la vapeur métallique qui s'échappe du capillaire est partiellement absorbante et donc capable de former un plasma lors de son interaction avec le faisceau laser. Il est supposé que la largeur du joint soudé en partie inférieure est directement proportionnelle à l'intensité de la source linéique. Ce modèle est basé sur l'hypothèse d'un échantillon d'épaisseur infinie, il n'est alors pas utilisable pour la représentation du soudage laser de tôles de fines épaisseurs où le profil de distribution de l'énergie n'est pas le même. La même année, Akhter et al. [38] reprennent la méthode développée par Steen et al [37] afin de rendre possible la modélisation du soudage laser sur des échantillons d'épaisseurs finies. Pour cela, ils utilisent plusieurs sources ponctuelles et une source linéique dont l'intensité varie en fonction de la profondeur. Les résultats obtenus montrent des géométries de zones fondues proches de la réalité expérimentale (Figure 1.20) et permettent également d'extraire des informations sur les caractéristiques d'absorption de l'énergie laser en fonction de la profondeur. Par la suite, les modèles faisant appel à des sources ponctuelles et linéiques ont été modifiés afin de répondre toujours un peu mieux à la configuration de

soudage étudié. C'est le cas par exemple de Kaplan [39], qui en 1997, intègre dans sa simulation des sources de chaleur ponctuelles le long d'une courbe à l'intérieur de la matière parce qu'il tient compte de la forme courbe du capillaire, ou encore Kazemi et Goldak [40] qui, en 2008, travaillent avec une source linéique et une source surfacique en face endroit. Ils ont choisi de remplacer la source ponctuelle de chaleur par une source surfacique de forme circulaire avec une distribution gaussienne de l'énergie laser parce qu'une source ponctuelle retourne une géométrie en demi-disque en haut de cordon. Ils montrent que leur source de chaleur modifiée permet une meilleure prédiction de la géométrie du joint soudé, surtout pour le soudage en pénétration totale.

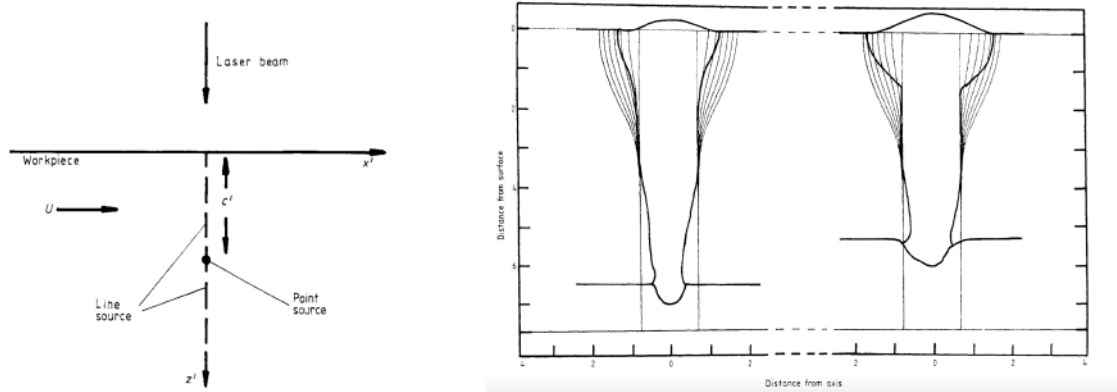


FIGURE 1.19 – Modélisation de la géométrie d'un joint soudé à l'aide de deux sources, une linéique et une ponctuelle [37]

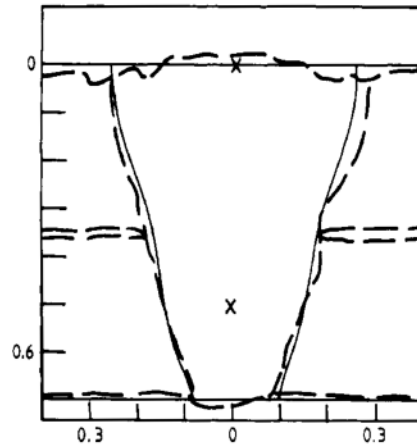


FIGURE 1.20 – Modélisation de la géométrie d'un joint soudé à l'aide de deux sources ponctuelles et une source linéique finie. Résultats numériques (—) et résultats expérimentaux (- -) [38]

La distribution de l'énergie du faisceau laser lors du soudage est un élément essentiel qu'il faut maîtriser pour correctement modéliser les transferts thermiques du soudage laser. En 1979, Mazumder et Steen [41] proposent une source de chaleur tridimensionnelle en forme de cylindre de diamètre égal à celui de la tache focale dans lequel l'énergie décroît de façon exponentielle suivant une loi de type Beer-Lambert. La profondeur L de la source de chaleur est égale à la profondeur où l'irradiance laser absorbée par le plasma (I) devient inférieure à l'irradiance nécessaire à la vaporisation du métal ($I_{vaporisation}$).

$$I(L) = I_{vaporisation} = I_{surface} e^{-\beta L} \Leftrightarrow L = \frac{1}{\beta} \ln \left(\frac{I_{surface}}{I_{vaporisation}} \right)$$

avec $I_{surface}$ l'irradiance laser incidente en surface de la tôle (W/mm^2) et β le coefficient moyen d'absorption du plasma (mm^{-1}).

Dans le cas présent, le capillaire de vapeur est défini par l'ensemble des points du domaine excédant la température de vaporisation, ce qui signifie que les parois du capillaire sont supposées être à la température de vaporisation du matériau. Les résultats des simulations numériques montrent des formes de cordons proches de la géométrie des cordons observés expérimentalement, mais les dimensions du joint ne sont pas encore en bonne adéquation avec l'expérience. Lorsque la profondeur du cordon calculée est correcte alors la largeur du cordon est surestimée (Figure 1.21).

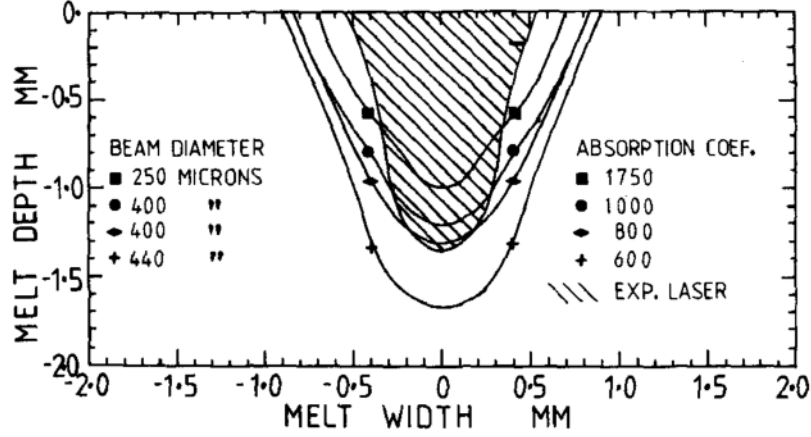


FIGURE 1.21 – Variation de la géométrie de la zone fondue fonction du coefficient d'absorption (grandeur adimensionnée) et du diamètre du faisceau laser ; avec une puissance laser de 1570 W, une réflectivité de 0,8 et une vitesse de soudage de 33,5 mm/s [41]

En 1984, Goldak et al. [42], ont proposé un modèle de source volumique pour modéliser une source de chaleur par faisceau laser. La source de chaleur était représentée par la relation suivante :

$$Q(x, y, z) = \frac{3P}{\pi abd} \exp\left(-\frac{3x^2}{a^2}\right) \exp\left(-\frac{3y^2}{b^2}\right) \exp\left(-\frac{3z^2}{d^2}\right) \quad (1.1)$$

où P est la puissance totale du laser, a et b des paramètres liés au faisceau laser et d la profondeur maximale de pénétration. Cette source de chaleur sous forme d'un double ellipsoïde (Figure 1.22) permet de tenir compte de la profondeur de pénétration due à une source de chaleur équivalente ainsi que d'une distribution de chaleur différente entre l'avant et l'arrière du capillaire.

Bien que la source de chaleur en double ellipsoïde (Figure 1.22) de Goldak et al. [42] ait l'avantage d'être très flexible grâce aux nombreux paramètres qui définissent le volume de cette source, d'autres sources équivalentes peuvent être envisagées pour le soudage laser afin de s'approcher le plus possible de la réalité. C'est le cas par exemple de Tsirkas et al. qui montrent dans un article paru en 2003 [43], que pour simuler le keyhole, il est préférable d'utiliser un cône suivant une distribution gaussienne du flux de chaleur. On peut pour cela utiliser la formule suivante :

$$Q = \frac{8P}{\pi d_0^2 e} \cdot \exp\left(1 - \left(\frac{d}{d_0}\right)^2\right) \cdot \left(1 - \frac{z}{e}\right) \quad (1.2)$$

Les résultats numériques sont trouvés en bon accord avec les résultats expérimentaux. Cependant, choisir un rendement énergétique constant, égal à 70%, pour tous les couples puissance-vitesse utilisés peut expliquer pourquoi le calcul de la simulation numérique sous-estime la grandeur mesurée expérimentalement pour les faibles énergies linéiques de soudage et au contraire surestime cette grandeur pour les fortes énergies linéiques de soudage. En 2010, Zain-ul-abdein et al. [44] utilisent également une source conique avec une distribution gaussienne de l'énergie pour simuler les distorsions et contraintes résiduelles induites par le soudage laser. Ce modèle équivalent résout l'équation de la chaleur et tente de reproduire correctement la distribution spatiale et temporelle du champ de température. Ce champ

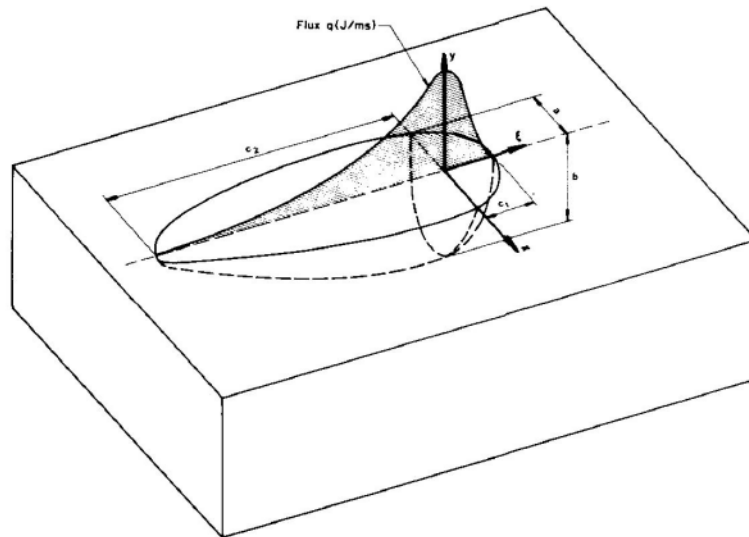


FIGURE 1.22 – Source équivalente avec une distribution sous forme d’un double ellipsoïde [42]

de température sert ensuite au calcul du champ de déplacement et à l’analyse mécanique.

Depuis, de nombreux travaux de modélisation numérique [45–47] utilisent une source de chaleur volumétrique, ayant soit la forme d’un cylindre soit la forme d’un cône tronqué, avec une distribution gaussienne de l’énergie dans la direction radiale. Bien que d’importants progrès aient été réalisés quant à la modélisation du capillaire de vapeur par la prise en compte de l’interaction onde-matière [48, 49], ces modélisations sont très coûteuses du point de vue des performances numériques et demandent le couplage avec les équations de Maxwell-Lorentz. Ces modèles thermiques simplifiés restent donc utilisés grâce à leur principal atout qui est la rapidité et la robustesse des calculs.

Ces modèles qui ont l’avantage d’être simples à modéliser numériquement ont aussi des limites rapidement atteintes :

- la détermination de la forme de la source équivalente demande un travail d’instrumentation assez lourd,
- ces modèles sont peu robustes aux variations des paramètres opératoires,
- la zone où le métal est à l’état liquide, n’est pas modélisée (on ne peut représenter que sa forme).

En conséquence de leur trop grande simplicité et de la mauvaise représentation de la zone liquide, ces modèles n’ont pas été retenus pour modéliser le transport de matière s’effectuant lors du soudage laser au profit des modélisations thermo-hydrodynamiques.

1.5.2 Les modèles thermo-hydrodynamiques

Une étape supplémentaire à la modélisation du soudage laser est l’introduction des équations de la mécanique des fluides. En effet, les écoulements fluide dans le bain fondu jouent un rôle important sur la forme du joint soudé ainsi que sur le transport de l’énergie thermique.

La convection naturelle résulte du changement de masse volumique du métal liquide proportionnellement à la température. Son importance est souvent moindre comparée à la convection thermo-capillaire pour de petits volumes de métal fondu [50, 51]. La tension de surface induit un écoulement convectif généralement nommé convection thermocapillaire ou encore convection de Marangoni. La tension de surface variant avec la température, celle-ci induit des contraintes de cisaillement en présence d’un gradient de température. Cependant, son impact est encore très discuté. Il est indispensable pour les uns [52–55] et insignifiant pour les autres [49, 56]. D’un côté, Du et al. [52] montrent que la convection de Marangoni génère l’écoulement responsable de la forme en « sablier » des joints soudés

par laser (Figure 1.23), et d'un autre côté, Cho et al. [56] concluent que l'effet Marangoni est parfaitement négligeable dans le cas du soudage laser en mode capillaire même avec l'ajout de soufre qui a la particularité de changer le signe du coefficient de température de la tension de surface dans le cas des aciers. Pour Cho et al., la contrainte exercée par la vapeur métallique sur les parois du capillaire est le principal moteur de la dynamique du bain liquide.

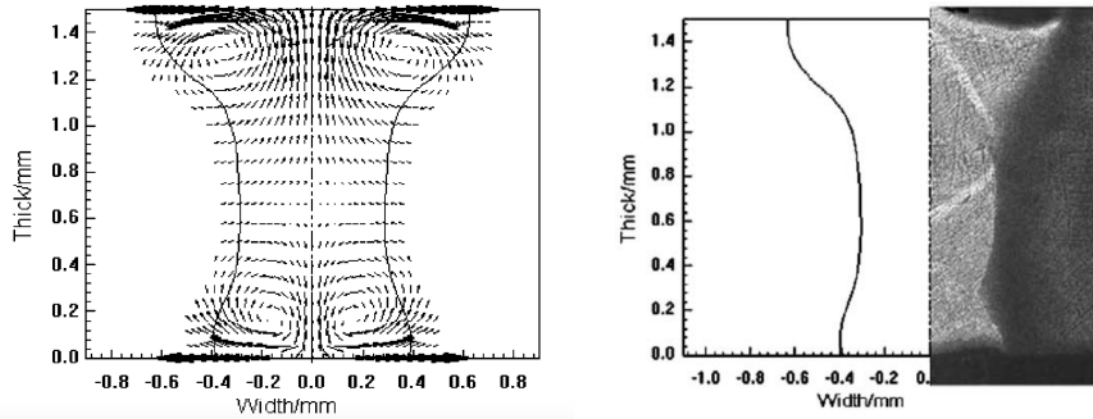


FIGURE 1.23 – Champ de vitesse dans le bain liquide et comparaison de la géométrie d'un joint soudé obtenu numériquement et par expérimentation [52]

En plus d'être une source d'énergie, le capillaire de vapeur est également un obstacle que le métal liquide doit contourner. Cet « obstacle » va fortement influencer la géométrie finale de la zone fondue.

En 1976, Andrews et Atthey [57] ont développé un modèle de soudage laser en écriture stationnaire dans le but d'obtenir la profondeur du capillaire. La gravité est prise en compte et une étude a été réalisée sur l'activation ou non de la tension de surface dans le modèle. Ils supposent que toute l'énergie du faisceau laser sert à l'évaporation de la matière. Ils ont trouvé comme résultat que la pénétration du capillaire est divisée par trois lorsqu'est prise en compte la tension de surface. Ce résultat est tout à fait cohérent avec notre connaissance de la tension de surface d'un fluide qui tend à minimiser la surface afin d'en minimiser l'énergie. Ils ont aussi trouvé que, pour un soudage en capillaire profond (en absence de la tension de surface), la profondeur du capillaire est proportionnelle au rapport de la puissance laser et du diamètre du faisceau. En 1997, Solona et Ocana [58] prédisent la géométrie tri-dimensionnelle du capillaire de vapeur et de la zone fondue. Pour cela, il faut modéliser de façon appropriée les sources et les pertes d'énergie. Le bilan énergétique prend en compte les pertes par ablation et les effets de l'évaporation de la matière. La source de chaleur tient compte de l'absorption de l'énergie par le plasma grâce au modèle de rayonnement continu de freinage ou *bremsstrahlung* et de l'absorption sur les parois du capillaire à travers le modèle de Fresnel. L'ouverture du capillaire de vapeur est assurée par l'équilibre entre la tension de surface et la pression d'ablation. Ils trouvent une géométrie du capillaire de vapeur qui s'approche beaucoup d'un cône dont la profondeur et le diamètre d'ouverture dépendent de la puissance laser et de la vitesse de soudage (Figure 1.24).

En 2000, Fabbro et Chouf [9, 59] ont proposé un modèle numérique qui étudie la géométrie du capillaire de vapeur en fonction des principaux paramètres opératoires comme la vitesse de soudage, la puissance incidente du faisceau laser ou encore du matériau à souder. La vitesse de perçage est prise en compte en combinaison avec la vitesse de soudage. Ceci a pour conséquence l'inclinaison du front avant du capillaire de vapeur (Figure 1.25 - a). Deux modèles, un stationnaire et un dynamique, basés sur la méthode des lancés de rayon permettent une description plus complète de la géométrie du capillaire de vapeur. Avec cette modélisation, Fabbro et Chouf montrent qu'avec ces hypothèses, la paroi arrière du capillaire de vapeur ne peut pas être stationnaire sans utiliser un faisceau supplémentaire ou une distribution d'intensité adéquate irradiant cette paroi arrière (Figure 1.25 - b).

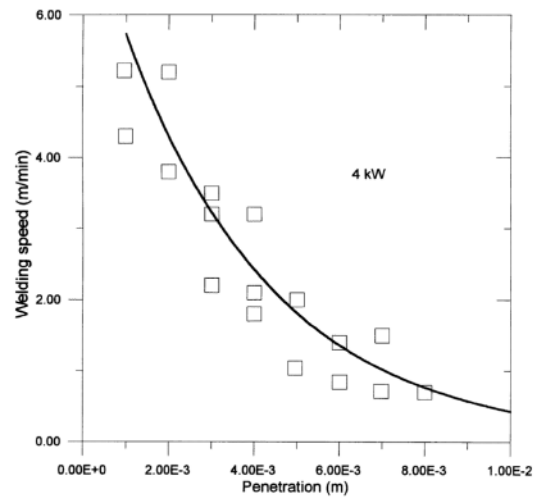
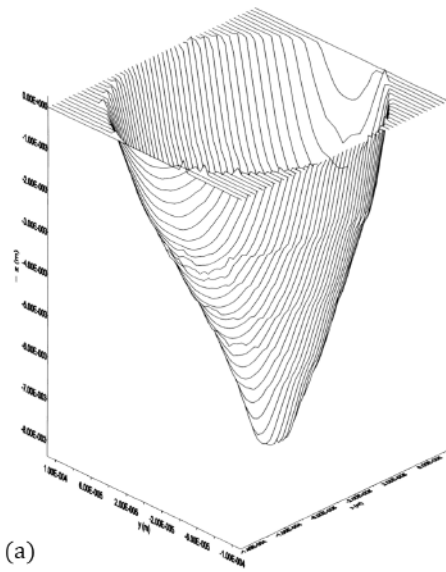


FIGURE 1.24 – Géométrie du capillaire de vapeur (a) et variation de la profondeur de pénétration en fonction de la vitesse de soudage (b) [58]

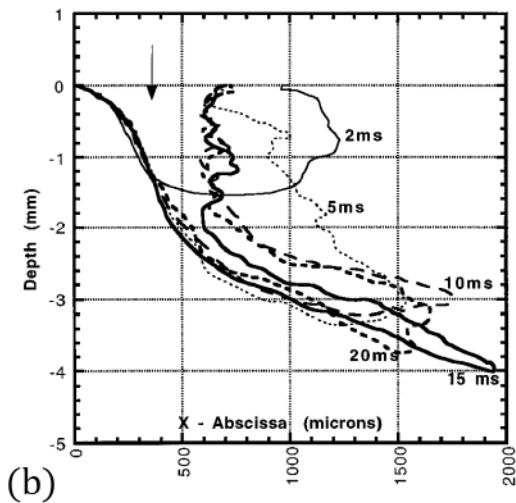
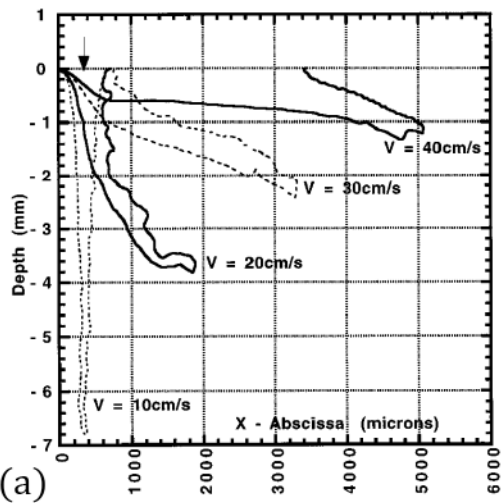


FIGURE 1.25 – Profils du capillaire de vapeur en fonction de la vitesse de soudage (a) et du temps d'interaction (b) [59]

Grâce à l'augmentation importante des performances des stations de calcul, des modèles numériques pour le soudage laser de plus en plus complets et complexes sont construits. Cet élan vers le développement de modèles numériques complets pour le soudage laser commence en 2002 avec Ki et al. [60, 61]. Le modèle tri-dimensionnel développé suit l'évolution dynamique de l'interface liquide/vapeur en utilisant la méthode Level-Set. Les transferts thermiques et la mécanique des fluides dans le liquide sont modélisés. Un modèle de réflexion multiple basé sur la méthode des lancés de rayon a été utilisé dans ces simulations. Les réflexions multiples dans le capillaire déterminent le transfert d'énergie entre le faisceau laser et la pièce. La distribution d'énergie dans le capillaire va fortement influencer le transfert thermique, la mécanique des fluides et donc l'interface liquide/vapeur (Figure 1.26). Un très grand nombre de phénomènes physiques liés à la dynamique du capillaire sont introduits dans ce modèle, et montrent ce que peut nous apporter ce type de modèle. Grâce à la représentation de la surface libre, de la vaporisation ou encore des réflexions multiples du faisceau laser, la simulation décrit la création du capillaire, l'inclinaison du front avant, l'évolution dynamique de la géométrie du capillaire sans aucune simplification du procédé physique. Les vitesses mesurées en surface du bain liquide sont obtenues en bon accord avec l'expérimentation. Des vitesses comprises entre 1,4 et 2,2 m/s furent trouvées par simulation et par expérimentation en suivant des particules de tungstène en surface du bain par un système d'observation direct.

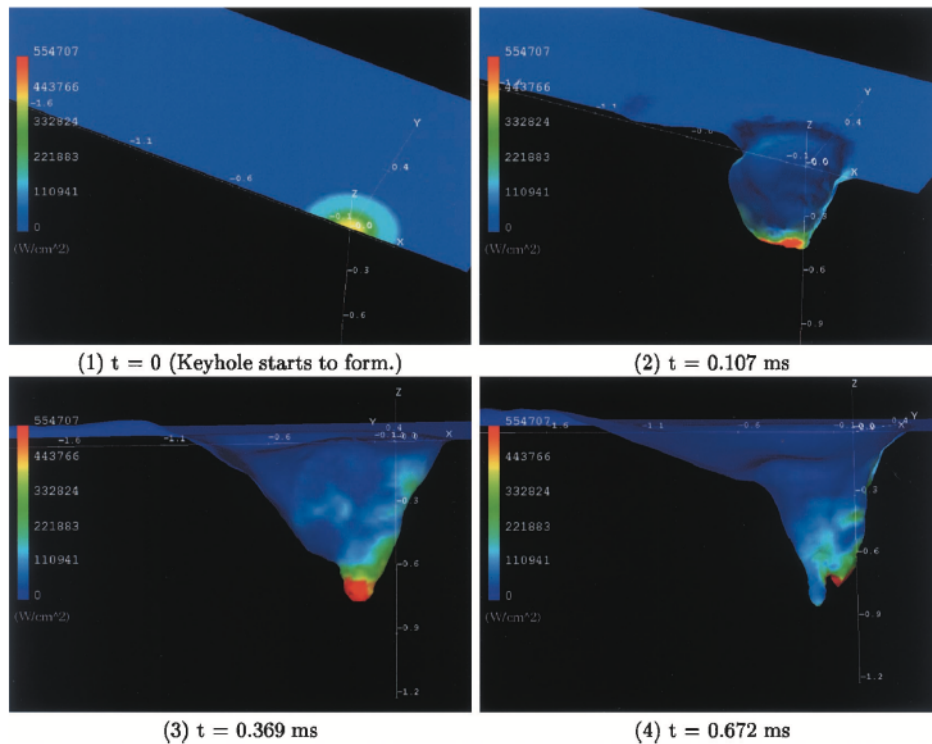


FIGURE 1.26 – Distribution de l'intensité laser sur les parois du capillaire [61]

En 2008, Geiger et al. [62] présentent un modèle tridimensionnel, pour le soudage laser en forte pénétration, basé sur la méthode des volumes finis dans un code de calcul open source (OpenFoam®). Le suivi de la surface libre est obtenu avec la méthode VOF (Volume of Fluid). L'idée fondatrice de la méthode VOF est d'utiliser une fonction discrète qui représente la fraction volumique d'un des fluides dans chaque volume de contrôle. Il s'agit d'une méthode Eulérienne particulièrement adaptée dans le cas d'écoulements à interface fortement déformée, puisqu'elle permet de suivre la position de l'interface dans un maillage fixe. L'équation de la chaleur est résolue dans le solide, le liquide et le gaz. Le modèle décrit les mouvements convectifs du fluide dans le bain de métal liquide (Figure 1.27). Il permet également de simuler la formation de porosités dans le cordon de soudure pour les simulations avec des vitesses de soudage élevées. Ensuite, ils ont utilisé ce modèle pour étudier l'impact de la vapeur métallique de zinc se formant entre deux tôles soudées par transparence. Les résultats de la

simulation numérique sont trouvés cohérents avec les observations expérimentales et des comparaisons qualitatives peuvent être réalisées. Cependant, la qualité des résultats numériques dépend des modèles physiques utilisés. La prise en compte des multi-réflexions et l'interaction du faisceau laser avec la vapeur métallique sont des pistes envisagées par Geiger et al. afin d'étudier la formation de défauts lors du soudage laser d'aciers galvanisés. Enfin, ce modèle présente comme point fort d'être facilement adaptable à la simulation d'autres procédés laser comme la découpe ou le brasage laser.

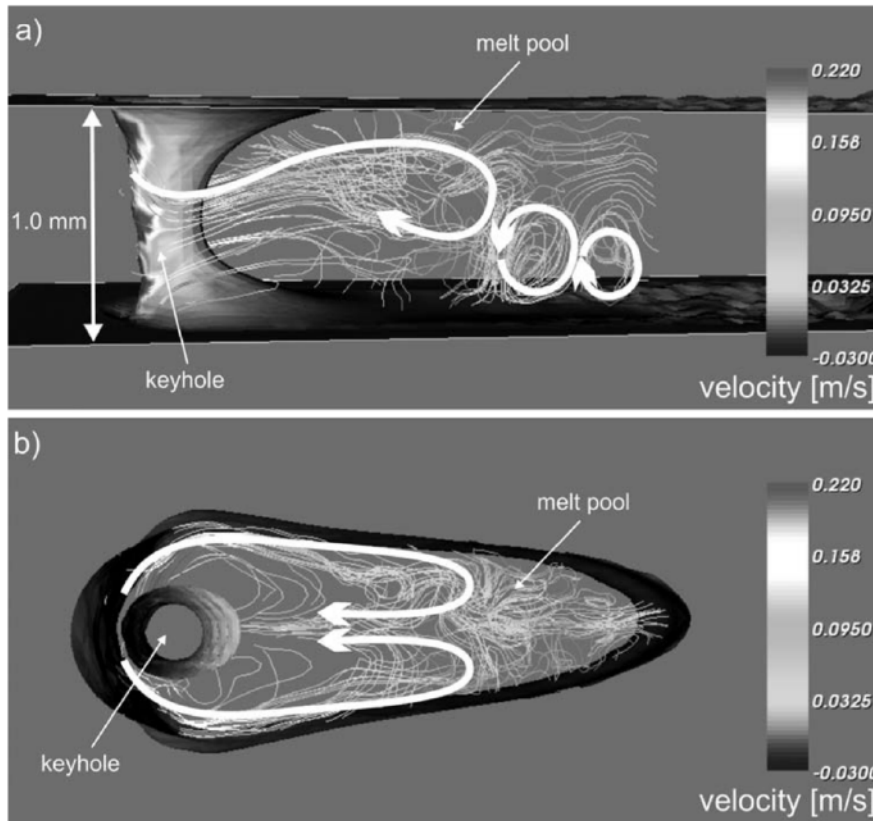


FIGURE 1.27 – Mouvements convectifs dans le bain de métal fondu [62]

En 2012, Cho et al. [56] présentent un modèle de soudage laser en forte épaisseur basé sur la méthode VOF. Dans la perspective de toujours ajouter de plus en plus de phénomènes physiques dans leurs modèles multi-physiques, Cho et al. proposent de simuler le cisaillement entre le liquide et la vapeur métallique. Pour cela, ils calculent les pertes de charge à partir de l'équation de Darcy-Weisbach. Ils font l'hypothèse d'un écoulement laminaire dans un capillaire cylindrique. Ils trouvent que les contraintes de cisaillement exercées sur les parois du capillaire par la vapeur métallique sont négligeables face aux écoulements générés par l'effondrement du capillaire au cours du temps. Cependant la démarche est très intéressante et sera reprise par Courtois [49] pour le soudage laser débouchant de tôles de fines épaisseurs. Ces résultats montrent que la contrainte de cisaillement joue un rôle majeur sur la dynamique des fluides dans le bain de métal fondu. Deux vortex principaux se forment dans la direction longitudinale (Figure 1.28). La taille de ces tourbillons dépend de la quantité de vapeur éjectée du capillaire. Dans la configuration de Courtois, une plus grande part de la vapeur générée s'échappe par la face endroit du capillaire. Ceci a pour conséquence de former un tourbillon de plus grande dimension dans la partie supérieure du bain liquide. Le développement de ces tourbillons dans le bain liquide a une action très importante sur le mélange dans le liquide, il est alors nécessaire de modéliser leur formation le plus précisément possible. Courtois a été confronté dans le développement de son modèle tridimensionnel à des difficultés de convergence pour ces simulations. Par exemple, il y a des discontinuités de propriétés thermophysiques : la masse volumique de la vapeur métallique est des milliers de fois plus faible que celle de la matière solide. Il est alors très complexe de simuler la vaporisation du métal. Pour assurer la convergence des calculs et obtenir la bonne pénétration

du capillaire de vapeur, Courtois a émis les hypothèses suivantes : l'intégralité de l'énergie laser est déposée sur le front avant du capillaire et la tension de surface considérée comme dix fois plus faible que celle du fer à l'état liquide. En conséquence de ces hypothèses, une plus faible quantité de vapeur métallique est générée. La vitesse d'éjection de la plume et les contraintes de cisaillement associées sont alors sous-estimées. Ce modèle développé au sein d'ArcelorMittal est néanmoins très intéressant mais ne sera pas utilisé pour la simulation du mélange entre aciers dissimilaires à cause de sa trop grande consommation en ressources numériques.

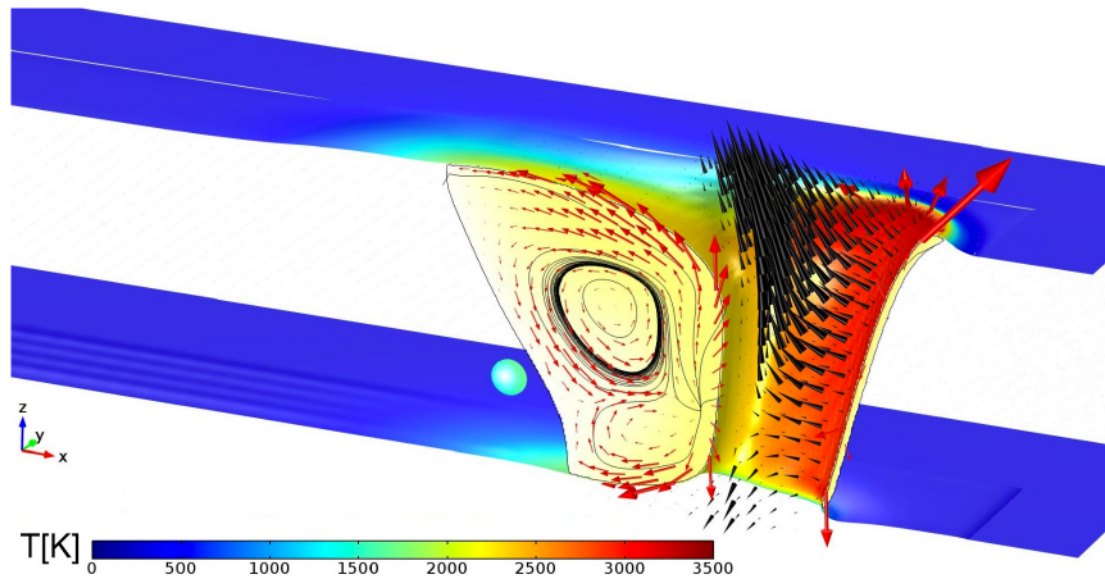


FIGURE 1.28 – Champs de température et des mouvements convectifs dans le bain de métal fondu et dans la vapeur métallique [49]

Les modèles numériques 3D avec capillaire dynamique présentent un intérêt certain du fait qu'ils prennent en compte un important nombre de phénomènes physiques qui affinent de plus en plus la représentation du soudage laser. Cependant, ces modèles numériques demandent de très longs temps de calcul et une grande quantité de ressources numériques. Une approche courante est alors de considérer le capillaire comme un perçage dans la feuille de métal avec une géométrie fixe, la plupart du temps un cylindre [53] ou un cône [63,64]. Dans ces modèles, les équations de la mécanique des fluides et de la chaleur sont uniquement résolues pour les phases solides et liquides ; la phase gazeuse étant exclue du modèle. En règle générale, l'apport d'énergie se fait sur la paroi du capillaire fixé (Figure 1.29) : soit en imposant la température de vaporisation soit en imposant un flux de chaleur. Ce type de modèle est principalement utilisé pour étudier l'influence sur le bain liquide de certains moteurs d'écoulement comme l'effet Marangoni, la convection naturelle, la vitesse de soudage, et pour quantifier l'importance de chacun.

Mahrle et Jürgen [53] proposent une description intéressante de l'influence de la vitesse de soudage sur les écoulements du métal fondu autour du capillaire de vapeur. Le modèle bi-dimensionnel permet d'obtenir les isothermes et les lignes de courant dans le bain de métal fondu. Les résultats obtenus sont très intéressants, le bain liquide s'allonge et s'affine en largeur lorsque la vitesse de soudage augmente (Figure 1.30). De plus, ils observent un changement du régime d'écoulement lorsque le nombre de Reynolds dépasse une certaine valeur critique. Des recirculations se forment à l'arrière du capillaire (Figure 1.30 - d). Le modèle bi-dimensionnel donne des résultats en bon accord avec le comportement de la zone fondue dans un plan du joint soudé lorsque Mahrle et Jürgen font varier les grandeurs adimensionnées. Cependant, ce modèle ne suffit pas à prédire l'ensemble des dimensions de l'enveloppe du bain liquide observé expérimentalement. La largeur du joint soudé calculée est par exemple trouvée trop faible par rapport à celle observée expérimentalement. L'absence des forces de flottabilité, du

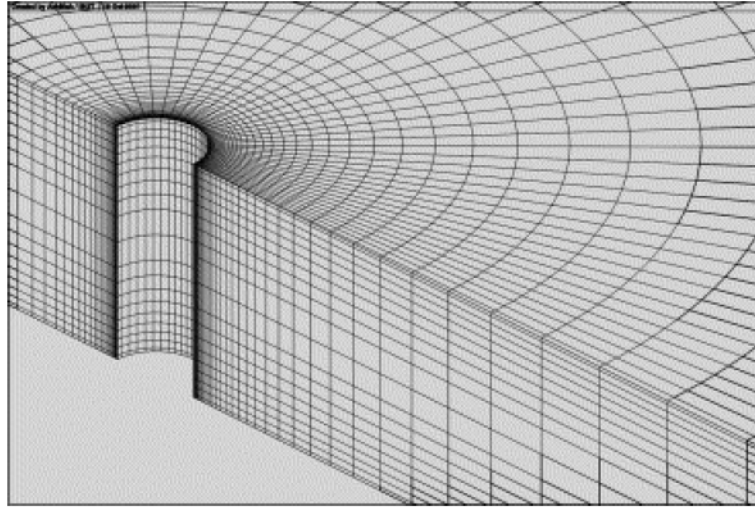


FIGURE 1.29 – Exemple de keyhole à géométrie fixe [53]

cisaillement de la plume de vapeur et de la tension de surface dans le modèle bi-dimensionnel explique cet écart entre les résultats numériques et expérimentaux. Afin de prendre en compte ces différents phénomènes physiques, il est indispensable de travailler avec un modèle tri-dimensionnel. La Figure 1.31 montre différents écoulements qui peuvent être obtenus selon les phénomènes physiques pris en compte. Ils montrent que la gravité n'a qu'une action minimale sur l'écoulement tri-dimensionnel alors que l'effet Marangoni et le cisaillement de la plume de vapeur peuvent avoir un impact non négligeable sur le champ de vitesse et donc le champ de température dans le bain liquide. Malgré le fait que de nombreuses grandeurs soient fixées de façon arbitraire dans ce modèle, il nous montre la grande diversité de résultats qu'il est possible d'obtenir dans les cas où la compréhension des phénomènes physiques est insuffisante.

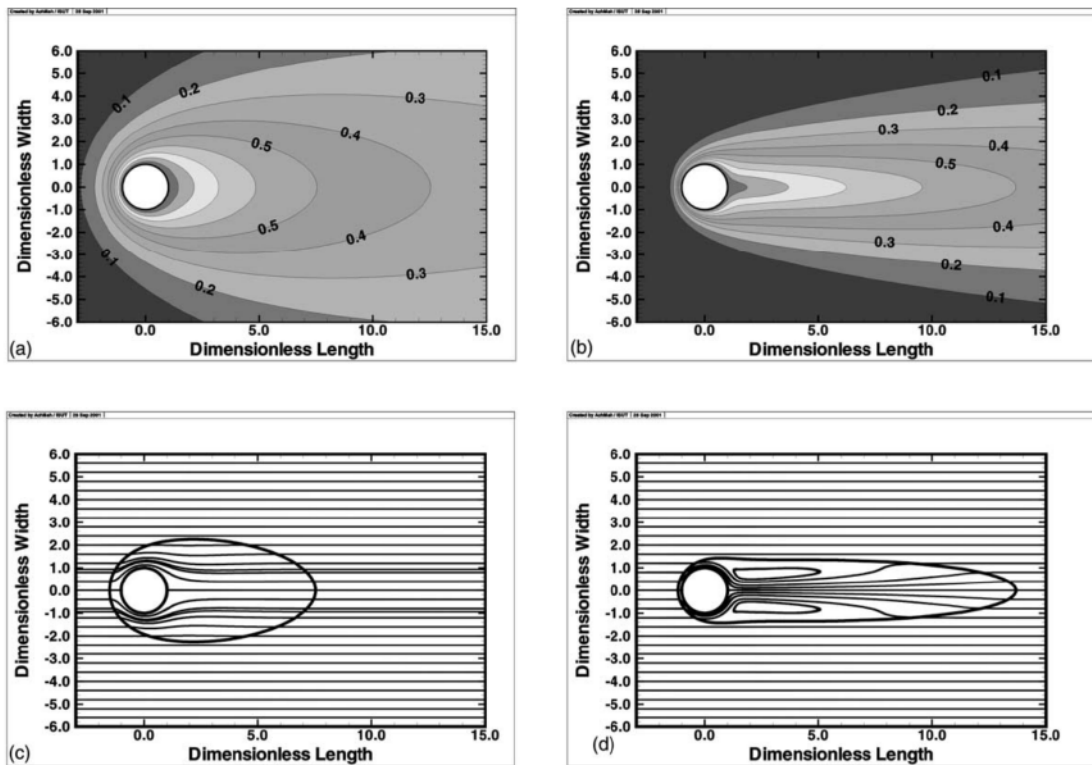


FIGURE 1.30 – Lignes de courant et isothermes dans le bain de fusion pour différents nombres de Péclet : $Pe = 1.0$ (a,c) et $Pe = 4.0$ (b,d) [53]

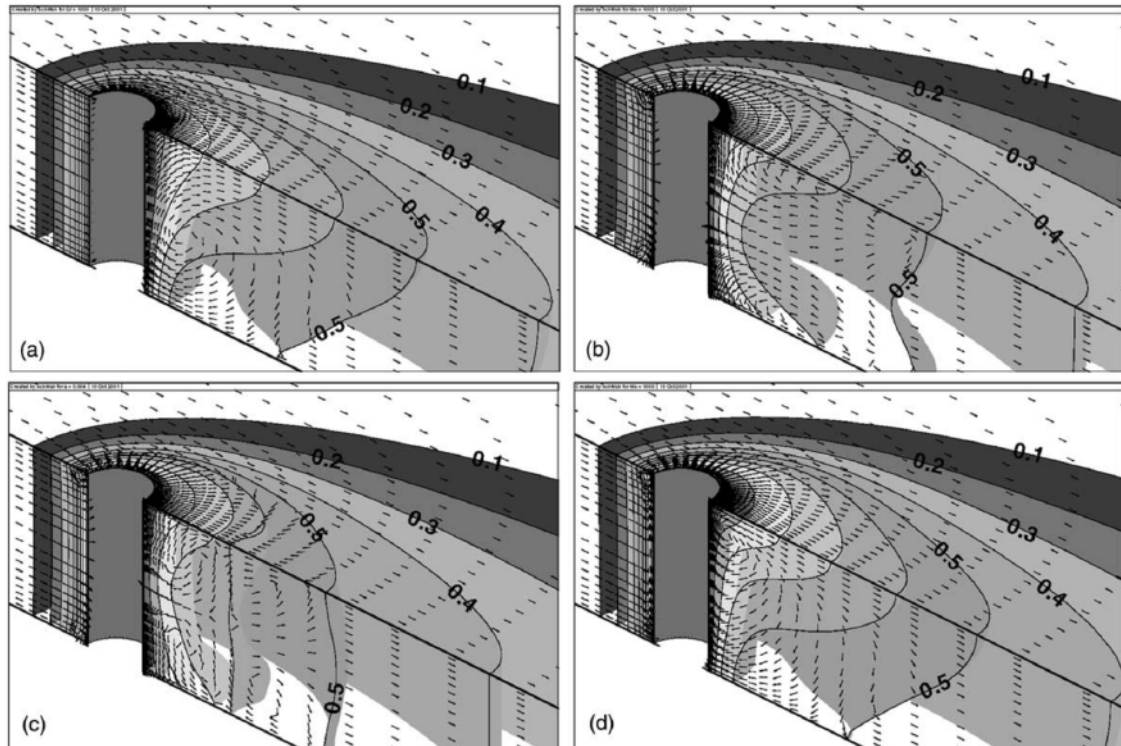


FIGURE 1.31 – Comparaison des champs de vitesse et de température. (a) - forces de flottabilité seules, (b) - convection de Marangoni avec coefficient de température négatif et constant, (c) - convection de Marangoni avec un coefficient de température dépendant de la température et (d) - cisaillement de la plume de vapeur sur les parois du capillaire [53]

En 2011, Turňa et al. [64] utilisent un modèle avec un capillaire de forme conique pour simuler le champ de température et de contrainte lors du soudage de tubes d'acier austénitique CrNi avec un laser pulsé Nd :YAG. Le champ thermique, calculé par un développement asymptotique pour les problèmes thermiques dans les coques, est appliqué sur les parois du capillaire. La comparaison des dimensions géométriques de la soudure pour la simulation et l'expérimentation suggère que le calcul est correct et correspond bien aux conditions de soudage (Figure 1.32). En même temps, ils montrent que la température sur les parois du capillaire doit être comprise entre 2100 et 2200 °C pour obtenir des résultats en bon accord avec l'expérimentation. Ils considèrent que la définition de la source thermique est l'un des plus grands problèmes dans la simulation numérique et ont montré que pour leur application de soudage les parois du capillaire n'atteignent pas la température de vaporisation de 2690 °C. Enfin, ils exploitent le calcul du champ thermique afin d'obtenir à titre indicatif la quantité d'énergie absorbée par le matériau. Ils trouvent que 23 % de l'énergie du faisceau laser est nécessaire à la formation du bain liquide. Le reste correspondant à l'énergie nécessaire à la vaporisation de la matière et les pertes énergétiques.

En 2013, Bachman et al. [63] utilisent un modèle multi-physiques avec un capillaire fixe pour se concentrer sur l'étude et le dimensionnement d'un champ magnétique perpendiculaire à la direction de soudage durant le soudage en pénétration partielle de l'aluminium. Le modèle tri-dimensionnel résolvant les équations des transferts thermiques, de la mécanique des fluides et de l'électromagnétisme a été développé sur le logiciel éléments finis COMSOL Multiphysics[®]. Le modèle permet de modéliser l'impact des forces de Lorentz sur l'écoulement du métal liquide et sert à proposer une méthode expérimentale pour freiner les mouvements du fluide et ainsi réduire les défauts et l'influence des écoulements thermocapillaires. La géométrie du capillaire de vapeur dont les parois sont à la température de vaporisation, est définie de manière empirique et devra être estimée à nouveau si les paramètres de soudage tels que la vitesse de soudage et la puissance sont modifiés. La Figure 1.33 montre les vitesses atteintes dans le liquide pour un champ magnétique de plus en plus intense. Plus le champ magnétique

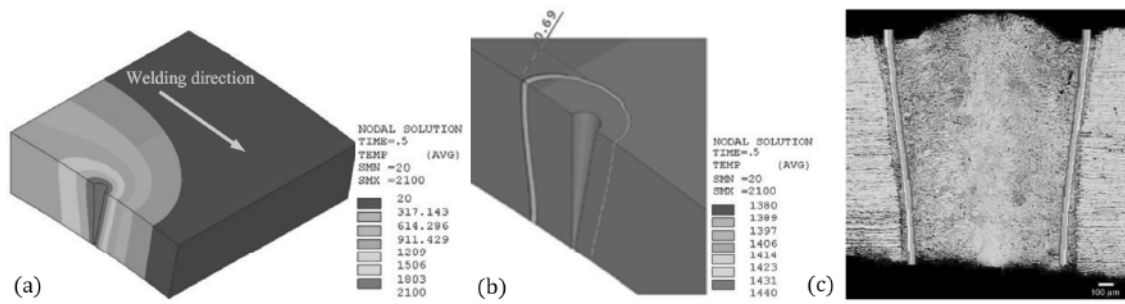


FIGURE 1.32 – Champ de température (a), limites de la zone fondue (b) et comparaison de la géométrie du joint simulée avec celle obtenue par expérimentation (c) [64]

est important, plus les mouvements du fluide sont freinés. On obtient ainsi un cordon avec moins de défauts car le bain de métal liquide est plus stable avec des vitesses d'écoulement faibles et le cordon de soudure passe d'une forme de verre à vin à une forme en V (Figure 1.34). L'utilisation d'un champ magnétique permet donc de stabiliser le bain de métal fondu et de modifier la géométrie du cordon de soudure.

Cette approche en capillaire fixe pour un modèle bidimensionnel du soudage laser a encore été utilisée récemment bien que les performances des machines de calculs se soient considérablement améliorées ces dernières décennies. Galicia-Gutiérrez et al. [65] proposent un modèle de soudage bidimensionnel qui permet d'étudier rapidement l'influence de certains paramètres. Ils proposent par exemple d'étudier l'impact des éléments d'alliage sur la température de vaporisation. En effet, ils ont observé des géométries de zone fondue différentes lorsqu'ils changent de nuance d'alliage d'aluminium. Ils considèrent l'élément d'alliage le plus volatil et proposent une loi de mélange binaire pour estimer une température de vaporisation. Ils concluent que la présence d'éléments d'alliage volatils même en petite quantité peut fortement impacter la température d'évaporation du métal et par conséquent modifier les dimensions du bain de matière liquide (Figure 1.35).

L'approche en capillaire fixe est une bonne approche qui permet de modéliser un grand nombre de phénomènes physiques régissant l'écoulement dans le bain liquide même si en réalité le capillaire n'est jamais totalement stable pour pouvoir le considérer comme fixe. Tous ces modèles sont des outils intéressants car relativement rapides en temps de calcul. Ils permettent d'étudier les différents moteurs d'écoulement en les comparant les uns par rapport aux autres. Cependant, ces modèles sont limités du fait des nombreuses hypothèses qui les régissent. Par exemple, il faut imposer la géométrie du capillaire de vapeur de sorte à obtenir une bonne corrélation avec l'expérimentation et cet exercice doit être effectué à chaque fois que les paramètres opératoires sont modifiés.

1.5.3 Les modèles d'assemblages hétérogènes

Les modèles précédents décrivent le bain liquide dans le cas du soudage laser entre matériaux de même nature. Dans le cas du soudage hétérogène, la notion de mélange dans le bain liquide doit être abordée. Néanmoins, très peu de publications sont consacrées à la modélisation d'assemblages hétérogènes. Deux situations sont possibles : les matériaux liquides sont miscibles ou non. Dans le cas des matériaux non miscibles, l'essentiel des travaux portent sur les modèles mathématiques Level Set et phase field qui offrent la possibilité de suivre l'interface entre les deux matériaux à l'état liquide. Alors que pour le soudage de matériaux miscibles, on préférera utiliser une équation de transport comme la loi de Fick ou les équations de Maxwell-Stefan.

Tomashchuk et al. [66] présentent en 2012, un modèle numérique bidimensionnel pour le soudage par faisceau d'électrons du couple non miscible acier - cuivre. Ce modèle fut développé pour montrer l'influence des paramètres opératoires et des propriétés physiques des matériaux sur la morphologie du cordon de soudure. La Figure 1.36 montre l'influence de la position du faisceau d'électrons sur

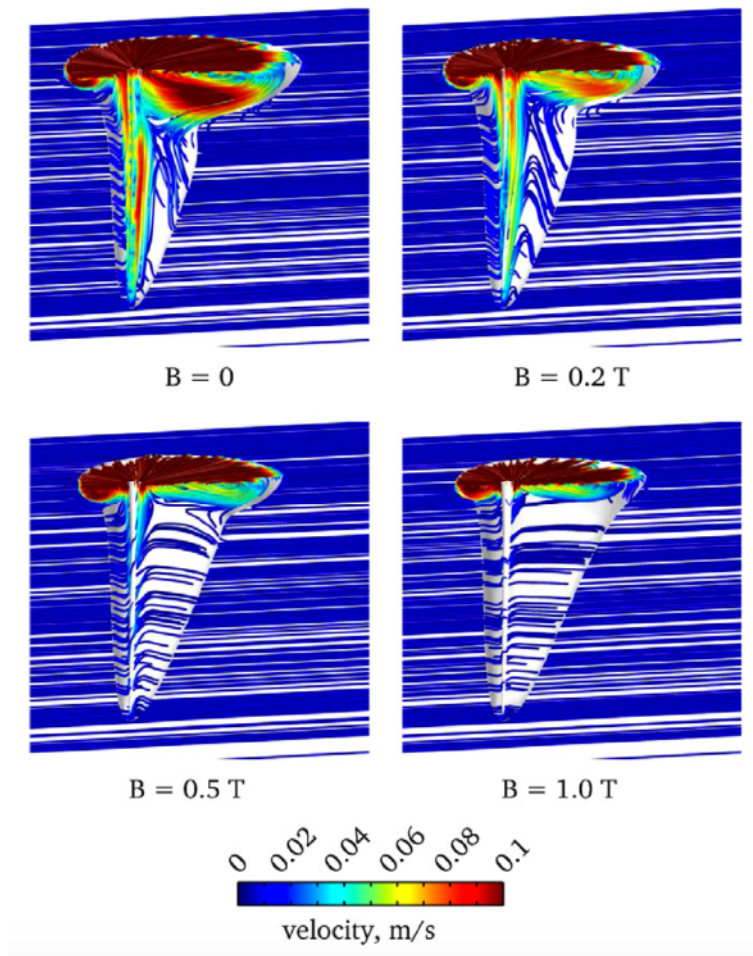


FIGURE 1.33 – Lignes de courant obtenues par simulation numérique avec des champs magnétiques d'intensités différentes [63]

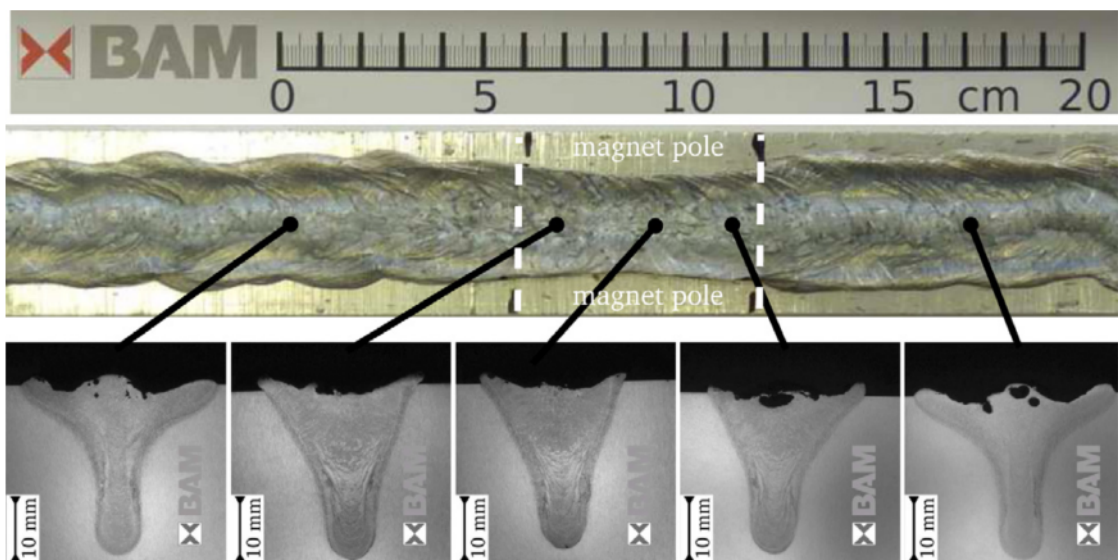


FIGURE 1.34 – Coupes macrographiques du cordon de soudure à différentes positions [63]

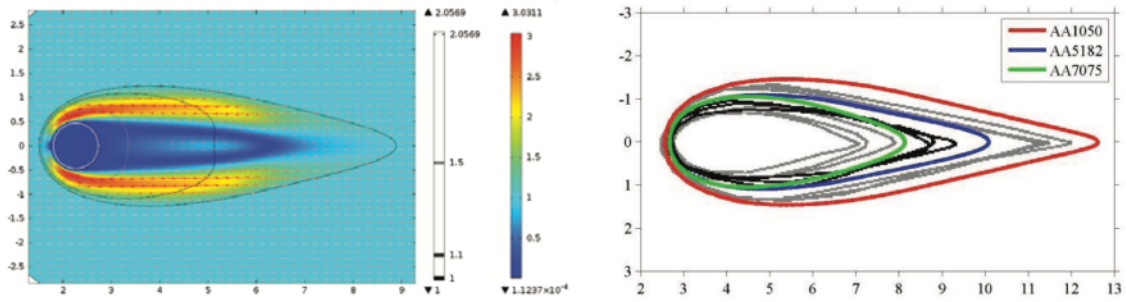


FIGURE 1.35 – Champ de vitesse et comparaison entre résultats de la simulation numérique (gris et noir) et observations expérimentales (couleur) [65]

l'écoulement autour du capillaire. La forme de la zone fondue ainsi que le mélange sont pilotés par la position de la source de chaleur par rapport au plan de joint.

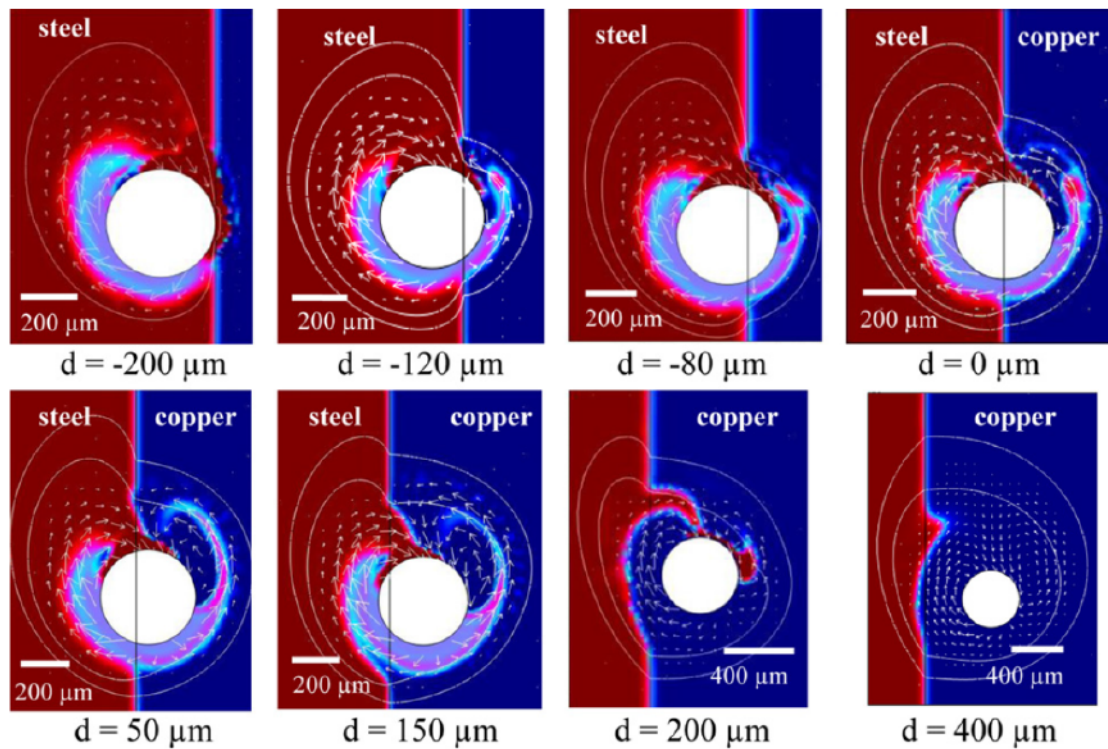


FIGURE 1.36 – Evolution du bain liquide en fonction de la position du faisceau d'électrons [66]

Les méthodes à interface mobile ouvrent un important champ de possibilités pour la modélisation du soudage hétérogène. Dörfler [67] a proposé, en 2008, un modèle de soudage entre différents métaux par friction malaxage (abrégé en FSW pour Friction Stir Welding). Il utilise la méthode Level Set pour suivre l'interface entre les métaux au cours du procédé de soudage (Figure 1.37). En effet, sous l'action de l'outil tournant, l'interface subit d'importantes déflexions.

En 1982, Chande et Mazumder [68] étudient le mélange d'un revêtement de nickel avec le matériau de base lors d'un traitement de surface par laser. Afin de respecter les résultats expérimentaux qui présentent une distribution uniforme des éléments d'alliage lors du traitement laser de surfaces revêtues, ils suggèrent que le phénomène de mélange (diffusif et convectif) peut être modélisé par une diffusivité moléculaire effective. Ce terme effectif permet de représenter le transport de matière par convection dans le fluide sans pour autant résoudre les équations de Navier-Stokes. Chande et Mazumder calculent par exemple une diffusivité effective de $10^6 \text{ cm}^2/\text{s}$ contre une diffusivité molé-

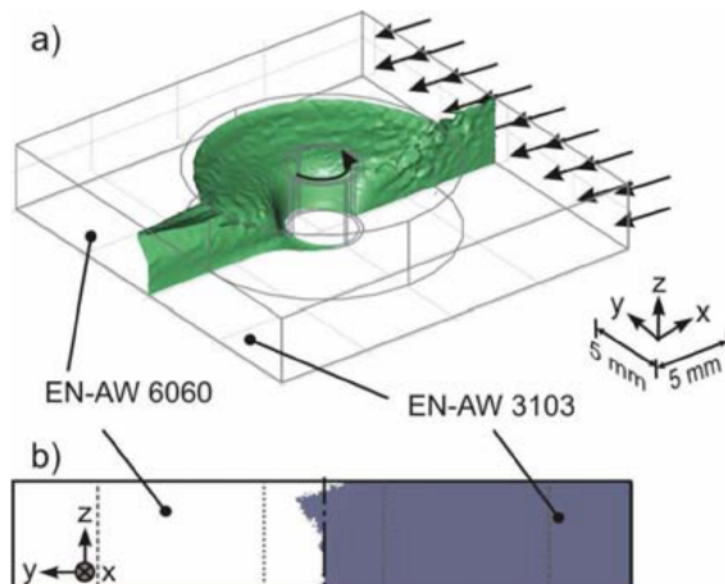


FIGURE 1.37 – Modification de l'interface dans la zone fondue lors du soudage par FSW de différents alliages d'aluminium [67]

culaire théorique du nickel de $0,2 \text{ cm}^2/\text{s}$ à température ambiante. Ce rapport de plus d'un million entre la valeur effective obtenue et la valeur théorique montre l'important rôle de la convection dans le transport d'espèces lors du soudage laser.

De 2001 à 2004, Phanicumar et al. [69, 70] proposent un modèle de soudage laser entre métaux de nature différente pour tenter de modéliser le soudage du cuivre avec le nickel. Le modèle est basé sur la méthode des volumes finis dans lequel ils prennent en compte le changement de phase, la convection dans le bain liquide et le mélange. Les auteurs mettent en évidence le caractère asymétrique de la zone fondue et montrent l'impact de la position de la source de chaleur sur le mélange. Ces travaux seront repris et complétés par Chakraborty et al. [71–73].

En 2007, Chakraborty et Chakraborty [71] proposent d'étendre la méthodologie proposée par Chakraborty et al. [72] pour modéliser le transport turbulent dans le bain liquide appliqué à la configuration de soudage laser par conduction de deux métaux différents. Ils ont créé un modèle tri-dimensionnel du soudage laser cuivre-nickel. Le modèle temporel est résolu grâce à la méthode Reynolds Averaged Navier-Stokes (RANS). L'idée de cette méthode est de décomposer le champ de vitesse en deux parties, le terme moyen et le terme fluctuant. Ces équations sont utilisées pour tenir compte de l'écoulement turbulent. Chakraborty et Chakraborty ont choisi le modèle de turbulence $k - \varepsilon$ pour modéliser le transport turbulent. Ce modèle de turbulence est un modèle à deux équations qui permet de prendre en compte les effets de transport fondamentaux dans les mécanismes de la turbulence. C'est le modèle le plus utilisé à ce jour, la viscosité turbulente calculée en chaque point de l'écoulement est reliée à l'énergie cinétique turbulente k et son taux de dissipation ε . L'interface solide-liquide est modélisée à l'aide d'une méthode enthalpique. Etant donné que les deux matériaux sont miscibles, la règle d'additivité a été utilisée pour décrire les variations des propriétés physiques de la zone fondue. Le transport de matière est modélisé à l'aide de la loi de Fick dans laquelle est pris en compte le terme de transport convectif et de turbulence. Le terme de diffusion turbulent est défini comme le rapport de la viscosité cinématique turbulente sur le nombre de Schmidt turbulent choisi égal à 0,9 par les auteurs. Pour montrer l'impact de la turbulence sur le mélange, ils ont réalisé deux séries de calculs numériques, l'une où le modèle de turbulence est activé et l'autre en écoulement laminaire. Les auteurs montrent que le mélange dans la zone fondue est fortement impacté par la turbulence. Les gradients de vitesse, de température et de concentration (Figure 1.38 - a et b) sont plus faibles dans le modèle où la turbulence est activée que dans le cas d'un écoulement laminaire. La distribution des éléments obtenue par

le modèle turbulent est plus cohérente avec les résultats expérimentaux que les valeurs calculées pour un écoulement laminaire (Figure 1.38 - c). Les effets de la turbulence sont particulièrement visibles sur le transport de matière car le coefficient de diffusion turbulent s'avère être supérieur au coefficient de diffusion moléculaire de plusieurs ordres de grandeur.

En 2009, Chakraborty [73] émet l'hypothèse que le mélange durant la phase de chauffage a un impact significatif sur les caractéristiques de refroidissement et sur la distribution des espèces dans le joint solidifié. Chakraborty a donc étudié le cycle de chauffage et de refroidissement pour le soudage par conduction du cuivre avec le nickel. Chakraborty trouve que la distribution finale des espèces dans le cordon de soudure est principalement déterminée durant la phase de chauffage et est peu altérée lors du refroidissement et la solidification. En effet, l'intensité de la convection et du transport turbulent diminue de façon importante lors du refroidissement et s'annule pendant la solidification.

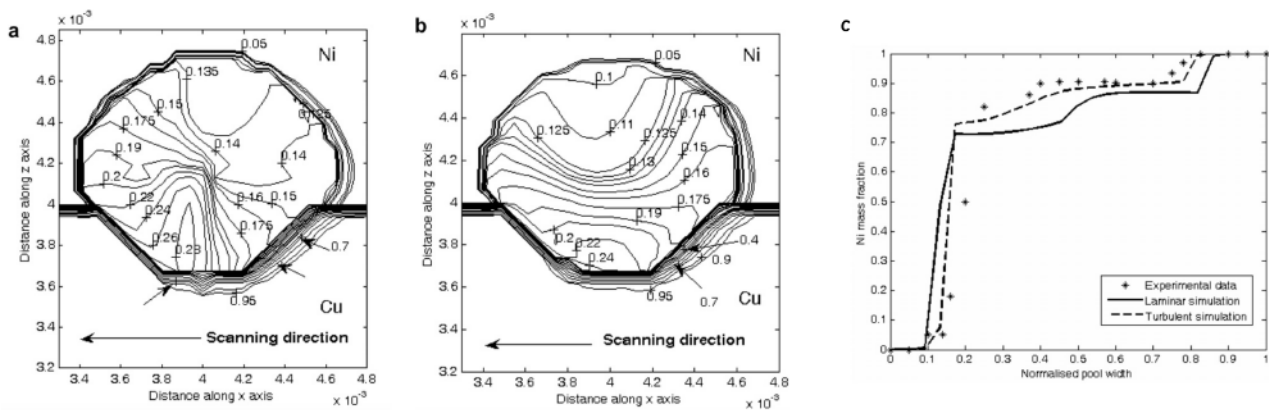


FIGURE 1.38 – Fraction massique en cuivre en surface du bain liquide après 25 ms pour les simulations en écoulement laminaire (a) et turbulent (b). Comparaison de la fraction massique en nickel le long d'une ligne sur la largeur du cordon de soudure (c) [71]

Le modèle temporel développé par Hu et al. [74] en 2012 utilise la loi de Fick pour modéliser le transport des espèces dans l'assemblage hétérogène entre un acier inoxydable et le nickel. Ils souhaitent montrer que tenir compte du phénomène de transport peut apporter beaucoup à la compréhension du soudage laser entre métaux différents. Le régime de soudage modélisé est un régime de soudage en conduction, l'écoulement étant supposé laminaire et le faisceau laser ayant avec une distribution gaussienne de l'énergie. Les propriétés thermophysiques des métaux sont supposées dépendantes de la température, différentes entre la phase solide et liquide et variant suivant une loi des mélanges en fonction de la composition chimique. Le transport d'espèces est modélisé à l'aide de la loi de Fick dans une forme modifiée qui permet de tenir compte de la ségrégation à l'interface solide-liquide. Ils concluent que le mécanisme de mélange est principalement régi par le transport convectif et dans une moindre mesure par la diffusion moléculaire. Le transport de matière est plus rapide en surface car l'écoulement y est plus intense à cause de l'effet Marangoni. La distribution du fer dans le bain liquide est trouvée homogène après 90 ms (Figure 1.39). Ceci montre l'importance du temps sur le mélange. Si la vitesse de soudage et les vitesses de refroidissement sont trop importantes, les éléments chimiques auront une distribution hétérogène dans le cordon de soudure. Le modèle numérique est utilisé pour prédire la composition chimique du joint soudé et chercher les meilleurs paramètres opératoires pour le soudage afin de garantir une certaine microstructure et les caractéristiques mécaniques visées.

Plus récemment, Esfahani et al. [23, 75] se sont intéressés à la modélisation du soudage laser d'un acier bas carbone avec un acier inoxydable austénitique. Il s'agit du soudage laser par conduction, il n'y a donc pas formation d'un capillaire de vapeur. Le modèle multi-physiques fut développé sur le logiciel Fluent dont le code de calcul est basé sur la méthode des volumes finis. Les champs de température, de vitesse et les profils de concentration des éléments d'alliage ont été analysés pour différents paramètres opératoires. Esfahani et al. observent une asymétrie de la zone fondue à cause

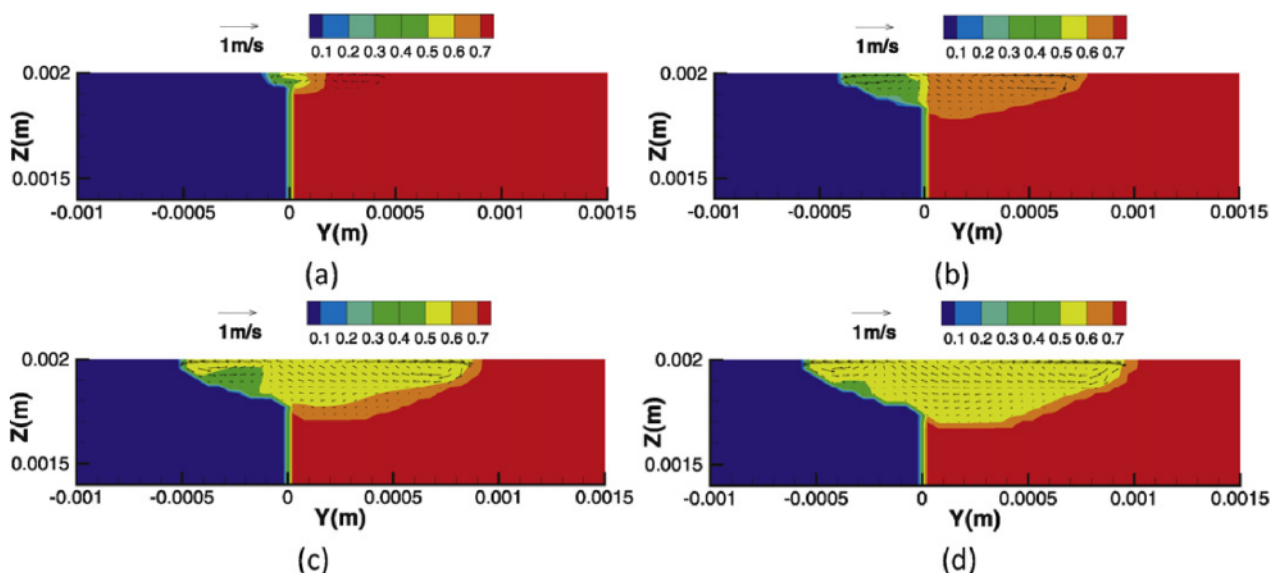


FIGURE 1.39 – Fraction massique en Fe dans une coupe transversale à 10 ms (a) ; 30 ms (b) ; 60 ms (c) ; 90 ms (d) [74]

des différences de conductivité thermique entre les deux aciers (Figure 1.40). Quant au mélange dans la soudure, il est étudié par la méthode de champ de phase. Esfahani et al. estiment la concentration et l'homogénéité de la soudure en calculant la dilution de chaque acier dans la zone fondue (Figure 1.41). Dans la configuration de soudage étudié, les mouvements convectifs dans le fluide ont encore une fois une influence significative sur le mélange des deux métaux dans le bain liquide.

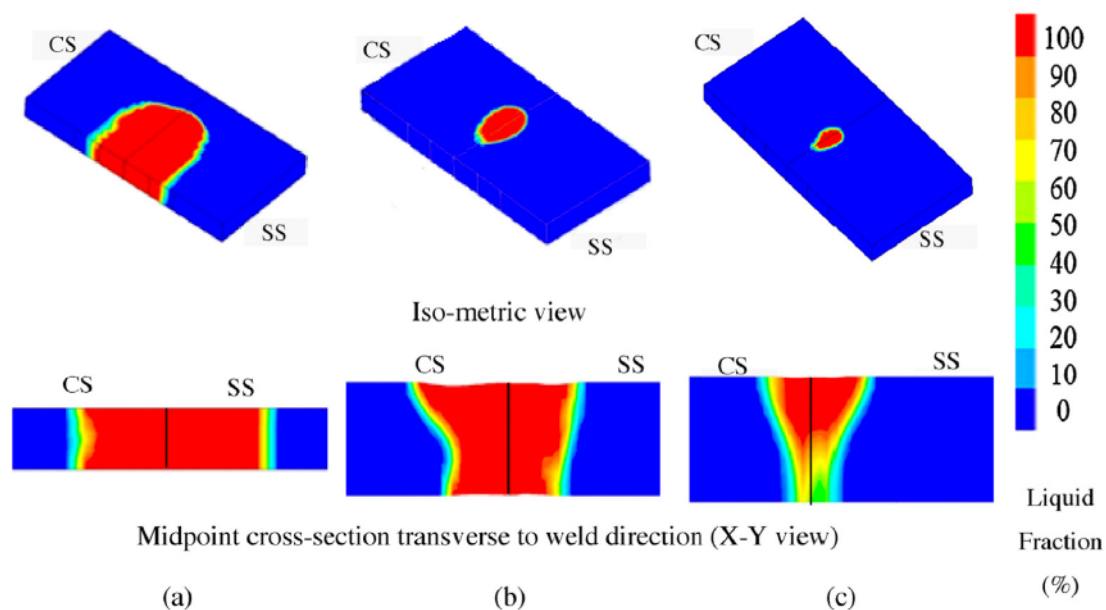


FIGURE 1.40 – Géométrie de la zone fondue pour différentes énergies linéiques de soudage : (a) 100 J/mm , (b) 34 J/mm et (c) 20 J/mm [75]

1.6 Conclusion

Le soudage laser est l'un des procédés les plus intéressants pour l'assemblage d'aciers de nature différente. Le soudage laser présente une très forte densité de puissance, ce qui permet de n'avoir qu'une très faible zone affectée thermiquement et une quantité de chaleur suffisante pour assurer la

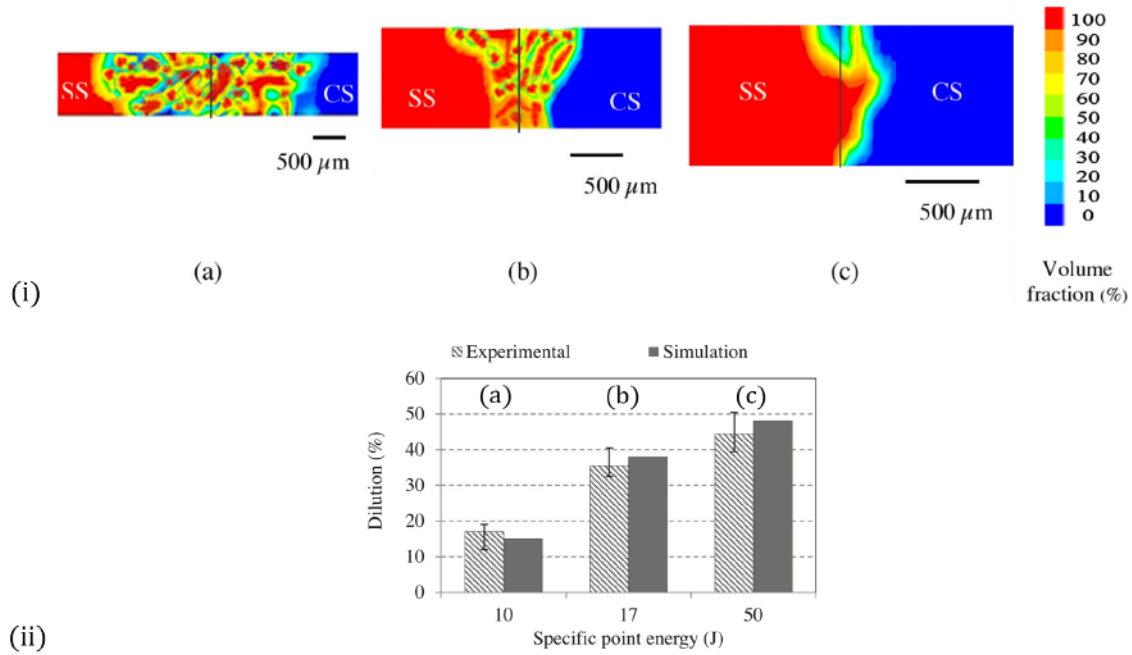


FIGURE 1.41 – Comparaison de la fraction volumique (i) et du pourcentage de dilution (ii) de l’acier inoxydable pour différentes énergies linéiques de soudage : (a) 100 J/mm , (b) 34 J/mm et (c) 20 J/mm [75]

fusion et la vaporisation des matériaux à assembler. Une revue bibliographique non exhaustive des modèles numériques décrivant le soudage laser et les assemblages hétérogènes a été proposée. Grâce aux importantes avancées des moyens de calcul ces dernières décennies, nous observons une évolution des simulations du soudage laser avec des modèles de plus en plus complets et complexes. Un tel enrichissement des modèles numériques montre la volonté d’utiliser les outils de simulation numérique afin d’aider à la compréhension des phénomènes physiques, voire dans le futur, à supplanter les campagnes expérimentales. Néanmoins, même si de plus en plus d’auteurs développent des outils numériques pour le soudage laser, le nombre de modèles numériques ne s’élève qu’à quelques dizaines dans le monde. La compréhension de l’ensemble des phénomènes physiques intervenants lors du soudage laser n’est pas encore totale, ce qui limite les modèles physiques disponibles pour représenter ces phénomènes complexes. Ensuite, les modèles numériques les plus complets sont généralement résolus avec des temps de calcul très longs et rarement validés expérimentalement, ce qui rend difficile un jugement sur les méthodes numériques utilisées.

Le présent manuscrit décrit le développement d’un modèle tridimensionnel pour le soudage laser entre aciers de nature différente. Le modèle ne sera pas aussi complet que ceux qu’on peut trouver dans la littérature afin qu’il reste un outil industriel dont le temps de résolution permet à l’entreprise de rester compétitive. L’objectif est de proposer un outil pour comprendre le mélange des éléments d’alliage dans le cordon de soudure. Ceci implique de porter un intérêt particulier à la description du transport convectif et diffusif de la matière liquide. Le logiciel Comsol Multiphysics[®], qui a la particularité d’être simple d’utilisation tout en laissant libre le modélisateur d’utiliser ces propres équations, est le code commercial utilisé pour le développement de ce modèle numérique. Les choix de modélisation seront pris afin de conserver des temps de calcul raisonnables. Enfin, une validation du modèle sera proposée au travers de plusieurs expérimentations.

Chapitre 2

Etude de l'hydrodynamique du bain liquide formé par soudage laser et son impact sur le transport des espèces

L'interaction du faisceau laser avec l'acier conduit à la formation d'un capillaire de vapeur dans un bain de métal fondu. Au-delà de la compréhension des phénomènes physiques intrinsèques à la formation du capillaire, la connaissance des mouvements du fluide dans le bain de métal fondu est un élément indispensable pour interpréter le transport des espèces chimiques et améliorer le soudage laser entre aciers de nuance différente.

Dans le cas d'un tir statique, un bain de métal liquide circulaire se forme autour du capillaire de vapeur. La fusion du métal résulte de l'absorption du rayonnement laser sur les parois du capillaire de vapeur. Lorsque le faisceau laser ne se déplace pas, les écoulements dans le bain liquide sont principalement dus à la force de gravité, la convection de Marangoni et le cisaillement de la plume de vapeur. Dans le cas particulier du chauffage par conduction (sans la formation d'un capillaire de vapeur), les forces de flottabilité et la convection de Marangoni sont les deux principaux moteurs de convection dans le bain liquide.

Les écoulements dans le bain liquide se complexifient lorsque le faisceau laser, et donc en conséquence le capillaire de vapeur, se déplace à la vitesse de soudage V_s . Les effets dynamiques liés au déplacement du capillaire de vapeur s'ajoutent aux moteurs de convection déjà existants pour un tir statique. Les écoulements dans le bain de métal fondu sont principalement influencés par les phénomènes physiques suivants (Figure 2.1) :

- *La convection de Marangoni.* Les gradients de tension superficielle générés par les différences de température dans le bain de métal en fusion vont induire un phénomène de transport de matière le long des interfaces entre deux fluides.
- *La pression qui règne dans le capillaire de vapeur* impose au métal liquide de contourner ce dernier.
- *Le cisaillement de la plume de vapeur.* Le gaz généré par la vaporisation du métal est éjecté à haute vitesse du capillaire. Lors de l'éjection de cette plume de vapeur, le gaz entraîne par frottement du métal en fusion et induit un déplacement du fluide à partir de la paroi du capillaire.

Il existe, dans la littérature, peu de travaux qui étudient les écoulements dans le bain de métal liquide formé pendant le soudage laser. Afin de décrire et quantifier les principaux écoulements se formant dans le bain liquide, des analyses expérimentales ont été réalisées et seront présentées dans la suite de ce travail, en commençant par l'étude des écoulements surfaciques (qui peuvent être observés de façon directe) jusqu'à l'interprétation des écoulements tridimensionnels dans le bain liquide.

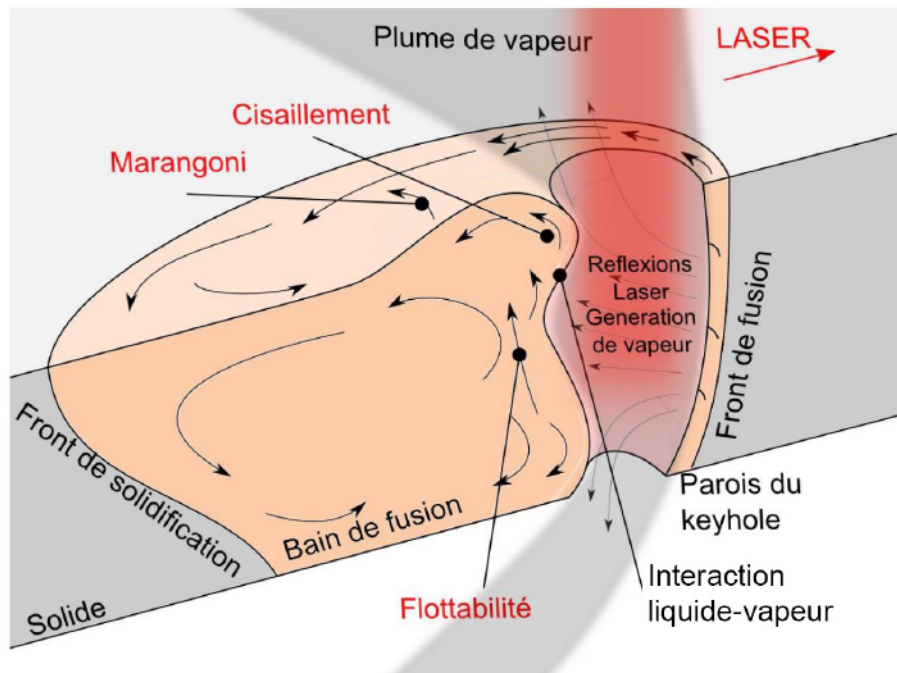


FIGURE 2.1 – Schéma général des principaux phénomènes impliqués en soudage laser [49]

2.1 Mise en oeuvre du soudage

2.1.1 Propriétés des matériaux

Les aciers à très haute résistance sont adaptés aux pièces de structure de la caisse en blanc. Ces produits se situent dans la gamme des résistances à la traction de 600 à 1200 MPa. Ils offrent des compromis multiples entre capacités d'allègement et de formabilité.

2.1.1.1 Les aciers Dual Phase

Les aciers Dual Phase (DP) offrent une intéressante combinaison entre résistance et aptitude à l'emboutissage. Cela est rendu possible grâce à la microstructure particulière de ces aciers où une phase dure (martensite ou bainite) est dispersée dans une matrice ferritique ductile (Figure 2.2).

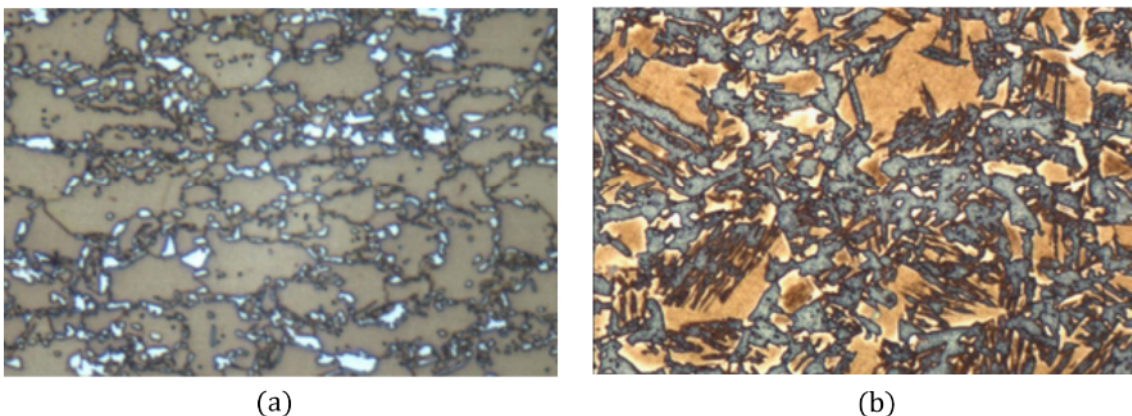


FIGURE 2.2 – Microstructure de l'acier DP 600 (a) et DP 980 (b) (Source : ArcelorMittal)

Durant l'ensemble de ce projet, un seul acier Dual Phase a été utilisé : le DP 600. La valeur 600 donne comme indication sa limite de résistance à rupture 600 MPa. Sa composition chimique est la suivante :

TABLE 2.1 – Composition chimique du DP600 (pourcentage en poids $\omega t\%$) [Source : ArcelorMittal]

| C | Mn | Si | S | Fe |
|-------|-------|-------|-------|---------|
| 0,105 | 1,481 | 0,123 | 0,005 | Balance |

2.1.1.2 Les aciers TWIP

Les aciers TWIP correspondent à une nouvelle classe d'aciers à très haute résistance mécanique (aciers à haute teneur en manganèse) qui offre à la fois des propriétés d'allègement grâce à une réduction de la masse volumique d'environ 5% comparée aux aciers conventionnels mais aussi de remarquables performances mécaniques au crash. Les propriétés de ces aciers reposent principalement sur leur mode particulier de déformation, basé à la fois sur le glissement des dislocations et un maillage intense. On parle d'effet TWIP (TWinning Induced Plasticity).

L'acier TWIP étudié, dénommé X-IP 1000 chez ArcelorMittal, se distingue des aciers conventionnels par une composition chimique particulièrement riche en manganèse et en carbone (Table 2.2). Cette composition chimique permet une stabilisation de la phase austénitique à température ambiante. Les aciers TWIP sont des aciers 100% austénitiques (Figure 2.3). En conséquence, ce sont des aciers à faible conductivité thermique et à fort coefficient de dilatation thermique. Les risques de fissuration à chaud sont alors très importants [76]. C'est une des principales raisons pour laquelle ces aciers sont assemblés par laser. Le soudage par faisceau laser permet de minimiser la zone affectée thermiquement dans l'assemblage. Cet acier présente une résistance mécanique supérieure à 1000 *MPa*.

TABLE 2.2 – Composition chimique du X-IP 1000 (pourcentage en poids $\omega t\%$) [Source : ArcelorMittal]

| C | Mn | Si | S | Fe |
|-----|----|------|--------|---------|
| 0,6 | 22 | 0,26 | 0,0002 | Balance |



FIGURE 2.3 – Microstructure de l'acier laminé X-IP 1000 (Source : ArcelorMittal)

2.1.2 Description du dispositif de soudage

Avant d'être soudées, les tôles sont rectifiées et dégraissées à l'éthanol. Elles sont ensuite bridées mécaniquement avec un système de mors pneumatiques.

Les lasers à disques Nd :YAG pompés par des diodes (Trudisk 6002 et 6001 de TRUMPF) ont été utilisés pour les essais de soudage en mode continu. Leurs caractéristiques sont : une émission continue ou modulée et une puissance maximale sur pièce de 6 kW. Les lasers Trudisk 6002 et 6001 ont respectivement un paramètre de qualité de faisceau de 8 mm/mrad et 4 mm/mrad, et des diamètres de cœur de fibre de sortie à partir de 200 μm et 100 μm .

La protection gazeuse est de type argon avec un débit volumique d'environ 15 l/min. La protection en face endroit est assurée par une buse placée derrière le faisceau laser tandis que la protection envers est assurée par un écoulement de gaz dans la rainure du bridage mécanique.

2.1.3 Les moyens de caractérisation

2.1.3.1 Dispositifs d'analyse

Afin d'analyser les soudures sous différentes coupes, les échantillons sont :

1. tronçonnés à l'aide d'une micro-tronçonneuse Buehler ISOMET 4000,
2. enrobés à chaud dans une résine phénolique chargée au carbone à l'aide de l'enrobeuse Buehler SIMPLIMET 2000,
3. polis à 3 μm en automatique avec la polisseuse Buehler PHOENIX 4000,
4. attaqués chimiquement avec le réactif Nital ou Bechet-Beaujard.

La microstructure ferritique est révélée par une attaque chimique au Nital (solution alcoolique d'acide nitrique). Cette attaque révèle la microstructure par attaque préférentielle des joints de grains de la matrice ferritique. Afin de révéler la microstructure austénitique, la principale attaque utilisée est l'attaque Béchet-Beaujard (solution aqueuse saturée d'acide picrique) [77].

Pour les observations de la morphologie et des microstructures des joints, le microscope optique LEICA, avec un agrandissement x50-x500 et une sortie numérique des données, a été utilisé.

Les mesures de microdureté sont réalisées, sur une ligne horizontale au milieu de l'échantillon, avec un microduromètre Buehler High Quality Hardness Tester. Le temps d'impact choisi est de 10 s et la charge de 1 N.

Les microscopes électroniques à balayage JEOL JSM 6400F, équipé avec une microsonde Oxford Instruments, et JEOL JSM-6610LA, équipé d'un capteur EDX JED-2300F, ont été utilisés pour les observations et les analyses quantitatives de composition chimique dans les zones soudées. Le contraste topographique des échantillons est obtenu par imagerie en électrons secondaires (imagerie SEI) et la concentration minimale détectable par analyse en dispersion d'énergie des rayons X (EDX) se situe aux alentours de 1% massique.

Les essais de traction ont été réalisés avec un système servo-hydraulique de marque MTS (Material Testing System) équipé avec le système d'acquisition numérique. Les éprouvettes sont maintenues par des mors auto-serrants. La vitesse de traction est environ de 1 mm/min.

2.1.3.2 Disposition d'observation

Nous avons travaillé avec une caméra rapide Phantom V9.1 de chez Vision Research ayant une fréquence d'acquisition maximale de 1000 images par seconde. Dans le but de ne pas dégrader trop sévèrement la qualité des images obtenues et d'avoir un temps d'acquisition assez long, nous avons travaillé avec une fréquence d'acquisition de 500 Hz. Les images acquises ont une définition de 1008x1000 pixels. Ce type de caméra enregistre les images sur bande magnétique et possède une sortie numérique offrant la possibilité d'exporter le film sur un ordinateur. Le logiciel *Cine Viewer* distribué de façon libre par Vision Research permet le traitement des images et du film sur ordinateur. L'observation d'un bain liquide formé par l'interaction du faisceau laser avec la matière métallique demande quelques précautions pour éviter la saturation de la caméra due à l'existence d'un plasma au-dessus du bain. Pour s'affranchir de l'émission lumineuse du plasma, la caméra rapide Phantom V9.1 est équipée d'un objectif macrophotographique Nikon de 200 mm de longueur focale sur lequel est monté un filtre interférentiel centré à 810 nm avec $\Delta\lambda = 10$ nm.

2.2 Description des écoulements surfaciques du bain de fusion

Ce paragraphe est consacré à l'étude des écoulements surfaciques du bain de métal fondu lors d'un tir statique. Une caméra rapide offrant une fréquence d'acquisition de 1000 images par seconde, permet l'observation des mouvements du fluide en surface de la matière fondue. La direction et la vitesse des écoulements ne peuvent être mesurées que s'il y a, en surface du bain liquide, de fines particules observables avec la caméra. Dans les cas où aucun oxyde naturel n'a précipité à la surface du bain liquide, nous avons eu recours à des corps étrangers, tels que les poudres de carbure de tungstène ou d'aluminium-silicium, afin de suivre au cours du temps les mouvements et la vitesse du fluide.

2.2.1 Protocole expérimental

L'analyse des mouvements surfaciques du fluide résulte de l'observation directe de ce dernier à l'aide d'une caméra rapide du type CMOS. La Figure 2.4 représente le dispositif expérimental d'observation. Pour des raisons d'encombrement et pour éviter de complexifier le montage avec des miroirs de renvoi, la caméra est dirigée vers le bain liquide avec un angle par rapport à la normale à la tôle. Les essais ont été réalisés avec le laser Trudisk 6002 avec une puissance offrant un chauffage par conduction du bain sans formation d'un capillaire de vapeur. Le faisceau laser a été défocalisé de 40 mm au-dessus de la surface métallique dans le but d'avoir un bain liquide de grandes dimensions. Ainsi défocalisé, le faisceau laser a un diamètre d'environ 8 mm à la surface de la pièce métallique. Les écoulements surfaciques ont été analysés sur un acier Dual Phase (DP), utilisé comme acier de référence, et sur des échantillons extraits de coulées synthétiques ayant des teneurs en manganèse différentes. Les tôles ont une épaisseur de 10 mm.

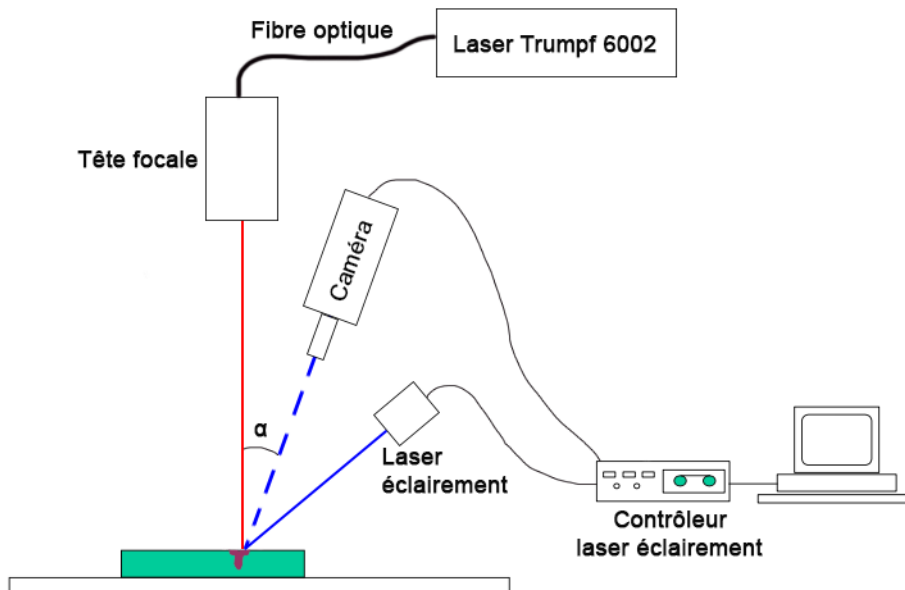


FIGURE 2.4 – Montage expérimental utilisé pour l'observation d'un écoulement surfacique

2.2.2 Analyse des images et identification des écoulements

L'identification des écoulements se fait par l'analyse du film obtenu par le système d'acquisition décrit ci-dessus. La mesure de la vitesse des particules sur le film complet peut être réalisée par la méthode PIV (Particule Image Velocimetry) seulement si deux éléments sont réunis ; il faut un grand nombre de particules et une grande fréquence d'acquisition des images afin de pouvoir suivre de proche en proche le déplacement des particules. Lors des deux tirs statiques réalisés, le nombre de particules observables en surface est suffisant pour une analyse PIV mais ce n'est pas le cas de la fréquence

d'acquisition. Une acquisition à 500 Hz n'est pas suffisante pour suivre par une méthode automatisée les particules car le déplacement entre deux images consécutives est trop grand. La mesure des vitesses s'effectue en suivant les particules sur une séquence de quelques images.

2.2.2.1 Trajectoires des particules

Une séquence de neuf images (Figure 2.5) a été extraite du film observant un tir statique laser de plusieurs secondes sur un acier Dual Phase. Sur cette séquence d'images, il est possible de suivre un agglomérat d'oxydes en mouvement à la surface d'un bain liquide. Nous observons sur cette séquence, comme sur le reste du film, que les écoulements sont dirigés de l'extérieur du bain liquide vers l'intérieur, de la zone la plus froide vers la zone la plus chaude. Ce résultat est très intéressant compte tenu du fait que la convection naturelle qui est le phénomène le plus connu, crée un écoulement de sens opposé à celui-ci. Face à ce constat, nous supposons que la convection de Marangoni est responsable de cette inversion de l'écoulement. En effet, dans le cas d'un tir laser statique à une puissance permettant le chauffage seulement par conduction, c'est-à-dire sans génération de vapeur métallique, la convection de Marangoni et les forces de flottabilité sont supposées être les seuls phénomènes moteurs de la convection. Etant donné que la convection naturelle impose obligatoirement un écoulement du centre du bain vers l'extérieur, nous proposons comme explication que la convection de Marangoni s'oppose à la convection naturelle et exerce des contraintes sur le fluide plus importantes que celles générées par un gradient de masse volumique. Des essais similaires ont été réalisés par Chouf en 2002 [8] sur des aciers inoxydables 35NCD16 et 304L. Indépendamment de la puissance laser, du diamètre de la tache focale et du débit de la protection gazeuse, Chouf observe, dans tous les cas, un écoulement avec une trajectoire radiale et un sens de l'extérieur vers l'intérieur du bain de métal liquide. Le coefficient de température de la tension de surface est alors positif.

Les aciers de nouvelle génération développés par ArcelorMittal sont des aciers qui se caractérisent par une teneur en manganèse plus importante que dans des aciers dits « standards » : TRIP, Dual Phase, micro-alliés au bore, etc. Nous avons alors réalisé le même tir statique sur des échantillons avec différentes teneurs en manganèse. Ces échantillons dénommés *U19*, *U27* et *U61* ont respectivement des teneurs en manganèse de 1,9 wt%, 2,7 wt% et 6,1wt%. Sur la Figure 2.6, nous pouvons observer des écoulements différents à la surface du bain liquide. Or la seule différence notable est la composition en manganèse. Les résultats se distinguent en deux groupes : les aciers à haute teneur en manganèse présentent à la surface du bain liquide un écoulement de haute vitesse dirigé vers le centre du bain liquide. Dans le cas de l'échantillon avec la teneur en manganèse la plus faible, les vitesses en surface sont moins importantes et les particules ne se déplacent pas jusqu'au centre du bain. Les particules d'oxyde à la surface du bain formé dans l'échantillon *U19* se trouvent stoppées le long d'une couronne de rayon environ égal à la moitié du rayon du bain liquide (Figure 2.6). A l'intérieur de cette couronne, aucun mouvement n'est perceptible.

Les écoulements surfaciques sont de même sens pour les aciers de nouvelle génération. Cependant, nous observons pour l'un des aciers un écoulement surfacique dont la vitesse du fluide est plus faible jusqu'à même être nulle sur un disque de grande taille au centre du bain de métal en fusion. Observer les écoulements surfaciques sur des échantillons de nouvelle génération a pour objectif de conclure de l'impact du manganèse sur la direction et la vitesse de fluide en surface. Or, sur les deux échantillons *U27* et *U61*, nous ne trouvons que très peu de différence par rapport à un bain formé dans un acier standard. Seul l'échantillon *U19* montre un comportement en surface significativement différent. De plus, l'échantillon *U19* étant l'acier de nouvelle génération le plus proche d'un acier standard en ce qui concerne la teneur massique en manganèse, toute interprétation sur ce résultat est difficile. Dans ces conditions, il n'est pas possible de conclure sur l'impact du manganèse sur les écoulements dans le bain liquide. Il existe un autre phénomène physique qui n'a pas encore été identifié.

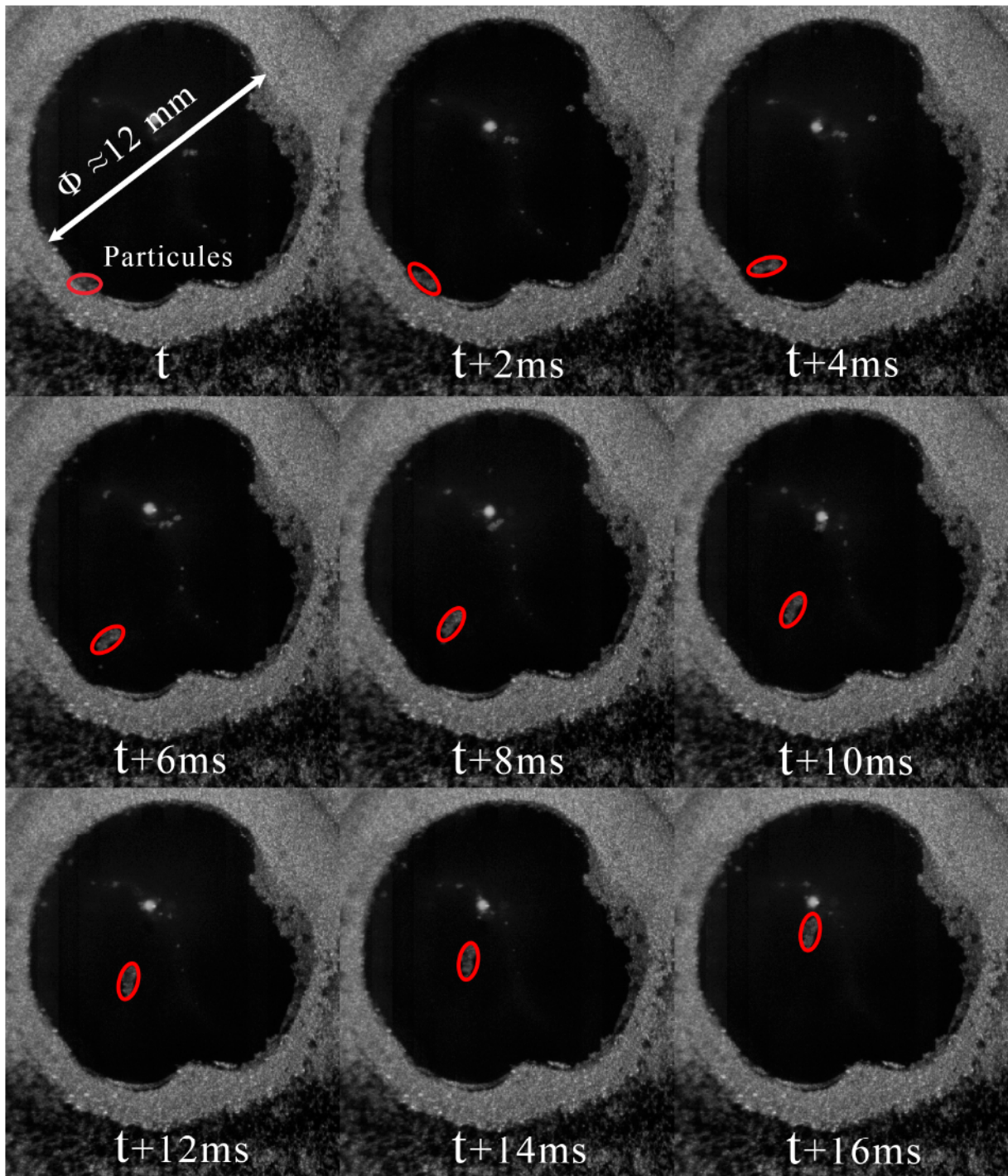


FIGURE 2.5 – Séquence d’images permettant l’observation d’un groupe de particules solides en mouvement à la surface d’un bain liquide formé par un tir laser statique

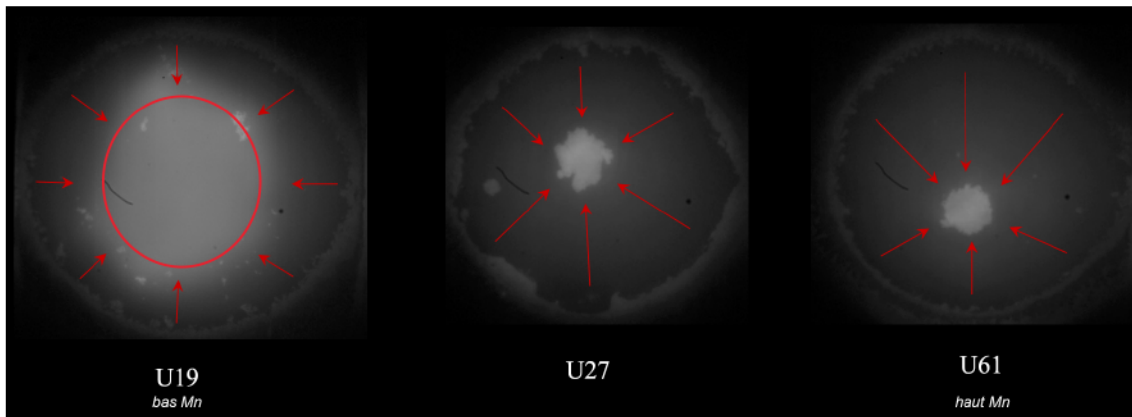


FIGURE 2.6 – Déplacement des particules d’oxyde le long des lignes de courant surfacique pour les échantillons $U19$, $U27$ et $U61$ (respectivement 1,9 ; 2,7 et 6,1 wt%)

2.2.2.2 Vitesses moyennes des écoulements

Compte tenu de l’angle existant entre la normale au bain liquide et la direction d’observation de la caméra, un traitement numérique pour « redresser » les images doit être réalisé avant de mesurer la vitesse de déplacement des particules.

Ce traitement a été réalisé sur 5 séries d’images pour estimer une vitesse moyenne des particules. La fréquence d’acquisition des images étant connue et fixe, il suffit de mesurer le déplacement des particules entre deux images successives séparées d’un temps $t = 2 \text{ ms}$. La vitesse des particules est supposée être égale à celle de l’écoulement surfacique.

Les valeurs résumées dans la Table 2.3 montrent que la taille des particules et donc leur masse n’a pas d’importance sur la vitesse moyenne mesurée. La vitesse moyenne des particules est de 43 mm/s . Les valeurs évoluent du simple au double au cours du temps entre 27 mm/s et 53 mm/s . Cette dispersion des valeurs mesurées peut s’expliquer par le fait que le bain liquide n’est pas parfaitement stationnaire. En effet, le point de concours des lignes de courant se déplace de plusieurs centaines de micromètres du centre géométrique du disque de matière fondue durant le tir statique. En supposant que le point de concours des lignes de courant est aussi le point le plus chaud à la surface du bain liquide, on comprend bien que la convection de Marangoni, qui est un phénomène proportionnel au gradient de température, fluctue en même temps que ce point se déplace.

TABLE 2.3 – Vitesses moyennes des particules en surface du bain liquide formé dans une tôle d’acier Dual Phase

| N° Séquence | Vitesse moyenne (mm/s) | Taille des particules |
|-----------------|-----------------------------------|-----------------------|
| 1 | 46 | Grosse / agglomérat |
| 2 | 53 | Petite |
| 3 | 31 | Grosse / agglomérat |
| 4 | 27 | Petite |
| 5 | 56 | Grosse / agglomérat |
| vitesse moyenne | 43 mm/s | |
| écart type | 13 mm/s | |

La Table 2.4 permet la comparaison des vitesses moyennes du fluide à la surface du bain liquide formé dans des aciers de nouvelle génération dont la composition chimique ne diffère que par des teneurs massiques en manganèse différentes. Les vitesses moyennes sont obtenues en mesurant la vitesse locale

de trois particules d'oxyde sur chaque échantillon. On trouve une vitesse moyenne en surface du bain liquide qui augmente avec la teneur en manganèse dans l'acier. La présence de manganèse semble donc avoir un impact sur la tension de surface du métal liquide. Les résultats de la Table 2.4 indiquent que le coefficient de température de la tension de surface augmente avec la teneur en manganèse dans l'acier.

TABLE 2.4 – Vitesses moyennes des particules en surface des bains liquides formés dans des aciers de nouvelle génération

| U_{19} (1,9wt% Mn) | U_{27} (2,7wt% Mn) | U_{61} (6,1wt% Mn) |
|-------------------------|-------------------------|-------------------------|
| 77 mm/s | 136 mm/s | 154 mm/s |

2.2.3 Discussion sur le coefficient de Marangoni

La convection de Marangoni joue un rôle non négligeable sur les écoulements dans le bain de métal liquide formé par fusion laser. Les gradients de tension de surface générés par les différences de température dans le bain de métal en fusion génèrent des contraintes de cisaillement à la surface du bain assez importantes pour s'opposer à la convection naturelle et imposer une vitesse d'écoulement comprise entre 30 mm/s et 150 mm/s. Ces écoulements surfaciques peuvent donc avoir des vitesses du même ordre de grandeur que la vitesse de soudage.

Ce montage expérimental s'avère très intéressant pour décrire les écoulements surfaciques se formant à la surface d'un bain liquide. Cependant, ne connaissant pas l'émissivité des matériaux à l'état liquide, la température à la surface du bain liquide ne peut être connue. Les limites sont rapidement atteintes. Sahoo et al. [78] ont montré que pour un alliage binaire Fe-O, la convection de Marangoni impose un sens d'écoulement différent selon la température du bain liquide. La Figure 2.7 montre la variation du coefficient de température de la tension de surface en fonction de la concentration en oxygène et la température du bain liquide. Les courbes obtenues expérimentalement par Sahoo et al. sont toutes strictement décroissantes et coupent l'axe des ordonnées à la température pour laquelle les efforts de cisaillement changent de sens. De la température de fusion de l'acier jusqu'à ce point de basculement et tant que la contribution de la convection de Marangoni l'emporte sur la convection naturelle, l'écoulement à la surface du bain liquide s'oriente de l'extérieur vers l'intérieur du bain. Pour les températures plus élevées, la convection de Marangoni s'ajoute à la convection naturelle et impose un écoulement du point le plus chaud vers le point le plus froid du bain. Ceci laisse à penser que dans le cas d'un tir statique avec formation d'un capillaire, où la température de vaporisation est atteinte, deux écoulements surfaciques de sens opposés pourraient coexister. Aucune mesure n'a été réalisée sur un tir statique avec formation d'un capillaire car le phénomène de vaporisation génère une pression de recul sur la surface du bain de métal en fusion qui la rend très instable. L'éjection du jet de vapeur devient un nouveau moteur de convection à la surface du bain liquide. Il modifie les écoulements surfaciques qui deviennent plus difficiles à interpréter.

Enfin, il n'est pas possible de décrire un écoulement tridimensionnel avec ce montage car nous n'avons pas accès à la position de la particule une fois que celle-ci pénètre dans la matière fondue.

2.3 Etude des écoulements volumiques à l'intérieur du bain liquide

L'étude des écoulements volumiques dans le bain de matière fondue ne peut pas être réalisée par une observation directe avec caméra rapide comme précédemment pour l'étude des écoulements surfaciques. Les techniques d'observation directe des mouvements dans le bain liquide, demandent l'utilisation d'un matériel coûteux et difficile à mettre en oeuvre [14]. Ce matériel consiste en une source à rayons X de très forte intensité couplée à son système d'observation par transmission X.

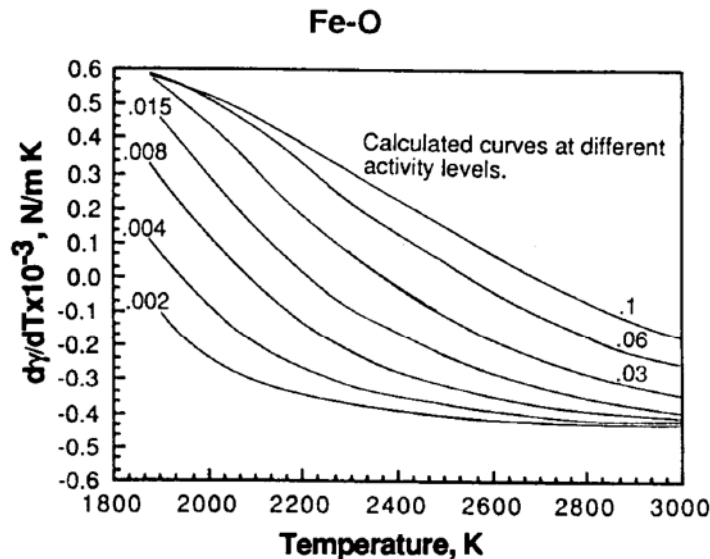


FIGURE 2.7 – Variation du coefficient de température de la tension de surface fonction de la composition et de la température pour le système Fe-O [78]

Il permet la visualisation du cordon de soudure et de particules de tungstène utilisées comme des traceurs. L'identification de certains écoulements dans l'épaisseur de la tôle est rendue possible grâce à ce montage mais l'utilisation d'un seul système d'acquisition d'image ne permet pas une visualisation tridimensionnelle des écoulements. Le déplacement des particules de tungstène est projeté sur un seul plan, celui du système d'acquisition. Ne disposant pas d'un tel matériel qui, de plus, ne propose pas une résolution encore assez satisfaisante pour l'observation d'un écoulement dans une tôle d'une épaisseur de 1 mm, nous avons choisi une autre approche.

Notre approche, comme celle de Dörfler [67], est d'ajouter un clinquant de métal qui peut être utilisé comme traceur chimique. Le nickel est un élément ayant une parfaite solubilité dans l'acier. Il fournit une idée globale des phénomènes de convection dans le bain liquide et permet une optimisation de l'écoulement par ingénierie inverse. A partir de l'analyse de la composition chimique post-mortem en Ni, plusieurs hypothèses sur les mécanismes de mélange peuvent être émises.

2.3.1 Protocoles expérimentaux

Nous avons choisi de mettre en place un protocole simple. Nous ajoutons un clinquant métallique de nickel de 100 μm d'épaisseur comme traceur chimique. Le nickel a été choisi car c'est un élément dont les propriétés thermophysiques sont très proches de celle du fer à l'état liquide. On suppose que le nickel ne modifie pas les propriétés physiques locales du bain liquide.

Lorsque le nickel fond pendant le soudage, il se retrouve transporté par les écoulements de fluide et mélangé dans le bain d'acier liquide. L'analyse en composition chimique des cordons de soudure après solidification, montre la répartition du traceur de nickel. Connaissant le point de départ du nickel et sa distribution finale dans le cordon, il est possible d'établir un chemin suivi par cet élément chimique. En supposant que le traceur se déplace suivant les lignes de courant du bain de fusion, nous obtenons une description volumique des principaux écoulements.

Les essais expérimentaux ont été réalisés sur des tôles standard pour l'automobile de type Dual Phase, d'épaisseur 1 à 2 mm. Sauf contre-indication, la source laser utilisée est la source continue Trudisk 6002 d'une puissance maximale de 6 kW. La vitesse de soudage est de 6 m/min pour l'ensemble des essais. Deux configurations expérimentales avec clinquant de nickel ont été réalisées dans le but d'identifier des écoulements particuliers dans le bain liquide :

- La première consiste à positionner un clinquant de nickel dans le plan de joint (Figure 2.8 - a). Ce dispositif permet d'étudier le déplacement des espèces dans la largeur du cordon de soudure.
- Dans la seconde configuration, le clinquant de nickel est positionné sur la face supérieure ou inférieure d'une tôle de DP d'épaisseur 1,5 mm (Figure 2.8 - b). La position du clinquant permet d'étudier les écoulements dans l'épaisseur de la tôle.
- La troisième configuration consiste en un clinquant de nickel sur la surface supérieure de tôles de DP d'épaisseurs différentes : 1 ; 1,5 et 2 mm (Figure 2.8 - b). Dans cette configuration, nous étudions les changements du régime d'écoulement dans le bain liquide en fonction de l'épaisseur des tôles.

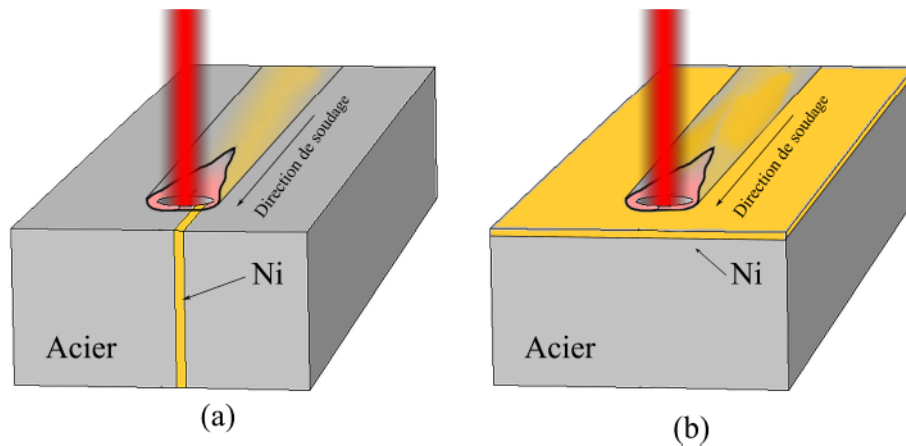


FIGURE 2.8 – Configurations de soudage avec clinquant de nickel (épaisseur $100 \mu m$), dans le plan de joint (a) et en surface supérieure et/ou inférieure (b)

Les cordons de soudure sont analysés sur une coupe transversale après polissage. Une mesure de la concentration massique en nickel par une sonde EDX sur le microscope à balayage électronique montre les zones enrichies en nickel dans la zone fondue.

2.3.2 Traceur de nickel dans le plan de joint

La première expérience réalisée consiste à insérer dans le plan de joint, un clinquant de nickel de même longueur que les tôles à assembler (Figure 2.8 - a). Les trois éléments sont installés dans le système de bridage de manière à assurer un gap zéro au plan de joint. En configuration de gap zéro, nous supposons que la matière est parfaitement continue. Le montage est équivalent à réaliser une ligne de fusion en pleine tôle sur l'acier Dual Phase.

Une fois le clinquant de nickel positionné dans le plan de joint, différentes positions du faisceau laser par rapport au centre du clinquant ont été testées (Figure 2.9) :

- Le cas de référence est la soudure pour laquelle le faisceau laser est centré sur le clinquant de nickel (Figure 2.9 - a). Dans l'hypothèse d'une soudure idéale, le nickel à l'état liquide devrait contourner en quantité égale le capillaire de vapeur.
- Ensuite, le faisceau laser est décalé de $200 \mu m$ par rapport au centre du clinquant de nickel (Figure 2.9 - b). Dans cette configuration, le nickel contourne le capillaire de vapeur d'un seul côté. Nous souhaitons étudier comment se mélange le nickel après le capillaire de vapeur en sachant que le nickel aura comme point de départ l'étroit passage entre la matière à l'état solide et le capillaire de vapeur. Avec une tache focale de $600 \mu m$ de diamètre sur la surface supérieure, il est admis que le nickel, décalé de $200 \mu m$ par rapport au centre du faisceau laser, passera à l'état liquide par l'interaction directe du faisceau laser avec le nickel solide.
- Le cas Figure 2.9 - c est considéré comme un cas de transition. Avec un décalage de $300 \mu m$ du faisceau laser, la fusion du nickel est encore obtenue grâce à l'interaction du faisceau laser avec le nickel solide mais le clinquant de nickel est tangent à la tache focale.

- La dernière configuration étudiée est une configuration où le centre du faisceau laser et le centre du clinquant de nickel sont séparés de $500 \mu m$ (Figure 2.9 - d). Pour cette configuration, le faisceau laser n'est jamais en interaction avec le nickel solide. La fusion du nickel n'est possible que par les phénomènes de conduction et convection thermique.

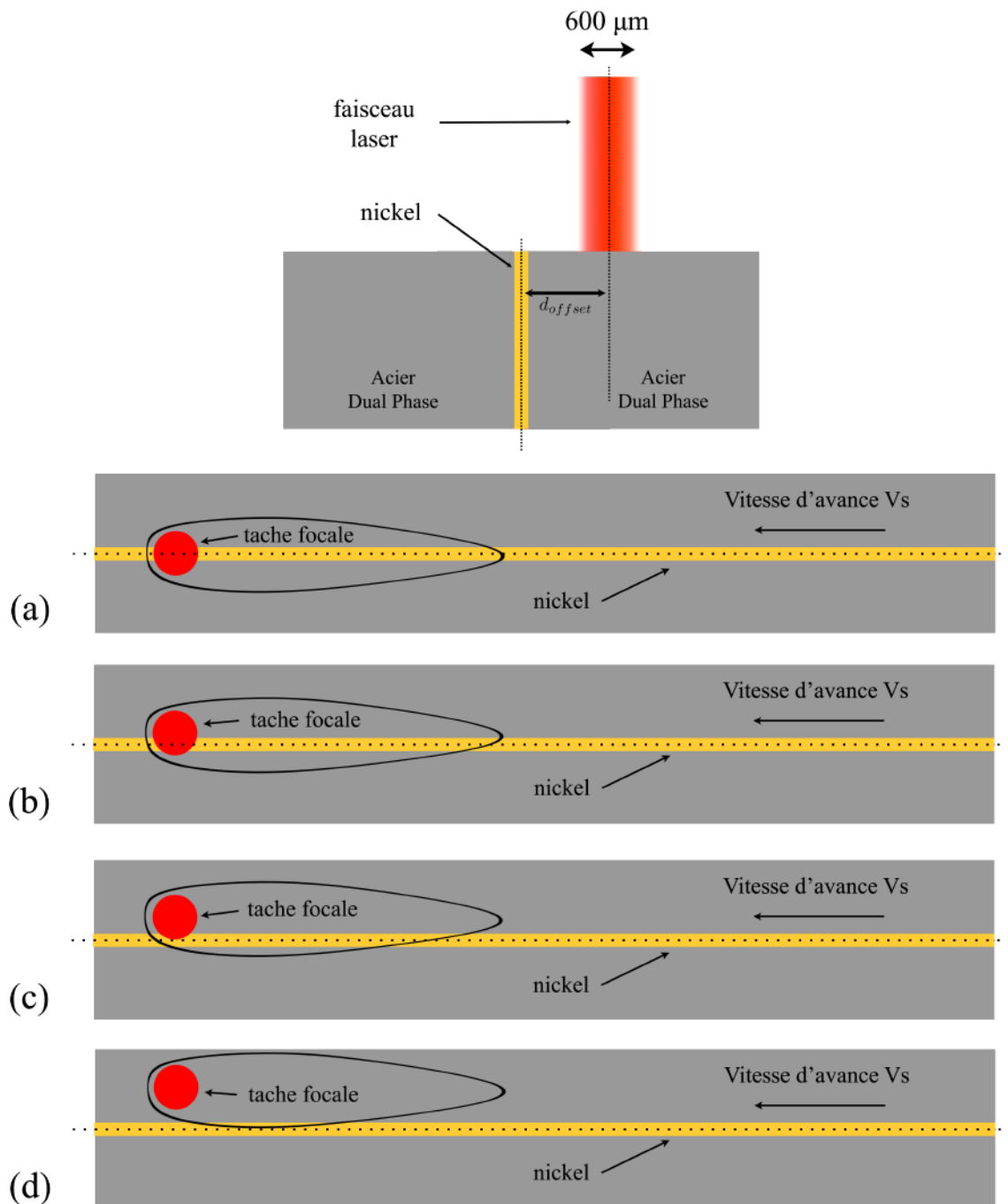


FIGURE 2.9 – Configurations de soudage avec clinquant de nickel dans le plan de joint et faisceau laser centré (a), décalé de $200 \mu m$ (b), de $300 \mu m$ (c) et $500 \mu m$ (d)

Les macrographies (Figure 2.10 - i) montrent les coupes transversales des cordons de soudure obtenus dans les différentes configurations de soudage (Figure 2.9). Les zones claires sur le cordon de soudure correspondent aux zones riches en nickel. Le nickel s'est mélangé dans le bain liquide suivant les principales lignes de courant avant la solidification du bain. L'attaque nital ne met en évidence que les zones riches en nickel ayant une concentration massique supérieure à $30 \omega t\%$. Une mesure de la

fraction massique en nickel par une sonde EDX sur le microscope à balayage électronique vient donc en complément de l'analyse des coupes transversales ayant subies une attaque chimique (Figure 2.10 - ii).

La répartition du nickel dans le cordon de soudure peut être décrite et interprétée sur trois zones du cordon de soudure (Figure 2.11 - i) :

- La zone 1 correspond à l'endroit où est initialement déposé le clinquant de nickel dans les soudures (b), (c) et (d). Dans cette zone, on s'intéresse tout particulièrement à la concentration en nickel proche de l'interface entre le cordon de soudure et le matériau de base. Nous prenons le cas (a) comme cas de référence. Le nickel y est distribué de façon quasi-homogène dans le cordon de soudure grâce à une configuration parfaitement symétrique dans la direction de soudage. En comparaison, nous observons que les côtés gauches des joints soudés (b), (c) et (d) sont particulièrement riches en nickel. Le nickel liquide dont la dilution n'est pas encore totale dans le bain liquide, se déplace par convection et diffusion en direction du matériau de base. Ensuite, il est rapidement rattrapé par le front de solidification et figé dans le cordon de soudure car la diffusion à l'état solide est un phénomène physique très lent. La zone 1 du cordon de soudure présente donc de fortes concentrations en nickel car cette « veine » se retrouve solidifiée dans un temps très court qui n'est pas suffisant pour garantir une dilution homogène du nickel dans le cordon de soudure.
- La zone 2 est la région du cordon de soudure présentant la distribution en nickel la plus homogène. Les écoulements plus intenses dans cette zone et la solidification plus tardive permettent un meilleur mélange du nickel jusqu'à obtenir des distributions homogènes à l'échelle macroscopique. Seules quelques petites régions au milieu du cordon de soudure présentent une légère augmentation de la teneur en nickel. Au regard des lignes de solidification visibles sur la macrographie optique, ces petites régions plus riches en nickel dans la zone 2 correspondent également à la matière se solidifiant en dernier. Etant donné que le nickel est plus soluble dans le fer liquide que dans le fer solide, il est compréhensible que la matière se solidifiant en dernier montre une teneur en nickel plus grande que dans le reste de la zone 2.
- La zone 3 est très intéressante car seule la partie haute de cette zone, c'est-à-dire l'angle supérieur droit du joint soudé présente une forte concentration en nickel (voir cordons (b), (c) et (d)). Deux éléments sont à discuter. Le premier est sur l'existence de cette zone fortement enrichie en Ni alors que le centre du cordon (zone 2) montre une concentration massique en nickel plus faible. Il est difficile de croire que le nickel soit transporté dans le milieu du bain liquide sans avoir une homogénéisation de la concentration en nickel ou la création d'un gradient linéaire de la fraction massique. L'hypothèse qui ressort de ces observations expérimentales est la suivante : le nickel est transporté sur la surface supérieure par les écoulements surfaciques décrits dans le paragraphe 2.2. En second, cette zone enrichie en nickel est proche de la surface supérieure du joint et n'existe quasiment pas vers la surface inférieure car les écoulements semblent différents entre la moitié haute et la moitié basse du cordon. Nous tenterons de décrire les écoulements dans l'épaisseur du bain dans le paragraphe suivant.

Trouver une zone enrichie en nickel dans l'angle supérieur droit des joints soudés (c) et (d) alors que le clinquant de nickel est initialement positionné à gauche du faisceau laser est un résultat inattendu et surprenant. Afin de connaître un peu mieux la solidification du joint soudé au cours du temps, une portion du joint soudé (d) a été enrobée à l'horizontal et polie en partant de la surface supérieure pour analyser le caractère temporel de la solidification de cette région riche en nickel (Figure 2.12). Le joint (d) a été choisi car c'est un cas limite intéressant. Avec un décalage de $500\mu m$ du faisceau laser par rapport au centre du clinquant, nous nous trouvons dans une configuration où le clinquant de nickel est initialement à gauche du bain liquide et pourtant sur toute la longueur du joint soudé, nous trouvons à des teneurs équivalentes deux régions enrichies en nickel de part et d'autre du cordon en face supérieure. Avant même le début de la solidification, juste derrière le capillaire de vapeur, un écoulement surfacique de très forte amplitude permet le transport du nickel d'un côté à l'autre du

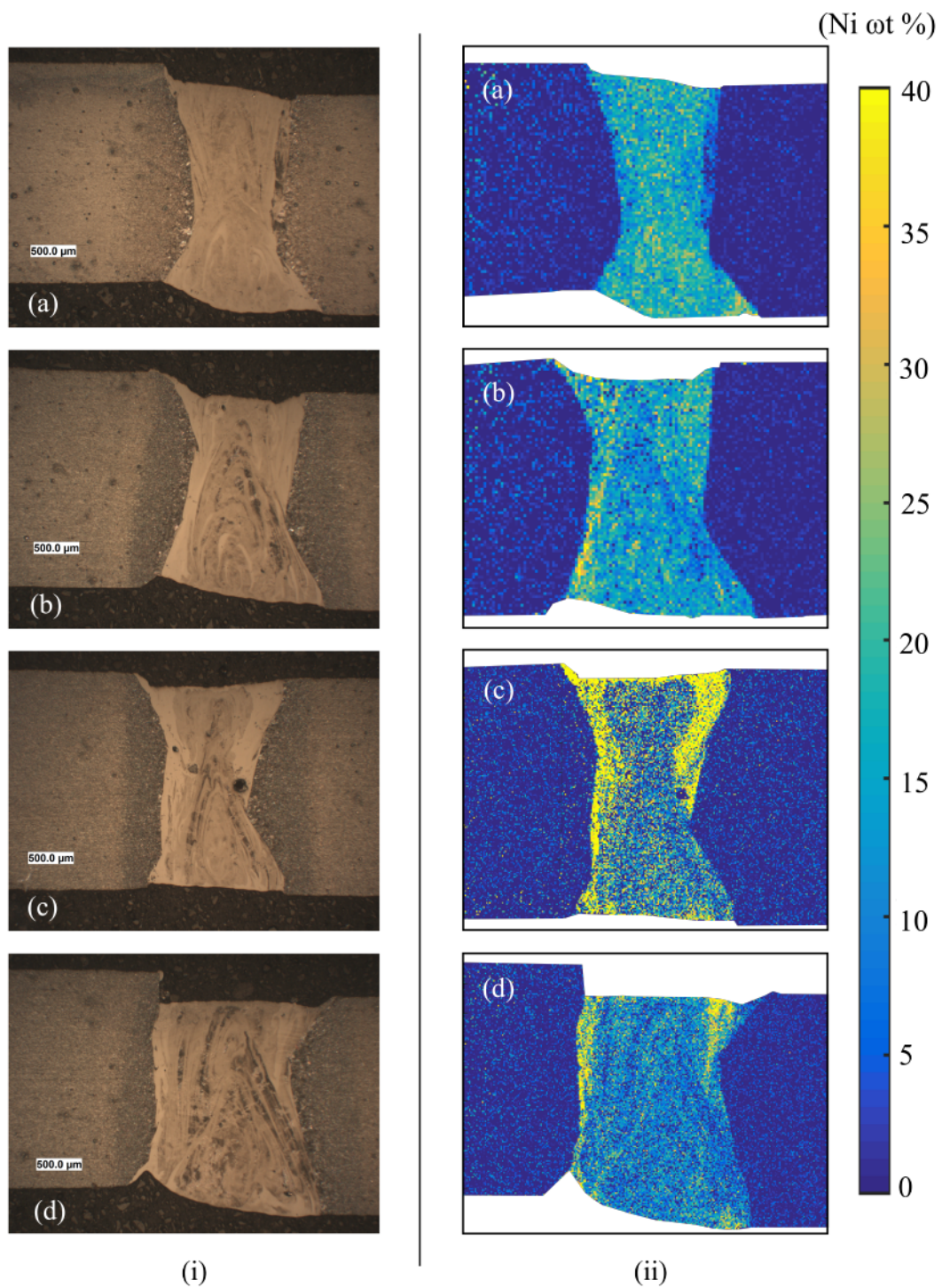


FIGURE 2.10 – Macrographies des coupes transversales des cordons de soudure pour les configurations de soudage (a), (b), (c) et (d). (i) microscopies optiques des coupes transversales. (ii) Fraction massique en nickel (EDX).

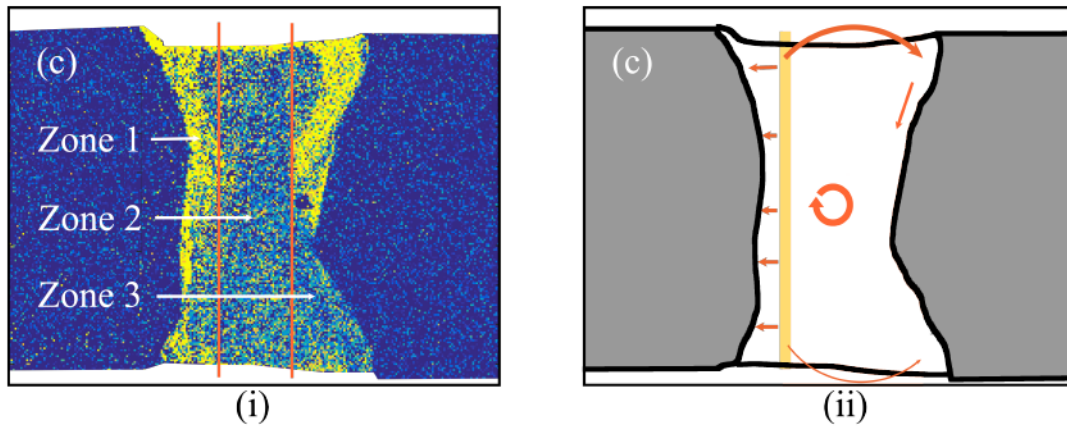


FIGURE 2.11 – Mise en évidence de trois zones dans le cordon de soudure pouvant présenter une concentration en nickel particulière

cordons de soudure.

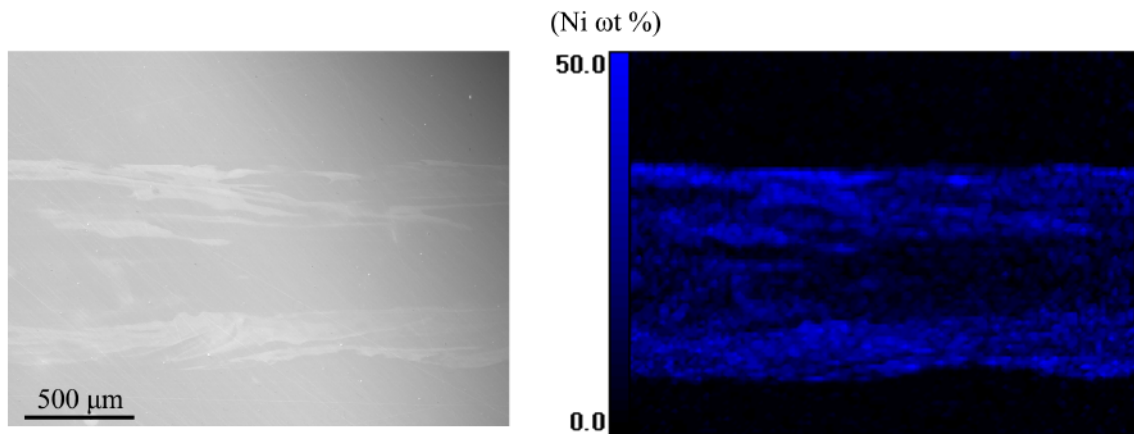


FIGURE 2.12 – Macrographie d'une coupe horizontale du cordon de soudure (d) proche de la surface supérieure et répartition du nickel dans cette dernière

Pour résumer trois écoulements particuliers (Figure 2.11-(ii)) ont pu être mis en évidence grâce à ce protocole opératoire :

1. La matière s'écoule en direction du matériau de base. Ce déplacement de la matière est supposé être dû au contournement de la matière liquide autour du capillaire. Cependant, le front de solidification rattrape rapidement les atomes de nickel qui se retrouvent figés près des limites de la zone fondue.
2. Le centre du cordon présente une distribution en nickel homogène qui présume d'un écoulement de matière suffisant pour garantir ce mélange de matière.
3. La matière à l'état liquide peut, dans certaines situations, être transportée d'un côté à l'autre du cordon par des écoulements surfaciques.

2.3.3 Traceur de nickel en surface

2.3.3.1 Ecoulements dans un unique régime de soudage

Une deuxième expérience consiste en l'apport de nickel par le dessus ou le dessous du bain liquide. En positionnant une feuille de nickel sur la surface supérieure ou inférieure des tôles à assembler, nous assurons un apport continu de matière dans le bain liquide pendant le soudage ($P = 4 \text{ kW}$ et

$V_s = 6 \text{ m/min}$). Le nickel à l'avant du capillaire passe à l'état liquide et s'écoule dans le bain de métal en fusion de la même façon que la matière en surface des tôles. Cette technique d'apport de matière en surface permet l'analyse des transferts de matière entre l'endroit et l'envers des tôles.

Les macrographies (Figure 2.13) montrent les coupes transversales des cordons de soudure obtenus dans les différentes configurations de soudage. Les zones claires sur le cordon de soudure correspondent aux zones riches en nickel. La répartition du nickel est singulièrement différente pour les deux cordons de soudure. Ceci prouve qu'au moins deux écoulements différents se forment dans le bain liquide car les lignes de courant sur la surface supérieure semblent transporter la matière vers l'extérieur du bain alors que les lignes de courant en surface inférieure ont plutôt tendance à emmener la matière à l'intérieur du bain de métal en fusion. La soudure (a) (Figure 2.13) présente une augmentation de la teneur en nickel au centre du cordon. Comme vu précédemment, cette région correspond à la matière se solidifiant en dernier avec un liquide riche en nickel car celui-ci est plus soluble dans le fer liquide que dans le fer solide.

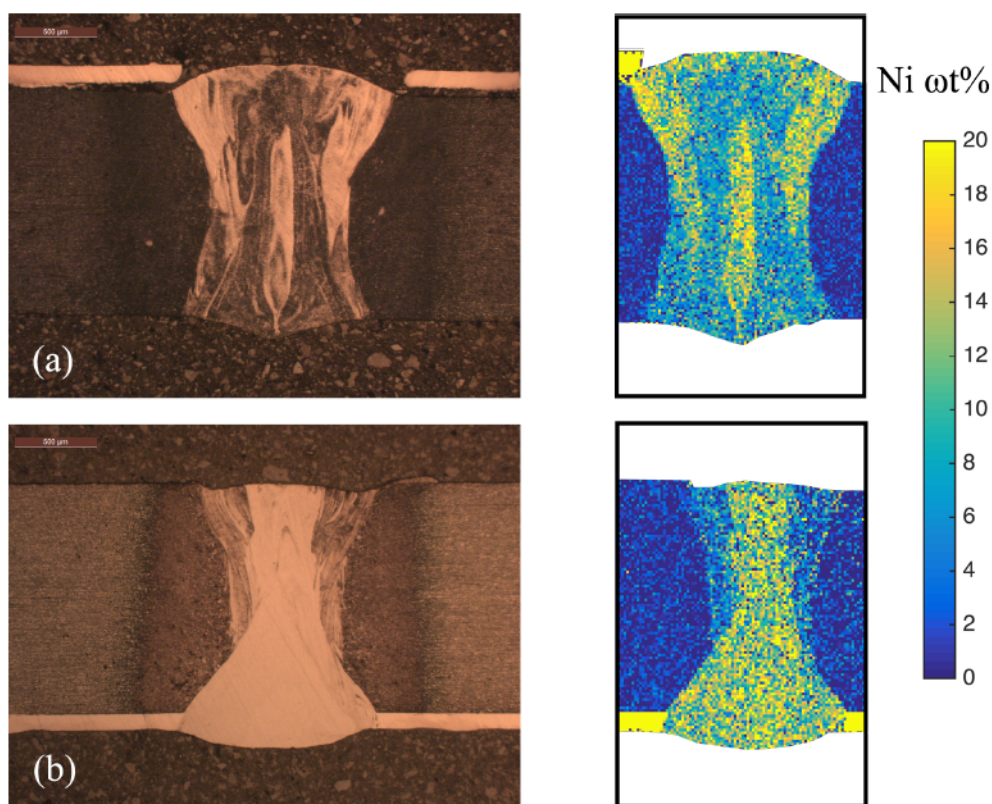


FIGURE 2.13 – Macroscopies optiques des coupes transversales et images X de la teneur en nickel pour les soudures avec clinquant de nickel en face supérieure (a) et face inférieure (b)

Deux zones distinctes apparaissent sur les cordons de soudure (Figure 2.14) :

- La zone 1 montre toutes les caractéristiques d'une région se solidifiant très rapidement lors du soudage laser. Cette zone est riche en nickel dans le cas (a) car le nickel est dans les premiers instants transporté vers l'extérieur du bain qui est aussitôt figé par le front de solidification et, à l'inverse, pauvre en nickel dans le cas (b) car le mélange n'a pas le temps de s'effectuer avant que la matière commence à se solidifier. Le nickel apporté dans la zone 1 ne pénètre le cordon de soudure que sur la moitié de celui-ci environ.
- Dans la zone 2, le mélange s'effectue sur un temps plus long ce qui permet d'avoir une composition relativement homogène dans cette zone. Une grande quantité du nickel fondu sur la surface inférieure est transportée jusqu'à la surface supérieure du bain liquide. Un grand vortex sur toute la hauteur de la tôle permet un tel brassage de la matière.

Pour conclure, la plus grande partie de la matière en surface inférieure sera mélangée dans la zone 2 alors que la matière en surface supérieure se divise entre les zones 1 et 2.

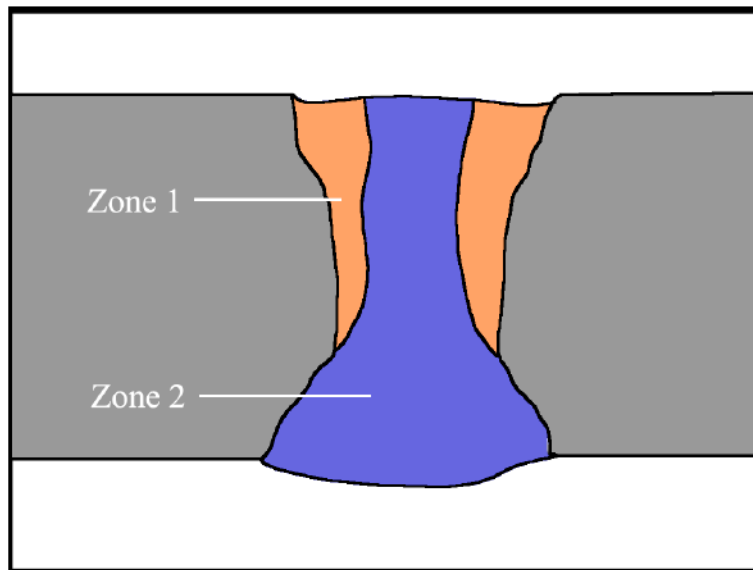


FIGURE 2.14 – Zones particulières mises en évidence dans le cordon de soudure

2.3.3.2 Écoulements dans différents régimes de soudage

L'expérience suivante a pour objet de caractériser le mélange du traceur dans différents régimes de soudage. Le but de cette expérience est de mettre en évidence une variation des écoulements dans le bain de métal en fusion lorsque les conditions opératoires changent. Trois lignes de fusion sont réalisées sur des tôles de Dual Phase respectivement d'épaisseur 2, 1,5 et 1 mm recouvertes d'un clinquant de nickel de 100 μm d'épais sur la face supérieure. La vitesse de soudage reste fixée à 6 m/min pour chaque ligne de fusion. Une puissance laser de 6 kW est choisie de sorte à garantir une ligne de fusion débouchante dans les trois cas. Un débit de 15 l/min d'argon assure la protection gazeuse en face endroit.

La Figure 2.15 montre la distribution du nickel sur les coupes transversales des cordons formés dans des tôles d'épaisseurs différentes. Comme pour les expériences précédentes, le nickel se mélange en suivant les principales lignes de courant. La distribution du nickel est très différente d'un cordon de soudure à l'autre. Les écoulements à l'intérieur de la zone fondue sont donc très dépendants de l'épaisseur des tôles. Deux régimes d'écoulement semblent se dessiner, un régime que nous pouvons qualifier de régime d'écoulement en « forte épaisseur » et un autre qui correspondra aux « fines épaisseurs ». Dans notre cas, aux puissances laser et vitesses de soudage utilisées, la transition s'effectue entre les épaisseurs 1,5 et 2 mm. Pour les lignes de fusion réalisées sur des épaisseurs inférieures ou égales à 1,5 mm, nous retrouvons le même résultat que dans le paragraphe précédent. Les deux zones particulières identifiées sur la Figure 2.14 sont parfaitement identifiables sur ces nouveaux cordons. La morphologie de la ligne de fusion dans la tôle de 2 mm d'épaisseur ne présente pas les mêmes caractéristiques que les joints présentés précédemment. Deux zones se distinguent aussi sur ce joint mais pas avec les mêmes localisations. On observe aisément une partie haute et une partie basse du joint soudé (Figure 2.16 - a). Deux écoulements de forte amplitude se forment par l'action de la plume de vapeur sur les parois du bain liquide. Les deux écoulements ont des sens de rotation opposés, car le cisaillement du gaz sur le fluide change de sens vers le milieu de la tôle dans le capillaire. La norme et le sens du cisaillement de la plume sur le fluide dépendent donc de la quantité de gaz éjectée par la surface supérieure et inférieure. Lorsque l'épaisseur de la tôle augmente, la quantité de gaz qui s'échappe par les ouvertures en endroit et en envers de la tôle sont semblables, générant ainsi deux grands vortex dans la hauteur du cordon de soudure (Figure 2.16 - b). La largeur du cordon de soudure est dans l'ensemble la même, quelle que soit l'épaisseur des tôles. Dans le cas du soudage laser débouchant de tôles de « fines épaisseurs », le cisaillement de la plume de vapeur engendre la formation d'un seul

grand vortex dans la hauteur du bain liquide alors qu'il s'en forme deux dans le cas du soudage de tôles de « fortes épaisseurs ».

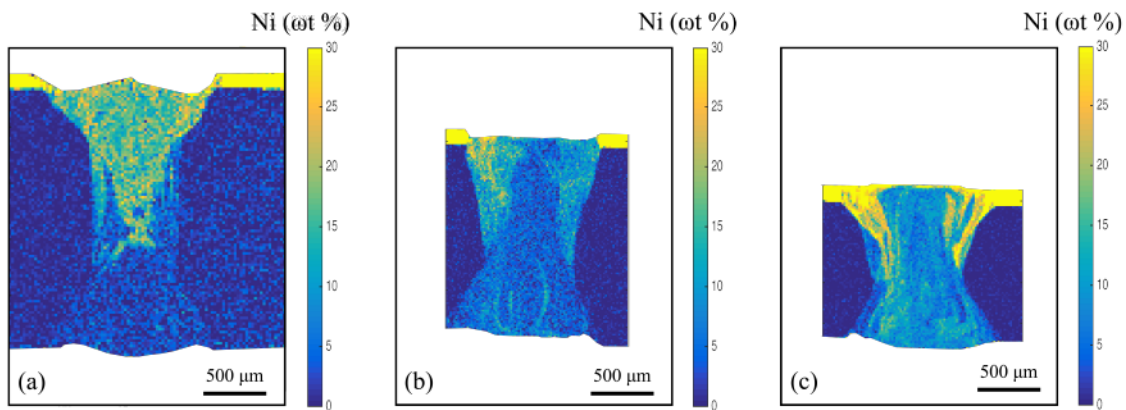


FIGURE 2.15 – Fraction massique en nickel dans des cordons de soudure de différentes épaisseurs : (a) - 2 mm, (b) - 1,5 mm et (c) - 1 mm [$P = 6 \text{ kW}$ et $V_s = 6 \text{ m/min}$]

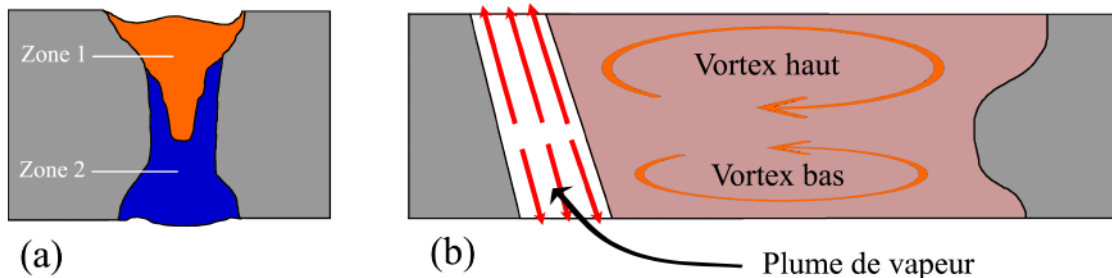


FIGURE 2.16 – Mise en évidence de zones particulières dans le cordon de soudure pour les tôles de « fortes épaisseurs » (a) et les écoulements volumiques associés (b)

2.3.4 Conclusion

Ces études expérimentales avec le nickel en tant que traceur chimique nous ont permis de mettre en évidence certains écoulements dans le bain de métal liquide. Au moins deux écoulements semblent se développer. Un premier qui s'initie sur la surface supérieure du bain liquide et qui plonge dans la matière au niveau de l'interface entre la matière à l'état solide et liquide et un second écoulement formant un tourbillon de grande dimension dans l'épaisseur du bain. Ce vortex est entretenu en majeure partie par l'éjection à très haute vitesse de la plume de vapeur qui génère d'importantes contraintes de cisaillement à l'interface entre le fluide et la vapeur métallique. Dans le cas des fortes épaisseurs, cet important vortex qui se forme dans l'épaisseur se divise en deux, un en haut et l'autre en bas du bain liquide.

En conséquence des très hautes vitesses de refroidissement, tout indique que le transport convectif est le phénomène prépondérant sur le mélange des espèces chimiques dans le cordon de soudure. La compréhension et la connaissance des mouvements hydrodynamiques dans le bain métallique sont essentielles pour interpréter le transport des espèces chimiques dans ce dernier.

2.4 Analyses des écoulements volumiques lors du raboutage laser d'aciers dissimilaires

La soudabilité entre aciers de nature différente est principalement déterminée par la métallurgie du joint soudé. La métallurgie des assemblages hétérogènes est en effet très dépendante des paramètres

opérateurs utilisés. La difficulté de ce type d'assemblage réside principalement dans la différence des propriétés thermophysiques (conductivité thermique, température de fusion, etc.). L'assemblage par faisceau laser, qui permet d'obtenir une très importante densité d'énergie, s'avère être un procédé de soudage plus adapté aux assemblages hétérogènes que les procédés conventionnels. En effet, les fortes densités d'énergie et les vitesses d'exécution élevées réduisent considérablement l'échauffement des pièces soudées par rapport au soudage à l'arc ou plasma et de ce fait, réduisent les déformations. De plus, grâce à la précision du faisceau laser, il est possible d'adapter la composition chimique de la zone fondue par fusion contrôlée.

Le but des études expérimentales suivantes est de comprendre les influences des paramètres opératoires du soudage laser (puissance du faisceau laser, vitesse de soudage et position du faisceau laser par rapport au plan de joint) sur :

- la géométrie du joint soudé,
- la composition chimique de la soudure,
- les propriétés mécaniques de l'assemblage.

2.4.1 Soudage d'un acier Dual Phase (DP) avec un acier austénitique riche en manganèse (TWIP)

Afin de satisfaire aux réglementations de sécurité et d'environnement toujours plus sévères, les constructeurs automobiles ont identifié l'allègement des structures comme un des facteurs clés de réussite pour le développement de leurs nouveaux véhicules. L'assemblage hétérogène d'un acier DP et d'un acier TWIP permet de satisfaire à cet objectif.

2.4.2 Les conditions opératoires du soudage dissimilaire DP/TWIP

Les paramètres opératoires pour le soudage laser continu en configuration bord à bord sont :

- la puissance du faisceau laser P (kW),
- la vitesse de soudage V_s (m/min),
- le diamètre de la tache focale ϕ (μm),
- la position du faisceau laser par rapport au plan de joint $Offset$ (μm).

Deux séries d'essais ont été réalisées pour étudier l'impact des variations des paramètres sur les propriétés du joint soudé. Dans la première série, la variation de la position du faisceau laser par rapport au plan de joint est analysée. Dans la deuxième série de tests, c'est la vitesse de soudage qui est étudiée. Le but est de comprendre l'influence de la vitesse de soudage et la position du faisceau laser sur la composition chimique et l'homogénéité de la zone fondue. La liste des paramètres opératoires est disponible dans la Table 2.5. L'étude a été effectuée sur l'assemblage d'un acier Dual Phase avec un acier austénitique riche en manganèse (TWIP), d'épaisseur $1,5\text{ mm}$. Les soudures ont été obtenues avec le laser Trumpf 6002. Toutes les soudures sont réalisées avec un couple de paramètres (P, V_s) garantissant un soudage débouchant dans les limites des capacités machine. Le diamètre de la tache focale est de $600\ \mu m$, et l'argon est le gaz de protection utilisé pour l'ensemble des soudures.

2.4.3 La géométrie des soudures

2.4.3.1 Variation de la position du faisceau laser

Les soudures W_{A1} et W_{A5} présentent les cas limites où le faisceau laser interagit avec un seul des matériaux. Le faisceau laser est décalé par rapport au plan de joint de sorte que le capillaire de vapeur ne se forme que dans un seul des deux matériaux. La jonction entre les deux matériaux résulte uniquement de la fusion du second matériau par le transport de chaleur au travers du bain liquide, on parlera de cas extrêmes de « soudage » (Figure 2.17). Malheureusement, il est fréquent d'observer un manque de fusion le long des soudures W_{A1} et W_{A5} . Les résultats peu répétables pour ces deux configurations de « soudage » deviennent alors difficilement exploitables. Dans le cadre de ce travail, ces soudures ne

TABLE 2.5 – Conditions opératoires des assemblages TWIP/DP

| N° | Puissance (kW) | Vitesse de soudage V_s (m/min) | Offset (μm) |
|---|----------------|----------------------------------|------------------------------|
| Variation de la position du faisceau laser | | | |
| W_{A1} | 4 | 6 | 500 μm sur l'acier TWIP |
| W_{A2} | 4 | 6 | 200 μm sur l'acier TWIP |
| W_{A3} | 4 | 6 | centré sur plan de joint |
| W_{A4} | 4 | 6 | 200 μm sur l'acier DP |
| W_{A5} | 4 | 6 | 500 μm sur l'acier DP |
| Variation de la vitesse de soudage | | | |
| W_{B1} | 4 | 4 | centré sur plan de joint |
| W_{B2} | 4 | 6 | centré sur plan de joint |
| W_{B3} | 4 | 8 | centré sur plan de joint |
| W_{B4} | 6 | 8 | centré sur plan de joint |
| W_{B5} | 6 | 10 | centré sur plan de joint |
| W_{B6} | 6 | 12 | centré sur plan de joint |

seront exploitées que partiellement, car elles ne rentrent pas dans le cahier des charges d'ArcelorMittal.

Pour les soudures W_{A2} , W_{A3} et W_{A4} , un décalage du faisceau laser inférieur à 250 μm de part et d'autre du plan de joint garantit une fusion totale des deux aciers le long du plan de joint. Du fait de la différence de propriétés thermophysiques des matériaux assemblés, les joints soudés ont généralement un aspect asymétrique (Figure 2.18). Cette dissymétrie peut être quantifiée par l'analyse des surfaces fondues de part et d'autre du plan de joint (Table 2.6). Dans le cas de soudures symétriques, le ratio de matière fondue TWIP/DP devrait être de 50/50 pour la soudure W_{A3} où le faisceau laser était centré sur le plan de joint. Pour l'ensemble des soudures entre un acier TWIP et un acier DP, une plus grande quantité d'acier TWIP est fondue. Cela s'explique en partie par un point de fusion plus bas pour l'acier TWIP. Le point de fusion de l'acier TWIP est environ 150 K plus bas que celui de l'acier DP.

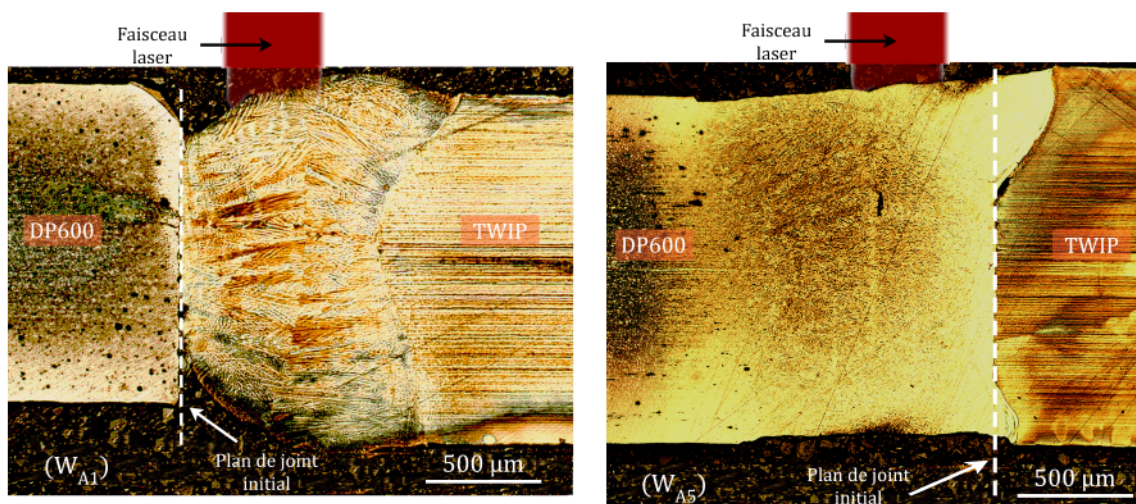


FIGURE 2.17 – Profils du bain fondu pour les cas extrêmes W_{A1} et W_{A5} (attaque Nital)

Pour étudier l'influence des paramètres opératoires sur la largeur des cordons de soudure, trois dimensions caractéristiques (en haut, au milieu et en bas du cordon de soudure) ont été définies (Figure 2.19 - a). La mesure des largeurs des joints soudés sur ces trois lignes montre une évolution

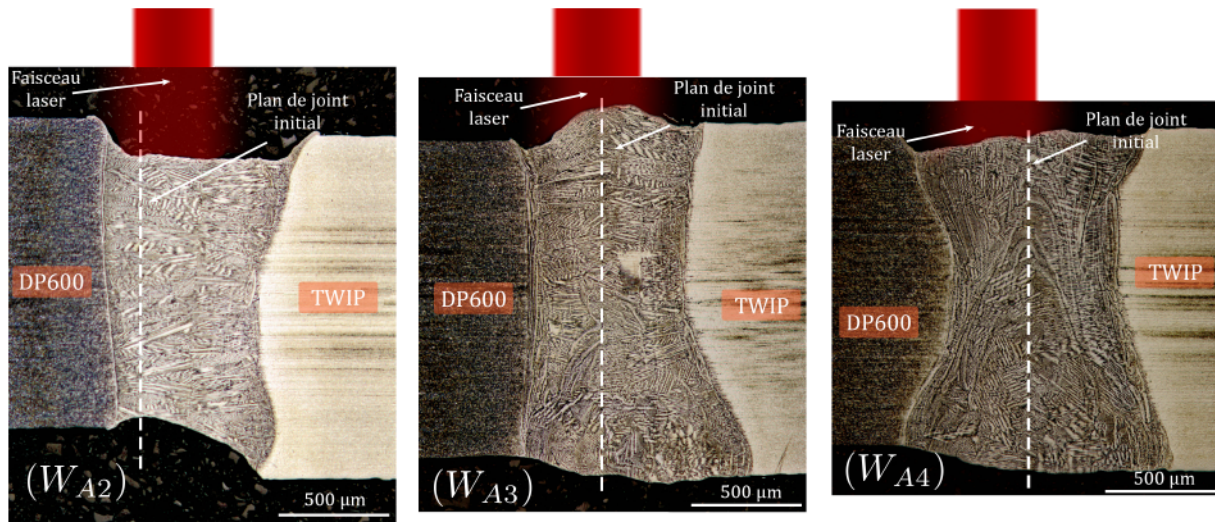


FIGURE 2.18 – Profils du bain fondu pour les joints hétérogènes W_{A2} , W_{A3} et W_{A4} (attaque Bechet-Beaujard)

TABLE 2.6 – Dissymétrie de la zone fondue des assemblages TWIP/DP

| N° | Surface fondue [TWIP/DP] en % |
|----------|-------------------------------|
| W_{A2} | [88/12] |
| W_{A3} | [62/38] |
| W_{A4} | [50/50] |

de ces grandeurs en fonction de la position du faisceau laser (Figure 2.19 - b) :

- Le cordon de soudure présente un élargissement du joint soudé côtés endroit et envers. Cette géométrie en forme de sablier résulte de l'éjection de la vapeur métallique du capillaire et de la convection de Marangoni.
- Sur l'ensemble des joints soudés, la largeur la plus importante est obtenue en face envers. Une distribution non uniforme de l'énergie du faisceau laser dans le capillaire de vapeur pourrait expliquer ce résultat. En effet, les multi-réflexions du faisceau laser pourraient être responsables d'un chauffage plus important dans le bas du bain liquide.
- Les cordons de soudure les plus larges sont ceux des configurations W_{A1} et W_{A5} qui ont été réalisés avec les décalages du faisceau laser les plus importants par rapport au plan de joint. Le décalage de $500 \mu m$ opéré pour ces soudures, est assez grand pour garantir la formation du capillaire de vapeur dans un seul des matériaux de base. L'absorption de l'énergie du faisceau laser n'est pas la même si le faisceau laser impacte le plan de joint ou la tôle pleine. En effet, l'absorption de l'énergie laser le long du plan de joint dépend fortement de l'accostage des deux tôles, un gap nul entre les deux tôles à assembler ne pouvant pas être garanti. Pour les assemblages W_{A1} et W_{A5} , les largeurs de joint observées correspondent plus à celles obtenues dans le cas d'une ligne de fusion plutôt qu'à celles obtenues dans la configuration de soudage bord à bord.
- La configuration de soudage W_{A2} présente un cordon moins large que celui de la configuration W_{A4} . La différence de température entre le point de fusion de l'acier TWIP et de l'acier DP (environ $150 K$) ainsi que les différences de propriétés thermophysiques, particulièrement la conductivité thermique, expliquent la variation observée sur la géométrie du joint soudé entre ces deux configurations de soudage bord à bord.

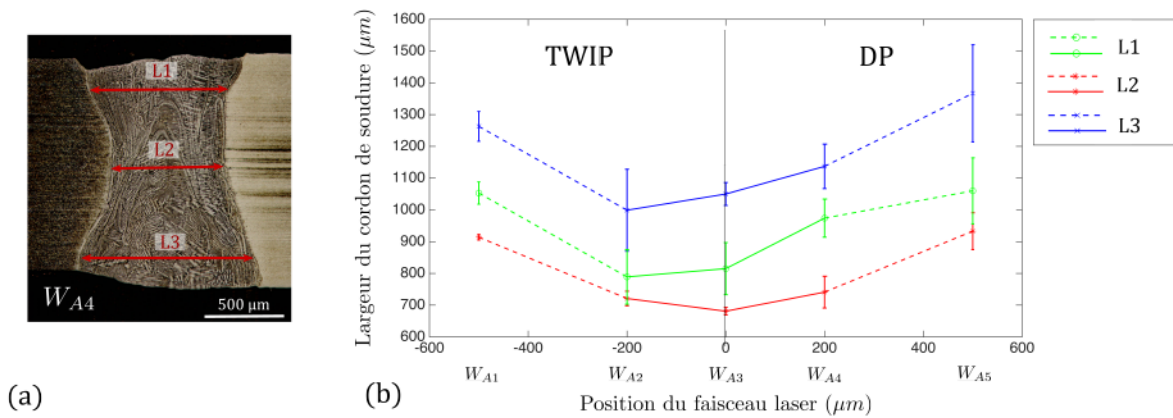


FIGURE 2.19 – Dimensions caractéristiques d'un cordon de soudure (a) et évolution de la largeur des joints soudés fonction de la position du faisceau laser (b) (- - - « cas extrêmes »)

2.4.3.2 Variation de la vitesse de soudage

La vitesse de soudage est un paramètre qui influe énormément sur le régime d'écoulement dans le bain de métal fondu. Ces différents régimes peuvent conduire à des géométries de joint soudé particulières pour chaque régime. Dans la majorité des cas, augmenter la vitesse de soudage a pour conséquence de diminuer la largeur globale du joint soudé (Figure 2.20). Les soudures W_{B3} et W_{B4} réalisées à 8 m/min et respectivement avec une puissance laser de 4 kW et 6 kW montrent que l'augmentation de la puissance du faisceau laser augmente les dimensions de la soudure. Dans le cas particulier de la soudure W_{B3} , la largeur du cordon en face envers se retrouve fortement diminuée alors que la largeur en milieu de cordon est augmentée par rapport à des vitesses de soudage plus faibles. En effet, au-delà d'une vitesse de soudage de 8 m/min la puissance laser de 4 kW n'est plus suffisante pour assurer un soudage totalement pénétrant. Le capillaire tend à se refermer en face envers (ce qui explique la réduction de la grandeur L3) et la quasi-totalité de la plume de vapeur se trouve éjectée en face endroit (d'où une augmentation des largeurs L2 et L1).

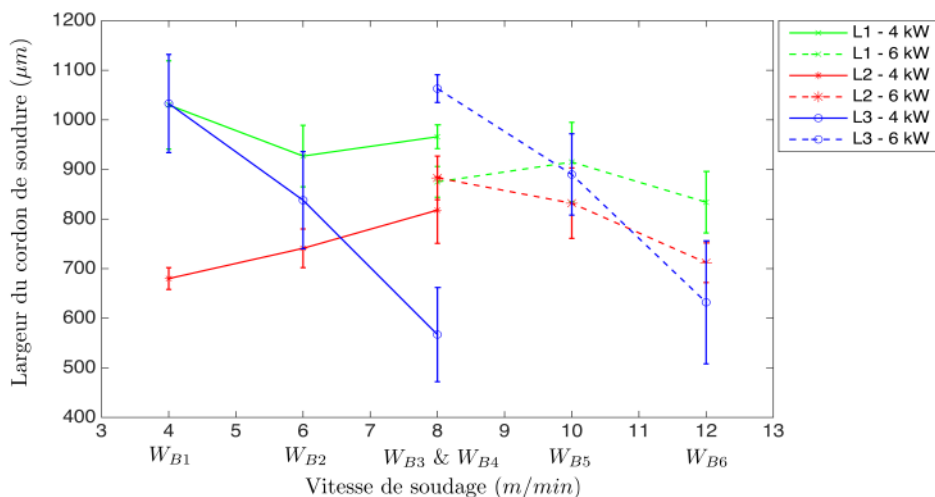


FIGURE 2.20 – Géométrie du cordon de soudure fonction de la vitesse de soudage et de la puissance du laser

2.4.4 Géométrie du capillaire de vapeur

La puissance du laser et la vitesse de soudage forment un couple de paramètres qui jouent un rôle primordial dans la formation du capillaire de vapeur. Grâce aux enregistrements par caméra rapide de

la face endroit lors du soudage laser, il est possible d'extraire des ordres de grandeur pour certaines des dimensions du capillaire de vapeur. Le traitement d'images donne accès à la longueur (parallèle à la direction de soudage) et à la largeur (perpendiculaire à la direction de soudage) de l'ouverture du keyhole en face endroit. Ensuite pour les petits angles θ , il est possible d'estimer l'angle d'inclinaison du front avant du capillaire (Figure 2.21). Les résultats sur les configurations W_{A2} , W_{A3} et W_{A4} où la position du faisceau laser varie par rapport au plan de joint, sont résumés sur la Figure 2.22 :

- L'ouverture du capillaire en face endroit est jusqu'à 30 % supérieure au diamètre de la tache focale ($\phi \approx 600 \mu m$). C'était un résultat attendu avec une source de chaleur de type « Top Hat ».
- L'ouverture du capillaire la plus petite et l'inclinaison du capillaire la plus importante sont trouvées pour la soudure W_{A2} où le faisceau laser est décalé de $200 \mu m$ sur l'acier TWIP. Un coefficient d'absorption de l'énergie laser plus faible pour l'acier TWIP pourrait expliquer ce résultat. En effet, une énergie absorbée moindre signifie une plus faible quantité de matière vaporisée. L'élargissement en face endroit par la plume de vapeur métallique se retrouve alors réduit et l'énergie laser arrivant sur le front avant du capillaire n'est plus suffisante pour le redresser comme dans les deux autres configurations W_{A3} et W_{A4} .

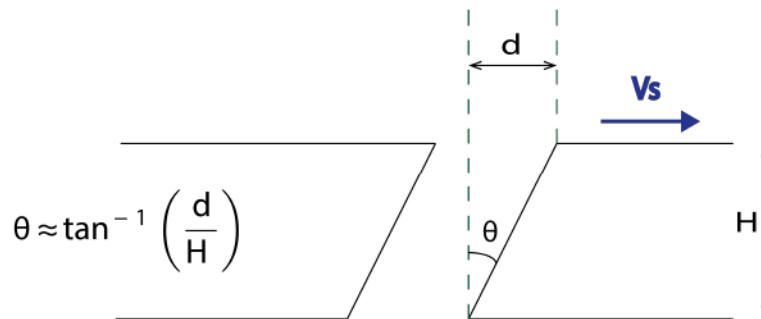


FIGURE 2.21 – Méthode de la mesure de l'angle d'inclinaison du capillaire

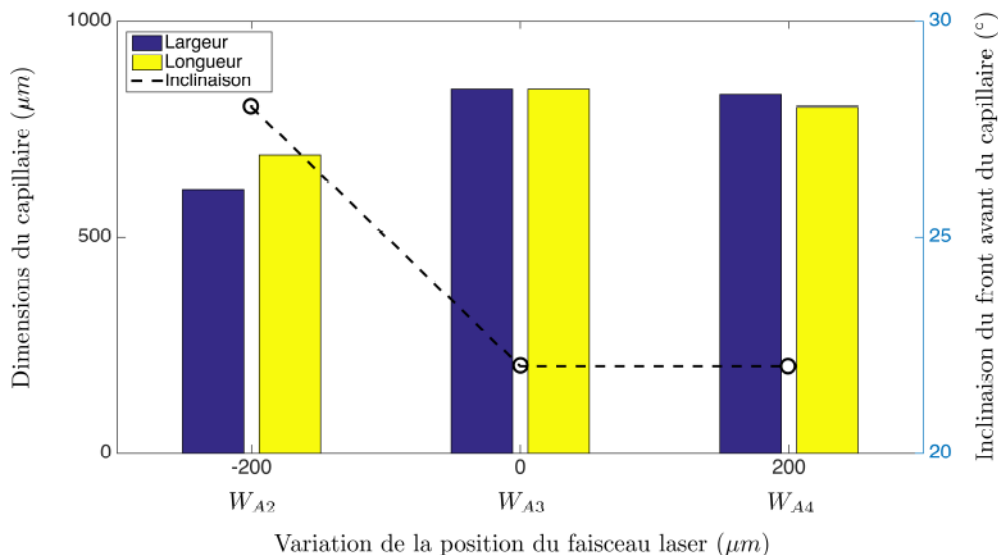


FIGURE 2.22 – Grandeurs caractéristiques du capillaire en fonction de la position du faisceau laser par rapport au plan de joint

2.4.5 La composition chimique des soudures

La composition chimique des joints soudés entre aciers de nature différente résulte de la distribution spatiale des éléments d'alliage lors du soudage. Cette distribution spatiale donne des informations

sur les mécanismes de mélange dans le bain de métal liquide. L'analyse par Energie Dispersive de rayons X (EDX) permet de cartographier la composition chimique de la zone fondue et l'analyse cristallographique par rayons X permet l'identification des phases en présence.

2.4.5.1 Variation de la position du faisceau laser

Les aciers TWIP sont des aciers à haute teneur en manganèse. La nuance X-IP 1000 qui a été utilisée présente une fraction massique en manganèse d'environ 22 wt%. Dans l'ensemble des analyses de composition chimique, l'hypothèse que tous les éléments d'alliage se transportent de la même façon a été prise. Ainsi, seul l'élément manganèse est observé. Les cartographies EDX permettent une analyse quantitative de la teneur des différents éléments chimiques à différentes échelles : à l'échelle de la soudure dans son intégralité (Figure 2.23) ou à l'échelle microscopique. Les cartographies en niveaux d'intensité donnent des informations sur la répartition du manganèse dans la soudure :

- Les soudures W_{A2} et W_{A3} montrent un cordon de soudure homogène en manganèse alors que la soudure W_{A4} est plus riche en manganèse dans la moitié inférieure du joint soudé. La position du faisceau laser par rapport au plan de joint a un impact sur le régime d'écoulement dans le bain de métal liquide et donc sur le mélange dans le joint soudé.
- Comme déjà montrées dans le paragraphe 2.4.3.1, les propriétés thermophysiques différentes entre les deux matériaux changent la géométrie du cordon de soudure. Le rapport de dilution entre les matériaux dépend de la position du faisceau laser. Les 88% de TWIP fondu trouvés pour la soudure W_{A2} par l'analyse de la position finale du joint soudé sont en bon accord avec le mapping EDX (Figure 2.23) qui montre une teneur en manganèse dans le joint soudé proche de la teneur en manganèse du TWIP.

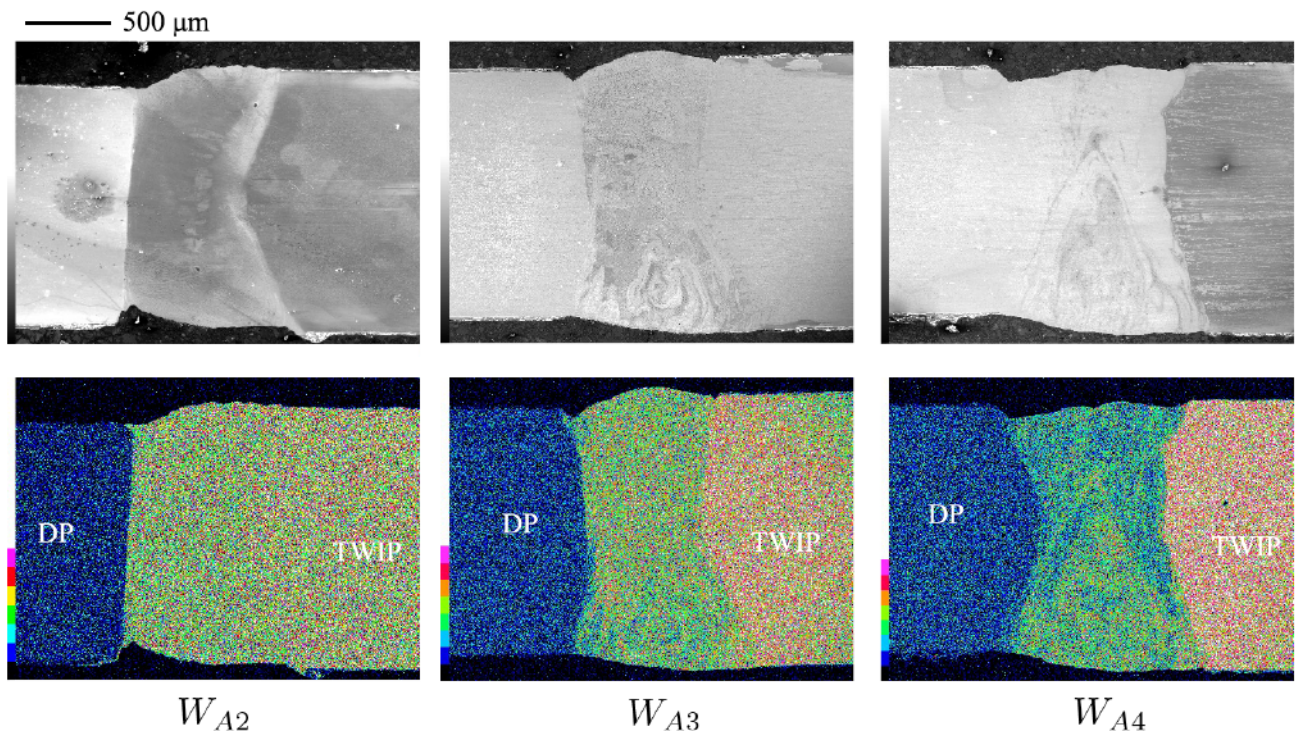


FIGURE 2.23 – Microscopie à balayage électronique (haut) et mapping EDX de l'élément Mn (bas) des soudures W_{A2} , W_{A3} et W_{A4} (offset 200 μm sur TWIP ; laser centré sur plan de joint ; offset 200 μm sur DP)

Une analyse approfondie de la teneur en manganèse dans le joint soudé W_{A4} montre par exemple l'existence de zones localement appauvries ou enrichies en manganèse (Figure 2.24). Dans l'épaisseur des tôles, à mi-hauteur, il est observé un enrichissement en manganèse. Ces hétérogénéités en composition chimique dans le cordon de soudure génèrent des gradients importants au niveau des propriétés

mécaniques du joint soudé ce qui aura pour conséquence de nuire à la tenue mécanique globale du joint soudé. Les conditions opératoires de soudage menant à des cordons de soudure hétérogènes seront dans la plupart des cas à proscrire (Paragraphe 2.4.6).

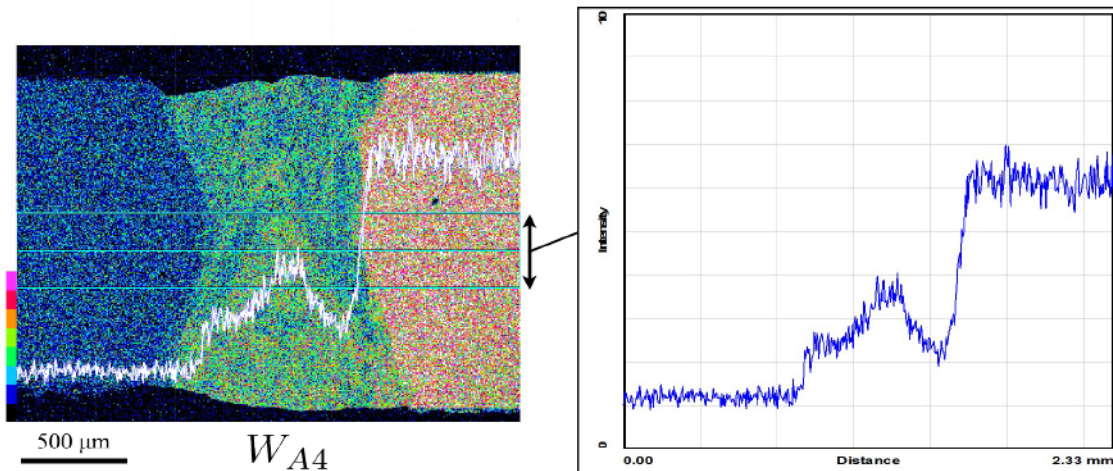


FIGURE 2.24 – Mesure de l'intensité du signal manganèse dans une bande au milieu du joint soudé W_{A4}

2.4.5.2 Variation de la vitesse de soudage

En 2010, Fabbro [4] prouve expérimentalement l'existence de différents régimes d'écoulement dans le bain liquide en fonction de la vitesse de soudage. Ces différents régimes se différencient par un keyhole qui prend des formes différentes avec des fluctuations plus ou moins importantes et un écoulement dans le bain liquide plus ou moins turbulent. Il existe également des régimes d'écoulement périodiques. Dans notre cas, pour le couple de matériaux assemblé, les joints soudés présentent une composition hétérogène pour une vitesse de soudage supérieure à 10 m/min (Figure 2.25). Pour des vitesses de soudage supérieures à 10 m/min , l'écoulement devient fortement instationnaire et les macrographies le long du joint soudé sont très différentes les unes des autres. Des structures de solidification particulières apparaissent et disparaissent le long de la soudure. Les fortes discontinuités dans la composition chimique du joint soudé s'observent dans la majorité des cas à l'interface entre la soudure et le matériau de base. La température du fluide étant plus faible proche du matériau non fondu, le liquide voit sa viscosité dynamique augmenter et le régime d'écoulement tend à nouveau vers un régime laminaire. La vitesse de soudage a de plus une action non négligeable sur la vitesse de refroidissement du bain liquide. Le mélange dans le bain liquide est alors fonction du régime local d'écoulement dans le bain liquide et du cycle thermique.

2.4.6 Les propriétés mécaniques des soudures

Des caractérisations de microdureté et de résistance mécanique des joints ont été réalisées pour comprendre les facteurs qui influencent la ténacité de la soudure et la formation du mélange.

2.4.6.1 Microdureté

Dans le cas de l'étude des soudures W_{A2} , W_{A3} et W_{A4} , nous étudions l'impact de la position du faisceau laser sur les propriétés du joint. Les mesures de microdureté permettent de repérer la présence éventuelle des composants fragiles dans la zone fondue. La variation de dureté sur le plan transversal (Figure 2.26) met en évidence une zone fondue relativement homogène pour les trois soudures. Nous observons deux types de résultats sur la filiation de dureté (Figure 2.26) :

- Les soudures W_{A2} et W_{A3} ont une dureté proche de l'acier TWIP. Ce résultat montre que les phases présentes dans le cordon de soudure sont proches de celles de l'acier TWIP. Les

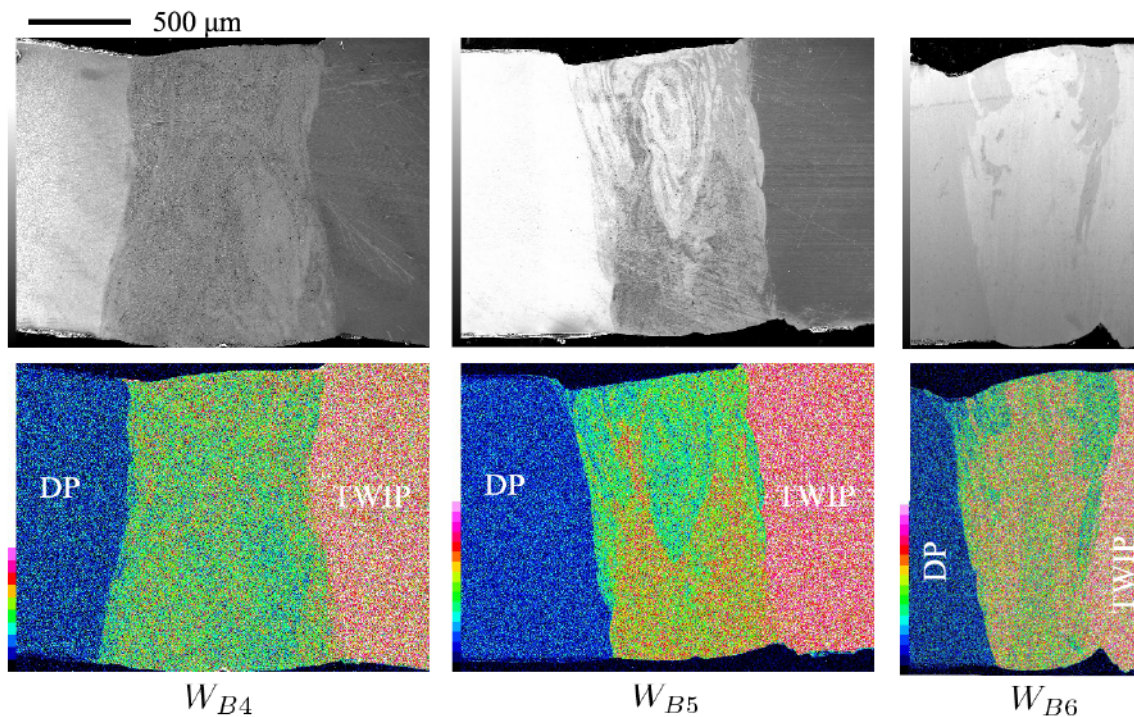


FIGURE 2.25 – Macrographies transversales obtenues par microscopie électronique à balayage (haut) et mapping EDX de l'élément Mn (bas) des soudures W_{B4} , W_{B5} et W_{B6} (8, 10 et 12 m/min)

soudures ont alors, dans ces deux configurations, principalement une structure austénitique et non martensitique.

- La soudure W_{A4} où le faisceau laser est décalé de 200 μm sur le DP, présente une dureté dans la zone fondue deux fois plus élevée que la dureté mesurée dans les soudures W_{A2} et W_{A3} . Une phase très dure se forme en grande quantité dans cette configuration. C'est-à-dire qu'une phase dure se forme lorsque la teneur en manganèse dans la soudure est inférieure à une certaine valeur. Pour cette soudure, la fraction massique moyenne en manganèse est estimée à 12 $wt\%$.

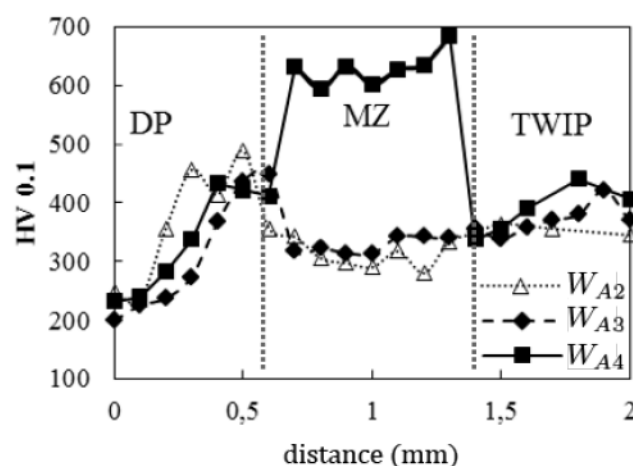


FIGURE 2.26 – Filiations de dureté transversales pour différentes positions du faisceau laser

Au contraire, les duretés mesurées dans le plan transversal des soudures W_B (Figure 2.27) montrent une hétérogénéité dans ces joints soudés. La dureté mesurée dans la zone fondue oscille entre la dureté de l'acier TWIP et deux fois cette valeur (300 à 600 $HV_{0.1}$). Un lien entre la composition chimique et la dureté du joint soudé apparaît. Des phases très dures se forment dans les zones pauvres en manganèse.

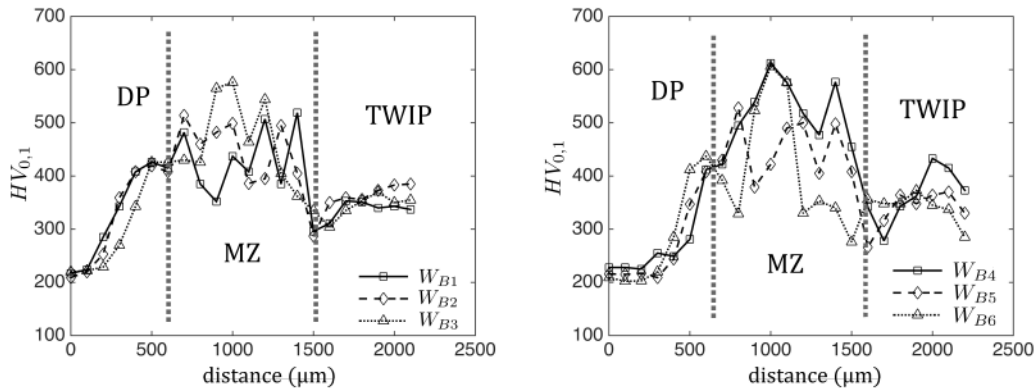


FIGURE 2.27 – Filiations de dureté transversales pour différentes vitesses d’avance du laser

2.4.6.2 Les essais de traction

Dans le cas des soudures hétérogènes, un premier objectif de satisfaction est de toujours obtenir une rupture dans l’un des matériaux de base. Un second objectif est de déterminer les conditions opératoires pour lesquelles la limite à rupture Rm est maximale.

Les résultats des essais de traction sur les soudures réalisées entre un acier Dual Phase et un acier TWIP avec les différents paramètres de soudage (position du faisceau laser et vitesse de soudage) sont présentés dans la Table 2.7. Pour toutes les modalités opératoires, au moins une éprouvette de traction présente une rupture dans la zone fondue (ZF). Aucun ensemble de paramètres ne garantit une rupture dans un des matériaux de base loin de la zone fondue comme le demande le cahier des charges des constructeurs automobiles. Dans le cas de l’assemblage hétérogène DP 600/X-IP 1000, lorsque la rupture est obtenue dans un des matériaux de base, c’est dans tous les cas dans le DP 600 car sa limite de résistance à la rupture ($Rm = 600 \text{ MPa}$) est plus faible que celle du X-IP 1000 ($Rm = 1000 \text{ MPa}$). Enfin, nous n’avons pas observé de rupture dans la Zone Affectée Thermiquement (ZAT).

Il est possible de montrer que la résistance à rupture des joints soudés est fonction de la position du faisceau laser et de la vitesse de soudage. Excepté pour les soudures W_{A1} et W_{A5} où la liaison présente un manque de fusion, la résistance à rupture est maximale lorsque le faisceau laser est décalé vers l’acier TWIP et minimale au contraire lorsque le faisceau laser est positionné vers l’acier DP (Figure 2.28). Le rapport de dilution des deux aciers dans le cordon de soudure joue donc un rôle sur la tenue mécanique de la soudure. Ensuite, la résistance mécanique des soudures diminue lorsque la vitesse de soudage augmente (Figure 2.29). Un écoulement de plus en plus instable dans le bain liquide et des vitesses de refroidissement accrues pourraient expliquer ce résultat. La formation de phases métallurgiques différentes selon les conditions opératoires est une piste intéressante pour définir un critère sur la qualité d’un joint soudé.

2.4.6.3 Les phases métallurgiques dans le joint soudé

Avec une teneur en manganèse de plus de 22 wt % et 0,6 wt % en carbone, la phase austénitique est entièrement stabilisée dans les aciers TWIP. Ce sont donc des aciers 100 % austénitiques. L’acier Dual Phase 600 est un acier ferrito-martensitique avec environ 10 % de martensite afin d’atteindre la résistance mécanique à rupture de 600 MPa. La présence des différentes phases a été vérifiée dans les matériaux de base par une analyse aux rayons X (Figure 2.30). Plusieurs pics correspondant à l’austénite sont visibles pour l’acier TWIP mais dans le cas de l’acier Dual Phase, les pics permettant d’identifier la phase ferritique et la phase martensitique sont confondus.

Considérant les hautes vitesses de refroidissement lors du soudage laser, l’hypothèse que les soudures laser ont une structure trempée a été admise et le diagramme métastable (Figure 2.31 - a)

TABLE 2.7 – Résultats des essais de traction pour les assemblages TWIP/DP

| N° | P (kW) | V _s (m/min) | Offset | Rm 1 (MPa) | Rm 2 (MPa) | Rm moyen (MPa) | Lieu de la rupture |
|---|--------|------------------------|--------------------------|------------|------------|----------------|--------------------|
| Variation de la position du faisceau laser | | | | | | | |
| W _{A1} | 4 | 6 | 500 μm sur l'acier TWIP | 173 | - | 173 | Interface DP/ZF |
| W _{A2} | 4 | 6 | 200 μm sur l'acier TWIP | 631 | 629 | 630 | DP et ZF |
| W _{A3} | 4 | 6 | centré sur plan de joint | 470 | 560 | 515 | ZF et DP |
| W _{A4} | 4 | 6 | 200 μm sur l'acier DP | 492 | 454 | 473 | ZF |
| W _{A5} | 4 | 6 | 500 μm sur l'acier DP | 622 | 588 | 605 | DP et ZF |
| Variation de la vitesse de soudage | | | | | | | |
| W _{B1} | 4 | 4 | centré sur plan de joint | 590 | 646 | 618 | ZF et DP |
| W _{B2} | 4 | 6 | centré sur plan de joint | 470 | 560 | 515 | ZF et DP |
| W _{B3} | 4 | 8 | centré sur plan de joint | 520 | 617 | 568 | ZF |
| W _{B4} | 6 | 8 | centré sur plan de joint | 484 | 600 | 542 | ZF |
| W _{B5} | 6 | 10 | centré sur plan de joint | 525 | 443 | 484 | ZF |
| W _{B6} | 6 | 12 | centré sur plan de joint | 315 | 542 | 428 | ZF |

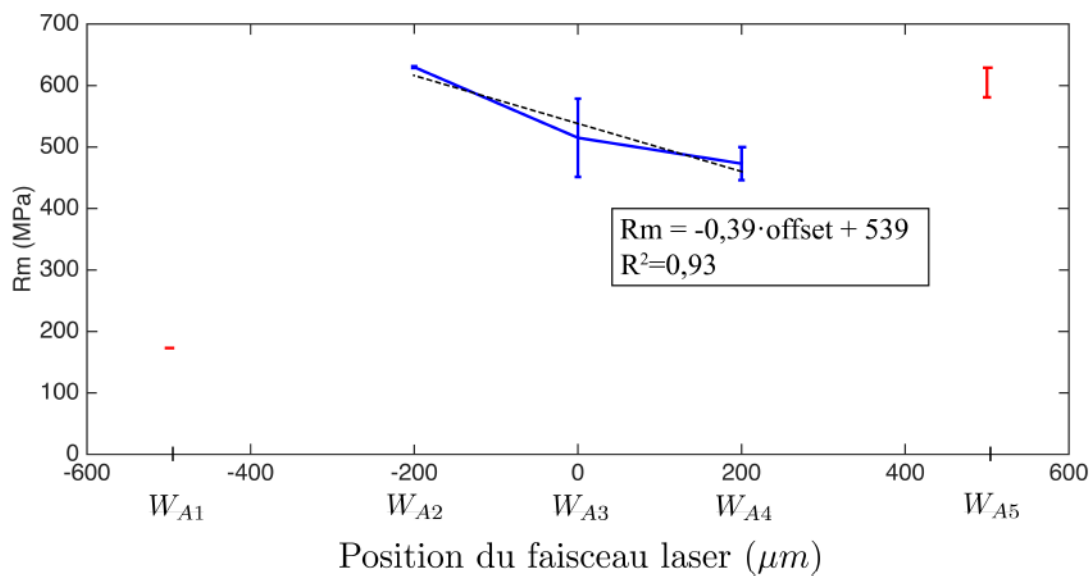


FIGURE 2.28 – Résistance maximale à la rupture des soudures entre aciers TWIP et DP réalisées pour différentes positions du faisceau laser (rouge : manque fusion)

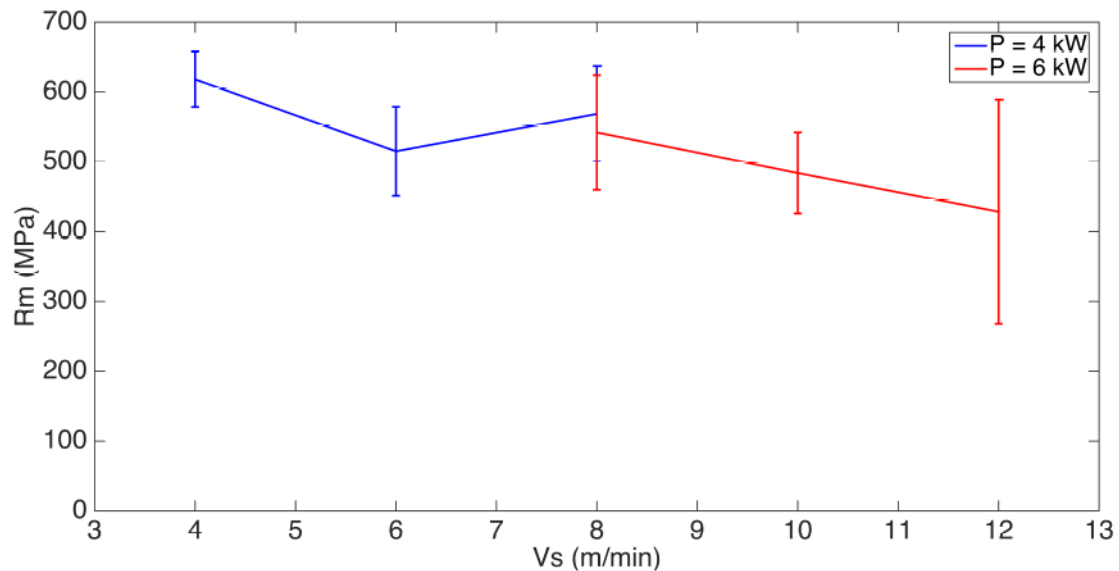


FIGURE 2.29 – Résistance maximale à la rupture des soudures entre aciers TWIP et DP réalisées à différentes vitesses de soudage

présenté par Schumann [79] peut être utilisé afin de lier la composition chimique du joint soudé avec les phases métallurgiques qui se forment lors de la solidification du bain liquide. Trois phases peuvent coexister : l'austénite stable à température ambiante, la martensite ε et la martensite α' . La martensite ε est une phase hexagonale compacte dont les paramètres de maille à température ambiante sont $a = 0,2538 \text{ nm}$ et $c = 0,4080 \text{ nm}$ et la martensite α' est de structure tétragonale centrée, quasiment cubique centrée, dont le paramètre de maille varie avec la teneur en carbone de $0,287 \text{ nm}$ à $0,300 \text{ nm}$ [80]. Des analyses DRX ont été réalisées dans le but de comparer les résultats expérimentaux avec les résultats théoriques obtenus à partir du diagramme métastable Fe-Mn-C présenté par Schumann (Figure 2.31) :

- Les résultats obtenus pour la soudure W_{A2} sont en bon accord avec la théorie du diagramme de Schumann. La soudure W_{A2} présente une structure presque entièrement austénitique. Il est possible de voir expérimentalement sur l'analyse DRX de la soudure W_{A2} des pics montrant la présence de martensite ε et α' mais, en niveau d'intensité, les pics caractéristiques de l'austénite sont bien plus importants. Les pics observés pour la martensite ont deux origines possibles : les erreurs de mesure ou la présence d'autres éléments d'alliage dans l'acier, qui ne sont pas pris en compte dans le diagramme de Schumann et qui ne permettent pas de stabiliser 100 % de l'austénite.
- Comme prédit par le diagramme de Schumann, la soudure W_{A3} se compose d'austénite et de martensite ε .
- Enfin, la soudure W_{A4} est majoritairement composée de martensite α' .

Dans le cas des soudures présentant un bon mélange, nous venons de mettre en évidence que le diagramme de Schumann (Figure 2.31 - a) permet une bonne prédiction des phases métallurgiques formées dans les cordons de soudure laser entre un acier TWIP et un acier DP. Il est ainsi possible pour ces cordons ayant une zone fondue homogène de déterminer un critère de qualité concernant le soudage laser.

On peut associer la faible tenue mécanique des joints soudés à la formation de la martensite. En effet, la soudure W_{A2} présentant une structure entièrement austénitique, a la résistance à rupture la plus élevée (Table 2.7). La phase martensitique fragilise le cordon de soudure, mais il est possible d'éviter sa formation lors du soudage laser en maîtrisant le taux de dilution. Par exemple, on obtient une zone fondue riche en carbone et manganèse, qui stabilisent la phase austénitique, quand on décale le faisceau laser du côté de l'acier TWIP.

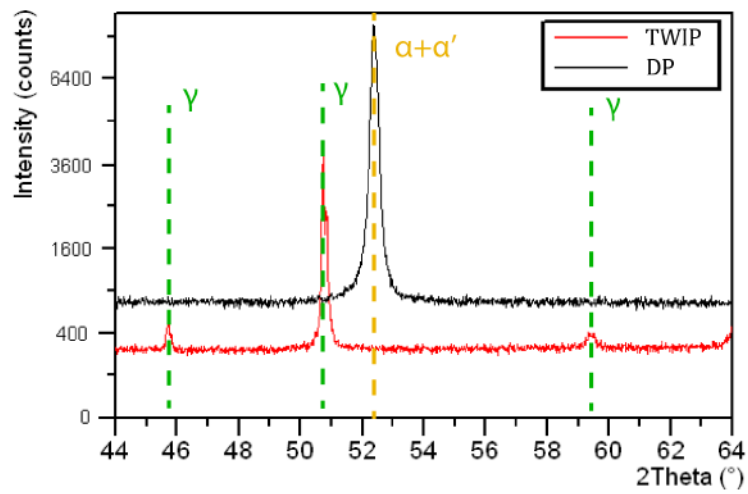


FIGURE 2.30 – Diagramme DRX des matériaux de base

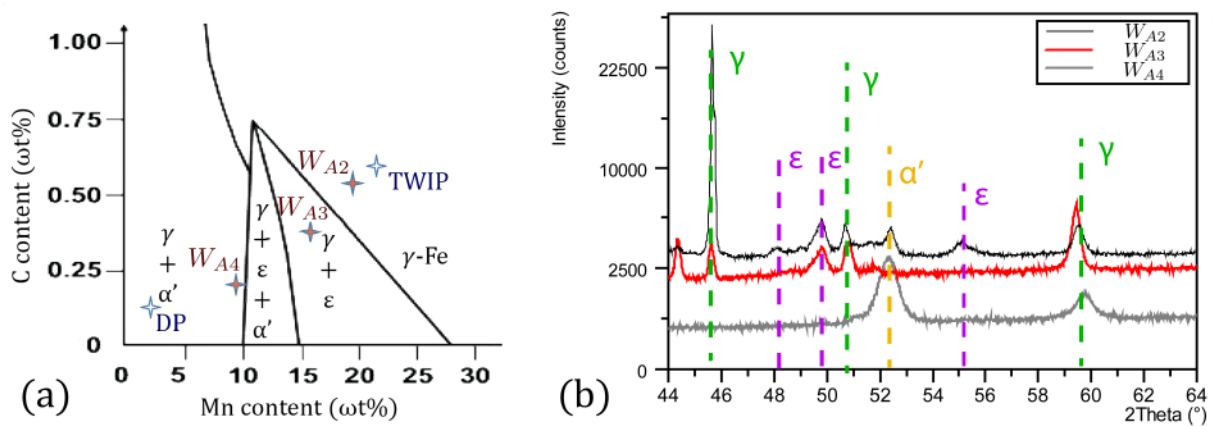


FIGURE 2.31 – Diagramme métastable Fe-Mn-C, trempe de 700 °C à la température ambiante (a) et analyses DRX des soudures W_{A2} , W_{A3} et W_{A4} (b)

2.4.6.4 Fractographie

Le faciès de rupture désigne l'état de surface de la soudure après rupture. L'analyse de cette surface est essentielle pour comprendre comment et pourquoi le matériau s'est rompu. Le faciès de rupture est toujours interprété par une combinaison des caractéristiques du matériau et de ses sollicitations. Dans notre cas, nous étudions uniquement le rôle de la concentration en éléments chimiques (le manganèse particulièrement) pour une sollicitation en traction. L'interprétation d'un faciès de rupture demande une connaissance approfondie de la résistance des matériaux, ainsi que des matériaux étudiés. Cette activité est fondamentale pour comprendre les causes d'une défaillance, mais aussi pour classer et comparer les soudures. Si de bonnes connaissances théoriques sont nécessaires, les moyens d'analyse restent classiques. L'oeil nu et le microscope optique sont généralement suffisants. Dans notre cas, le microscope à balayage électronique s'est avéré très intéressant car capable de réaliser une analyse chimique localisée. Ainsi la mesure grossière de la fraction massique en manganèse sur le faciès de rupture des éprouvettes après traction a permis de mettre en évidence que la résistance à la rupture de la soudure pour cet assemblage est fonction de la concentration des éléments chimiques (Figure 2.32). On observe distinctement la tendance suivante : la résistance mécanique augmente si la fraction massique en manganèse dans la soudure augmente.

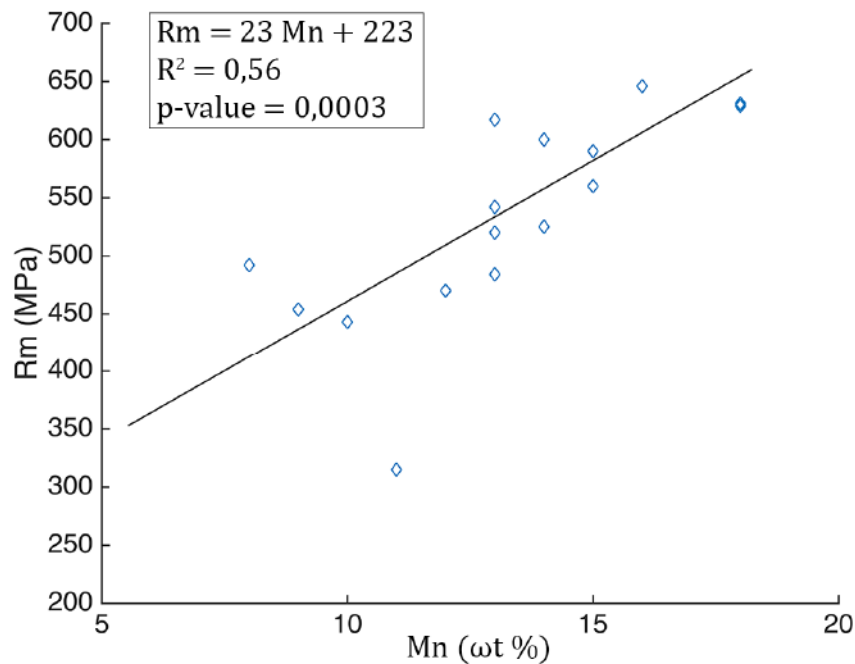


FIGURE 2.32 – Résistance à la rupture fonction de la teneur en manganèse mesurée par sonde EDX sur le faciès de rupture

De façon générale, la rupture présente un faciès fragile lorsque la teneur en manganèse est faible et un faciès ductile quand la teneur en manganèse est suffisante pour stabiliser la phase austénitique (Figure 2.33). Selon la distribution du manganèse dans le cordon de soudure, différentes phases métallurgiques peuvent être formées (austénite, martensite ε et martensite α). Cela mène à des faciès de rupture différents. En analysant le diagramme d'équilibre métastable Fe-Mn-C (Figure 2.31 - a) tout indique que la soudure rompt de manière fragile en présence de martensite α' .

2.4.7 Soudage d'un acier Dual Phase (DP) avec un acier à moyenne teneur en manganèse

Une nouvelle génération d'aciers emboutissables à froid est actuellement en développement chez ArcelorMittal. Les teneurs en manganèse de ces nouveaux aciers sont plus faibles que celles des aciers

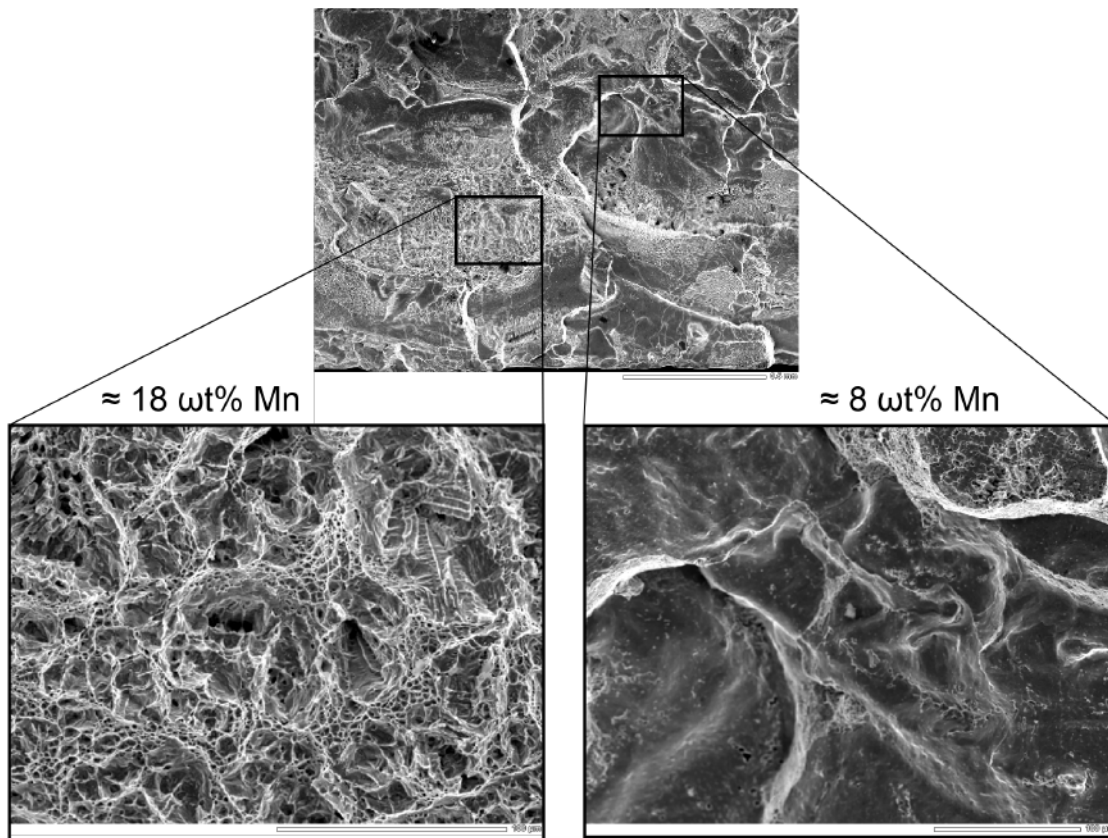


FIGURE 2.33 – Faciès de rupture mixte en fonction de la teneur en manganèse mesurée localement par analyse EDX

TWIP. Néanmoins, les teneurs en manganèse sont suffisamment élevées (supérieure à 4 % en masse) pour modifier significativement les propriétés thermophysiques de ces aciers (Annexe C). La nuance présentée est une coulée synthétique contenant 4 % en masse de manganèse. Cette nuance sera dénommée par la suite « Mn4 ». La différence de composition chimique entre les deux aciers à assembler (DP/Mn4) est beaucoup moins importante que pour le couple DP/TWIP. La différence est de seulement 2 % en masse de manganèse. Selon, les moyens de mesure mis en place, nous observons une distribution du manganèse homogène ou, au contraire, suivant des lignes de ségrégation (Figure 2.34). En effet, les gradients de concentration étant beaucoup plus faibles, il est plus difficile d'en repérer les variations. Ce résultat montre qu'il est important de se poser les bonnes questions : quelle est la précision souhaitée sur la mesure de la concentration massique en manganèse ? Ou encore de quelle précision avons-nous besoin pour valider le modèle numérique ? Nous verrons dans le chapitre suivant que la simulation numérique du soudage laser est encore fortement limitée par les ressources numériques à notre disposition. Le modèle numérique présenté dans ce manuscrit n'est pas capable de représenter la microségrégation observable sur la Figure 2.34 - b, il n'est donc pas utile de gaspiller des ressources expérimentales pour obtenir des résultats dont la précision est trop forte par rapport à celle de la simulation numérique. Néanmoins ce test permet de montrer le niveau de précision atteignable expérimentalement. Lorsque les performances numériques auront suffisamment progressé, il sera intéressant de travailler avec ce niveau de précision.

2.5 Etude des écoulements volumiques à l'intérieur d'un bain de métal fondu formé entre aciers de nature différente et d'épaisseurs différentes

Un flan raboté par laser est un assemblage permettant de mettre la bonne nuance d'acier, au bon endroit et avec l'épaisseur adaptée au besoin local. La soudure peut donc être formée entre aciers de

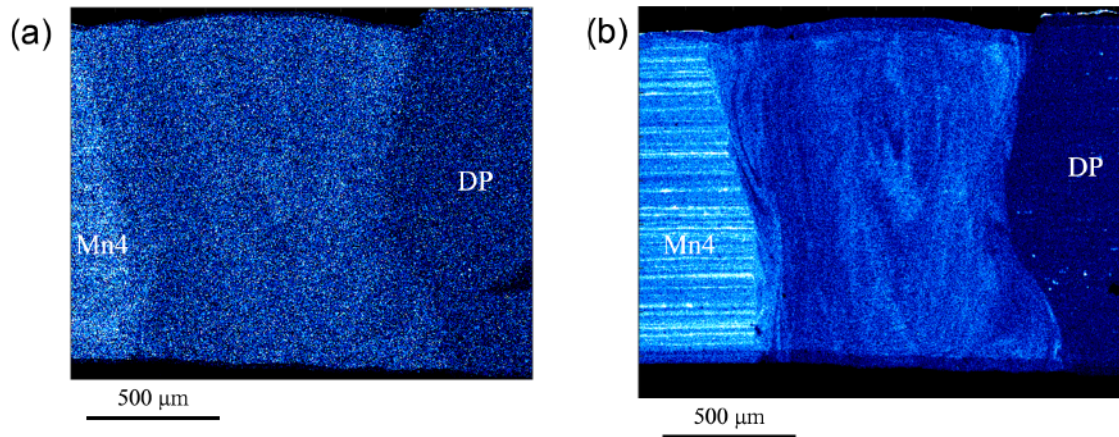


FIGURE 2.34 – Cartographie EDX de l'élément manganèse pour un temps d'acquisition de 1 heure (a) et 16 heures (b) (résolution : 256 x 256 pixels). [$P = 4 \text{ kW}$; $V_S = 8 \text{ m/min}$; faisceau laser centré]

nature différente, mais aussi avec des épaisseurs différentes. Dans cette configuration, le mélange dans le bain liquide se trouve complexifié.

2.5.1 Protocole expérimental

Afin d'étudier l'impact d'un saut d'épaisseur sur le mélange de la matière fondue dans le bain liquide, une série d'essais expérimentaux a été réalisée avec les aciers Dual Phase et TWIP. L'intérêt de ce couple d'acier est de facilement repérer les gradients de concentration en manganèse dans le cordon de soudure car la composition chimique des matériaux de base est très différente. Il s'agit ici de comprendre les phénomènes de mélange et non d'optimiser les performances mécaniques d'un joint soudé. Les essais peuvent être divisés en trois sous-groupes où les tôles ne sont pas de même épaisseur. L'acier TWIP a une épaisseur unique égale à 1,5 mm et les tôles d'aciers Dual phase ont des épaisseurs de 1, 1,5 et 2 mm. La source laser utilisée est la source Trumpf 6001 d'une puissance maximale de 6 kW et la protection gazeuse est de type argon avec un débit volumique d'environ 15 l/min. La Table 2.8 regroupe l'ensemble des paramètres opératoires utilisés pour cette campagne d'essai. Les expérimentations ont été réalisées à énergie linéique de soudage constante. Elle a été prise égale à $E = 36 \text{ J/mm}$ afin d'avoir une puissance maximale de 6 kW pour une vitesse de soudage de 10 m/min.

TABLE 2.8 – Paramètres opératoires pour les soudures avec saut d'épaisseur

| Epaisseur des tôles [DP/TWIP] | V_s (m/min) | P (kW) | Offset de 200 μm sur DP | Position laser centré | Offset de 200 μm sur TWIP |
|-------------------------------|---------------|--------|-------------------------|-----------------------|---------------------------|
| 2 mm/1,5 mm | 4 | 2,4 | W_{D1} | W_{D2} | W_{D3} |
| | 6 | 3,6 | W_{D4} | W_{D5} | W_{D6} |
| | 8 | 4,8 | W_{D7} | W_{D8} | W_{D9} |
| | 10 | 6 | W_{D10} | W_{D11} | W_{D12} |
| 1,5 mm/1,5 mm | 4 | 2,4 | W_{D13} | W_{D14} | W_{D15} |
| | 6 | 3,6 | W_{D16} | W_{D17} | W_{D18} |
| | 8 | 4,8 | W_{D19} | W_{D20} | W_{D21} |
| | 10 | 6 | W_{D22} | W_{D23} | W_{D24} |
| 1 mm/1,5 mm | 4 | 2,4 | W_{D25} | W_{D26} | W_{D27} |
| | 6 | 3,6 | W_{D28} | W_{D29} | W_{D30} |
| | 8 | 4,8 | W_{D31} | W_{D32} | W_{D33} |
| | 10 | 6 | W_{D34} | W_{D35} | W_{D36} |

2.5.2 Teneur massique moyenne en manganèse

Concernant la teneur moyenne en manganèse dans le joint soudé, on observe cette fois-ci encore que le paramètre opératoire le plus important est la position du faisceau laser par rapport au plan de joint car il pilote directement le rapport de dilution entre les deux aciers (Table 2.9). A cause des différences de propriétés thermophysiques entre les deux aciers et, en particulier, le point de fusion plus bas de l'acier TWIP, nous avons déjà observé que le rapport de dilution entre les deux aciers est une fonction complexe dépendant des paramètres de soudage (vitesse d'avance et position du faisceau laser). Des mesures sur un plus grand nombre d'échantillons devraient être réalisées afin de conclure de manière statistique. Cependant, nous observons qu'aux faibles vitesses de soudage, le bain liquide a une forme asymétrique avec un bain liquide qui s'élargit en direction de l'acier TWIP alors qu'il est quasiment symétrique pour les grandes vitesses de soudage.

TABLE 2.9 – Fraction massique moyenne de l'élément manganèse dans la soudure ($\omega t\%$) (DP 1,5 Mn $\omega t\%$ et TWIP 22 Mn $\omega t\%$)

| Epaisseur des tôles [DP/TWIP] | V_s (m/min) | P (kW) | Offset de 200 μm sur DP | Position laser centré | Offset de 200 μm sur TWIP |
|-------------------------------|---------------|--------|------------------------------|-----------------------|--------------------------------|
| 2 mm/1,5 mm | 4 | 2,4 | 7 | 9 | 17 |
| | 6 | 3,6 | 7 | 11 | 17 |
| | 8 | 4,8 | 8 | 14 | 17 |
| | 10 | 6 | 12 | 10 | 15 |
| 1,5 mm/1,5 mm | 4 | 2,4 | 8 | 17 | 18 |
| | 6 | 3,6 | 11 | 15 | 19 |
| | 8 | 4,8 | 9 | 13 | 20 |
| | 10 | 6 | 10 | 12 | 13 |
| 1 mm/1,5 mm | 4 | 2,4 | 10 | 13 | 19 |
| | 6 | 3,6 | 10 | 14 | 18 |
| | 8 | 4,8 | 9 | 10 | 17 |
| | 10 | 6 | 12 | 13 | 18 |

2.5.3 Effondrement de la tôle la plus épaisse

Dans le cas des flans rabotés d'épaisseurs différentes, un autre phénomène apparaît. Un tiers des soudures réalisées avec un saut d'épaisseur présente un effondrement de la matière de la tôle la plus épaisse sur la surface supérieure du bain liquide (Figure 2.35). Par les phénomènes de gravité et de tension de surface, cette matière fondue (ou éventuellement dans un état pâteux) va être déposée en surface du bain liquide et ensuite mélangée. Cependant, le transport convectif dans le bain liquide, qui est le principal moteur de mélange, perd très vite en intensité. Courtois [49] montre que les vitesses d'écoulement sont maximales à proximité du capillaire de vapeur (1 à 2 m/s) mais diminuent très rapidement après une distance caractéristique d'environ deux fois le diamètre du capillaire. Courtois met ainsi en évidence trois zones dans le bain liquide, ce qu'il appelle la partie amont où les vitesses sont les plus élevées, la partie aval où les vitesses sont divisées par deux et le reste du bain liquide où la vitesse du fluide est quasiment nulle (Figure 2.36). Le transport convectif étant directement proportionnel au champ de vitesse, on comprend aisément que si l'effondrement de la matière en surface du bain liquide a lieu au-delà de la zone que Courtois nomme partie amont, la matière n'aura plus assez de temps pour s'homogénéiser à cause des trop faibles mouvements convectifs. Ce phénomène peut avoir d'importantes conséquences sur les propriétés mécaniques du joint soudé qui peuvent dans ce cas présenter un gradient de propriétés dans l'épaisseur.

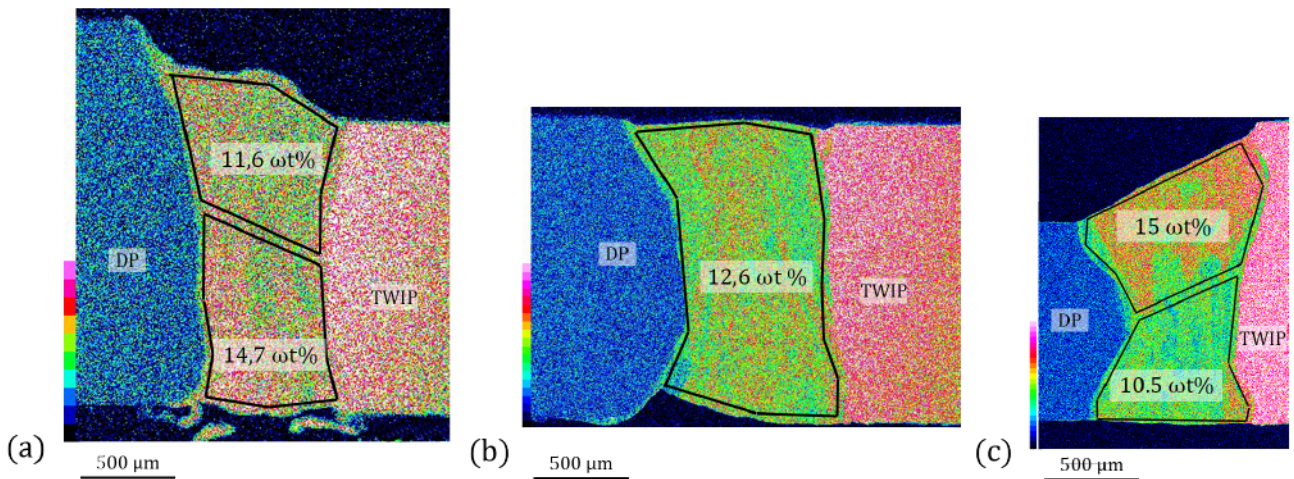


FIGURE 2.35 – Cartographie EDX de l’élément manganèse pour : (a) la soudure W_{D8} (DP 2 mm et TWIP 1,5 mm), (b) la soudure de référence W_{D20} (DP 1,5 mm et TWIP 1,5 mm) et (c) la soudure W_{D26} (DP 1 mm et TWIP 1,5 mm)

2.6 Conclusion

Les études expérimentales précédentes permettent de mettre en évidence les principaux écoulements dans le bain de métal fondu en régime de soudage totalement pénétrant.

Nous avons tout d’abord étudié les écoulements se formant à la surface d’un bain liquide formé par le tir statique d’un faisceau laser sur un acier. La vitesse du fluide en surface est supposée égale à celle des particules d’oxydes que nous pouvons observer. Les vitesses mesurées sont comprises entre 30 et 150 mm/s pour un bain liquide dont le diamètre est d’environ 10 mm. La contribution de ces écoulements surfaciques sur le mélange de matière ne peut être négligée car les vitesses peuvent être du même ordre de grandeur que la vitesse de soudage. Nous avons aussi analysé le sens de ces écoulements surfaciques. Les résultats sont surprenants et inattendus. En effet, nous observons des particules qui s’écoulent de l’extérieur vers l’intérieur du bain liquide alors que ce résultat n’est généralement observé qu’en présence d’éléments tensioactifs. Enfin, sans connaître la température locale à la surface du bain, il n’est pas possible de déterminer le coefficient de température de la tension de surface.

Nous nous sommes ensuite intéressés aux écoulements volumiques à l’intérieur du bain liquide. Ne pouvant pas observer ces écoulements de manière directe, nous avons travaillé avec un traceur chimique sous la forme de clinquant de nickel. Nous avons réalisé des analyses post-mortem des cordons de soudures où le clinquant de nickel a été disposé de manière différente. Premièrement, les clinquants de nickel étaient introduits dans le plan de joint entre les deux aciers afin d’analyser les écoulements latéraux. Une seconde série de tests avec les clinquants de nickel en surfaces supérieure et inférieure des tôles a permis d’identifier des écoulements dans l’épaisseur du joint soudé. Deux vortex semblent se développer avec des sens de rotation opposés.

Le mélange des espèces dans le bain liquide a ensuite été étudié sur le couple d’acier DP/TWIP. L’acier TWIP est un très bon candidat pour notre étude des écoulements volumiques entre aciers rabotés par laser, car la très forte teneur en manganèse qui le caractérise permet d’utiliser cet élément comme un traceur chimique, exactement comme avec les feuillards de nickel. Les mêmes conclusions sont obtenues sur cet assemblage à propos des écoulements principaux identifiés avec les clinquants de nickel. Néanmoins, une étude approfondie des soudures réalisées avec ce couple d’acier a permis de montrer que les différences de propriétés thermophysiques modifient les mouvements hydrodynamiques du bain de métal en fusion. Ce couple d’acier permet également de mettre en évidence d’autres écoulements plus complexes à l’intérieur du bain liquide. La mesure de la microdureté dans les joints soudés montre une hétérogénéité de la soudure qui ne peut être générée que par des écoulements plus

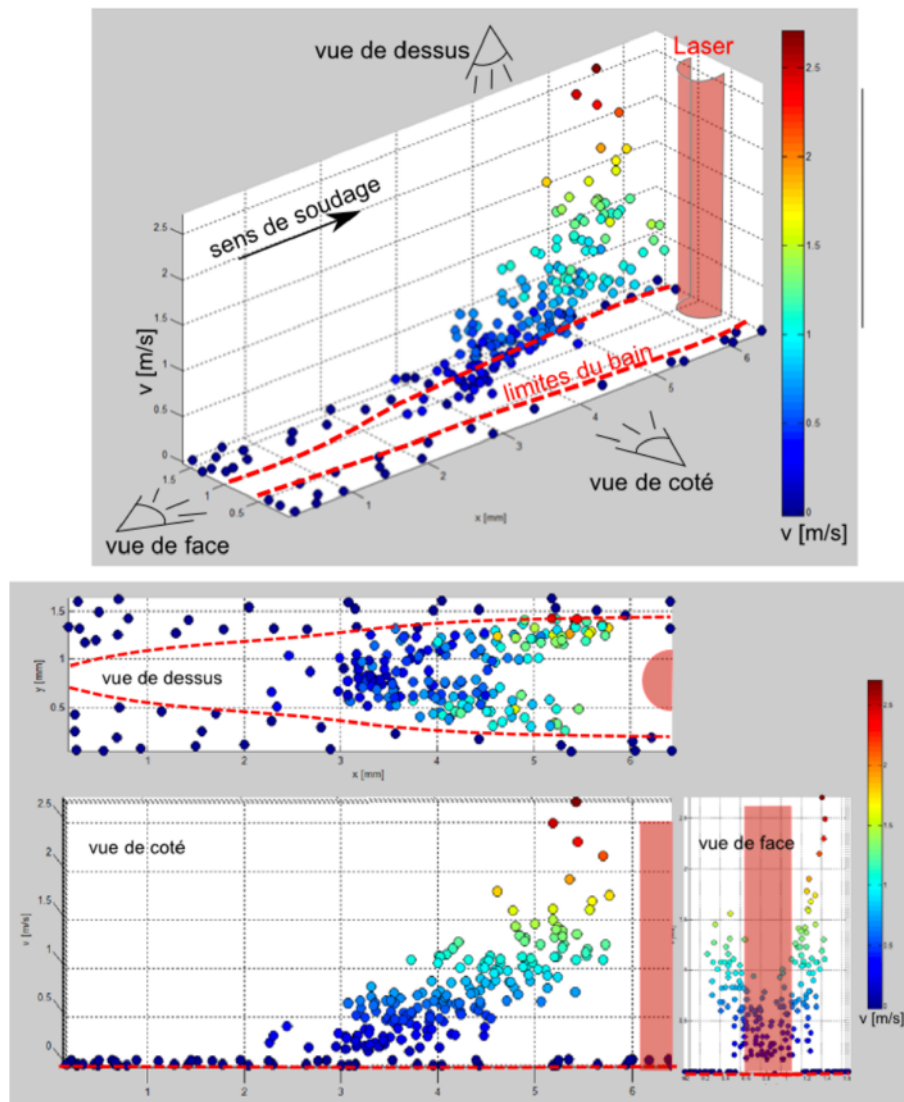
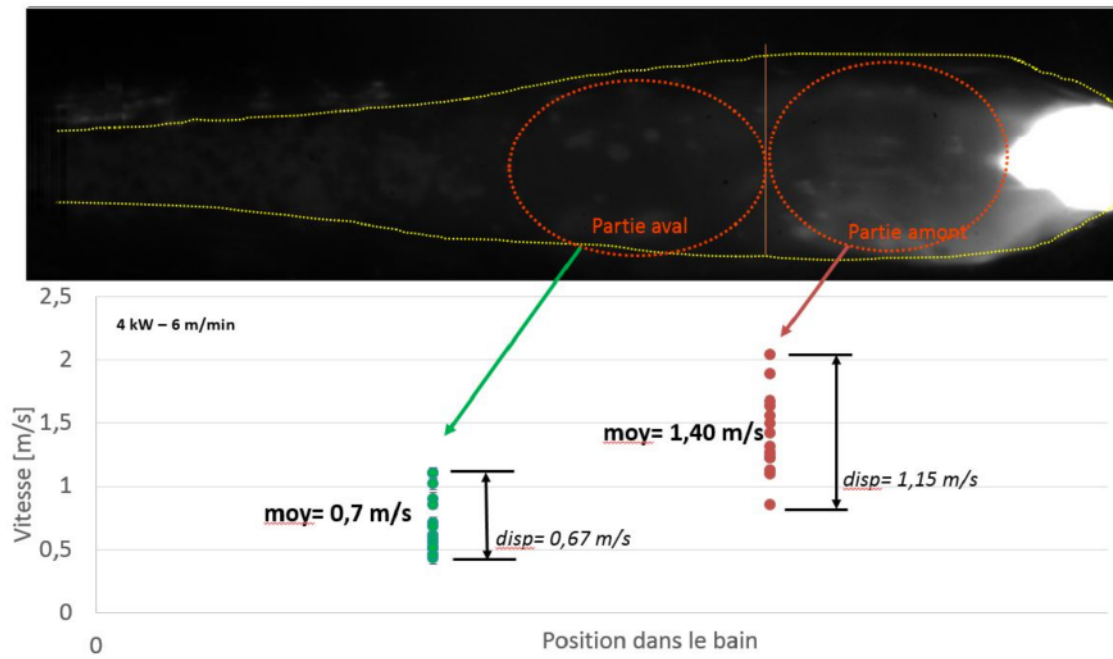


FIGURE 2.36 – Vitesses des particules estimées dans deux zones du bain liquide - DP600 épaisseur 1,8 mm ; 4 kW ; 6 m/min [49]

petits et plus complexes que les deux vortex principaux identifiés dans l'épaisseur. Ensuite, des mesures avancées avec une sonde EDX sur le couple d'acier DP/Mn4 montrent que des lignes de ségrégations se forment lors de la solidification. Ces lignes de solidifications retracent l'histoire thermique et renforcent la perception de complexité de l'hydrodynamique du bain de métal fondu.

Enfin, l'analyse des soudures sur flans rabotés par laser d'épaisseurs différentes montre que le phénomène d'effondrement de matière de la tôle la plus épaisse en surface supérieure du bain liquide est régulièrement observé. Ce phénomène aura pour conséquence de créer un gradient de propriétés mécaniques dans l'épaisseur de la soudure. Or ce résultat n'est jamais souhaité, car instationnaire.

La connaissance des écoulements dans le bain liquide s'avère essentielle pour améliorer la qualité des flans rabotés par laser.

Chapitre 3

Construction d'un modèle "éléments finis" pour la simulation numérique du transport d'espèces lors du soudage laser

3.1 Introduction

Un modèle numérique est une représentation d'un système dont la résolution par les outils numériques permet la prédiction du comportement du système sans réaliser d'essais réels [81]. Cependant le modèle restant une représentation, il est nécessaire de comprendre le système pour pouvoir correctement le reproduire par un modèle mathématique. Ce modèle est constitué d'équations utilisées pour décrire les différents phénomènes physiques agissant dans et sur le système. La simulation permet donc de tester différentes soudures de façon « virtuelle ». Les simulations ont les avantages suivants par rapport aux essais expérimentaux de soudure laser :

1. **Coûts plus faibles.** Les essais réels coûtent généralement plus chers que les essais numériques. Ils nécessitent d'avoir les tôles d'aciers, d'utiliser la source laser, de mettre en place des équipements de mesures mais aussi de mobiliser des ingénieurs et techniciens pour réaliser ces essais et dépouiller les résultats. Les essais sur ordinateur, au contraire, ne demandent pas la mise en place de tous ces moyens physiques et humains. Il suffit d'un ordinateur, d'un logiciel (libre ou commercial) et d'un développeur.
2. **Etudier un grand nombre d'essais.** Dans le cadre de ce travail de recherche, nous présenterons un modèle numérique dont nous avons simplifié le système pour garantir une résolution des calculs numériques en moins de 24 heures. Ce temps de calcul numérique peut s'avérer long par rapport à la simulation d'autres systèmes concernant le soudage laser (calculs de distorsion par exemple). Néanmoins, il reste inférieur au temps que demanderait le même test réalisé expérimentalement. Il est intéressant de multiplier le nombre de simulations lorsque les temps de calcul sont inférieurs aux temps nécessaires pour analyser les essais expérimentaux. Dans le cas d'une optimisation des paramètres de soudage, la simulation numérique prend ici tout son intérêt. Elle est plus rapide et moins chère que l'expérimentation physique. Il est possible de tester virtuellement la même soudure à l'aide de plusieurs simulations où les paramètres opératoires sont modifiés. Enfin, les résultats des simulations numériques orientent l'industriel vers un choix optimal des paramètres opératoires tout en respectant le cahier des charges imposé.
3. **Amélioration de la compréhension du système.** Pour construire un modèle, il faut comprendre le système, c'est-à-dire qu'il faut connaître les lois physiques qui régissent son comportement. La conception d'un modèle représentant le soudage laser nous impose alors de bien comprendre les phénomènes lors du soudage laser entre matériaux dissimilaires. Lorsque la compréhension du soudage s'améliore, les équations du modèle numérique sont mises à jour pour mieux prédire le mélange des espèces lors du soudage laser. Ensuite, il est possible d'ap-

prendre directement de la simulation. Il est possible de lancer des simulations, de modifier des hypothèses et de comparer les différents résultats obtenus. Il est possible avec la simulation numérique de « désactiver » un phénomène physique en particulier et de regarder ce que cela implique sur le comportement du système et dans notre cas sur le mélange des espèces chimiques dans le bain liquide. Il est ainsi possible avec la simulation numérique de travailler sur la compréhension d'un seul phénomène physique à la fois. On peut l'amplifier ou le réduire indépendamment des autres phénomènes physiques pour étudier son impact sur le système. Lors d'essais réels, il est très rare de pouvoir agir sur un unique paramètre à la fois. Étant la plupart du temps couplés, on ne peut pas imaginer augmenter la puissance de la source laser sans que cela augmente la quantité de matière vaporisée pendant les essais réels. En essais numériques, ceci est parfaitement possible.

Nous venons de présenter les avantages de la simulation numérique dans nos applications. Néanmoins, il faut bien avoir conscience de ses limites. Les deux principales limites de la simulation numérique sont le niveau de précision de ces simulations et l'aspect technique des modèles numériques. La simulation numérique par éléments finis n'est qu'une représentation simplifiée du soudage laser. Un certain nombre d'hypothèses nous permettront de simuler le mélange des espèces lors du soudage laser en quelques heures de calculs seulement. Il est donc évident que la simulation numérique ne pourra pas représenter tous les aspects physiques d'un essai réel. Plus les hypothèses seront importantes, plus le modèle numérique sera une approximation de la réalité. Il faut donc connaître le niveau de précision nécessaire et/ou souhaité sur les éléments analysés pour correctement interpréter les résultats de la simulation numérique. Par ailleurs, des obstacles inhérents à la méthode elle-même existent :

- **Mathématiques** : certaines équations mathématiques complexes n'ont toujours pas de méthodes de résolution efficaces (rapides et stables). C'est le cas par exemple pour les équations de Navier-Stokes qui se résolvent difficilement. Des avancées dans le domaine des mathématiques appliquées aux solveurs numériques permettent une résolution de plus en plus efficace de ces équations complexes.
- **Numérique** : les limites peuvent tout simplement être numériques. Les calculs peuvent très vite être limités par la puissance des ordinateurs actuels. La mémoire vive conditionne la taille du modèle (\approx nombre d'éléments) et le processeur, le temps de calcul. Pour être résolu avec des temps de calcul raisonnables, les systèmes les plus complexes doivent être simplifiés. Par exemple, la surface libre à l'interface entre le bain liquide et l'air ambiant lors du soudage laser ne sera pas prise en compte dans le modèle car la résolution numérique des équations gérant ce type d'interface consomme beaucoup de ressources numériques.
- **Connaissance de la physique** : il est possible qu'un obstacle à la simulation numérique soit tout simplement la connaissance d'un phénomène physique. Il existe encore de nombreux aspects physiques intervenant lors du soudage laser qui sont mal compris. Il s'agit, par exemple, de l'absorption de l'énergie laser sur les parois du capillaire de vapeur.
- **Calculs et mesures des grandeurs physiques** : au-delà de la connaissance d'un phénomène physique, l'accès à la valeur de la grandeur physique associée peut être un frein à la simulation numérique. C'est le cas, par exemple, des propriétés des aciers à très haute température. En effet, ces propriétés sont peu disponibles dans la littérature, car difficiles à estimer avec les outils de mesure actuellement existants.

3.2 Le type de modèle numérique

Il existe différents modèles de simulation numérique. Il est important de se poser les bonnes questions afin de répondre au mieux à notre problématique avec les contraintes imposées par notre cahier des charges. Notre modèle numérique peut être :

- **Instationnaire ou stationnaire** : une expérience de soudure laser présente des phénomènes physiques dépendant du temps. La visualisation par caméra rapide d'un essai de soudure permet d'observer que la forme du capillaire de vapeur est instable lors du déplacement de la

source laser. Ces instabilités dépendent du temps et ont des conséquences sur le mélange des espèces dans le bain liquide. Néanmoins, bien que le caractère temporel du phénomène physique soit parfaitement identifié, le modèle présenté par la suite sera un modèle dit quasi-stationnaire se focalisant uniquement sur le caractère permanent et moyenné du mélange des espèces. Le caractère temporel de la soudure laser sera pris en compte dans la simulation numérique uniquement par le déplacement relatif des tôles à assembler et de la source laser à la vitesse V_s . Les résultats de la simulation numérique seront donc l'image d'un comportement moyen du système étudié. L'erreur commise par l'approximation d'un comportement quasi-stationnaire est dans notre étude fortement compensée par une réduction des temps de calcul.

- **Discret ou continu** : un modèle numérique est continu si les variables du système évoluent de manière continue en temps et en valeur. Dans le cas contraire, le modèle est dit « discret ». Les variables de notre modèle sont les champs de température T , de vitesse U , de pression p et de concentration c . Tous ces champs de variables sont continus dans l'espace. Le modèle numérique développé est donc un modèle continu.
- **Déterministe ou stochastique** : nous supposons que le soudage laser est un phénomène physique entièrement défini ne dépendant pas de phénomènes aléatoires. Les résultats de la simulation numérique sont les mêmes à chaque fois que les calculs sont lancés. Le modèle numérique est déterministe car aucune représentation mathématique des phénomènes physiques ne peut prendre un état différent aléatoirement.
- **2D ou 3D** : la dimension du modèle numérique est souvent choisie en fonction de deux considérations : la géométrie du système et le degré de simplification qu'on souhaite donner à notre représentation du soudage laser. Nous le verrons par la suite, mais les phénomènes physiques nécessaires à notre représentation du soudage laser en configuration bord à bord d'aciers de nature différente imposent un modèle numérique tridimensionnel. Il est possible d'utiliser une représentation 2D pour modéliser le soudage laser, néanmoins les phénomènes physiques existants dans le plan perpendiculaire à la géométrie simulée sont obligatoirement négligés. Dans le cas de l'étude du mélange des espèces chimiques dans le bain liquide, nous ne pouvons pas négliger les écoulements évoluant dans un espace tri-dimensionnel sans dégrader fortement les résultats de la simulation.
- **Mono ou multi-physiques, couplage fort ou faible** : le mélange des espèces chimiques dans un bain de métal fondu par laser inclut des phénomènes physiques du domaine des transferts thermiques, de la mécanique des fluides et des transports diffusifs et convectifs. Le modèle est donc un modèle multi-physiques. Ensuite on peut choisir de résoudre ces physiques les unes après les autres, c'est le couplage faible, ou de les résoudre toutes en même temps dans le solveur, c'est le couplage fort. Nous avons choisi de résoudre les équations représentatives de notre système par un couplage fort où toutes les variables sont résolues à chaque itération du solveur de calcul. Ce choix est justifié pour les physiques du domaine des transferts thermiques et de la mécanique des fluides car une grande quantité d'énergie est transportée dans le système par le phénomène de convection, ce qui couple fortement les deux phénomènes physiques. Concernant le transport d'espèces, le choix d'un couplage fort avec les deux autres groupes d'équations vient de la dépendance des propriétés thermophysiques avec le champ de concentration.

Pour résumer, nous désirons estimer le mélange des espèces chimiques dans le bain liquide formé par fusion laser entre deux aciers de nature différente en configuration bord à bord. Les données à préciser pour cette étude sont la nature des aciers, l'épaisseur des tôles, la puissance de la source laser et la vitesse de soudage. Pour atteindre cet objectif, un modèle numérique stationnaire, continu, déterministe, tridimensionnel et multi-physiques est construit avec le logiciel COMSOL Multiphysics®. Les phénomènes physiques retenus pour représenter le système sont traduits en équations et introduits dans le code de calcul via l'interface de COMSOL. Après résolution des calculs, les résultats obtenus répondent à notre problématique du mélange dans le bain de métal fondu.

3.3 Les étapes de la simulation numérique

A l'égal d'un expérimentateur qui doit suivre un protocole expérimental particulier lors d'un essai réel dans le but de pouvoir correctement interpréter les résultats qu'il obtient, il nous faut aussi suivre un protocole. Ce protocole se divise en 4 étapes : la définition de l'objectif, la construction du modèle physique et mathématique, la conversion de ce dernier en modèle numérique et enfin l'exploitation des résultats.

3.3.1 Définition de l'objectif

Le soudage laser est un système complexe, il est peu envisageable dans l'état actuel des connaissances scientifiques sur ce sujet et sur la simulation numérique, de concevoir un modèle complet pouvant répondre à toutes les questions. De plus, même si un tel modèle existait, il serait peu utilisable dans le monde industriel car il nécessiterait des temps de calculs très longs et des performances numériques exceptionnelles. Il faut éviter de perdre de vue notre objectif : améliorer notre compréhension du mélange dans le bain liquide créé lors du soudage laser. Le soudage laser en bord à bord de l'acier TWIP avec un acier Dual Phase, décrit dans le chapitre 2, servira à illustrer nos propos tout au long de ce manuscrit.

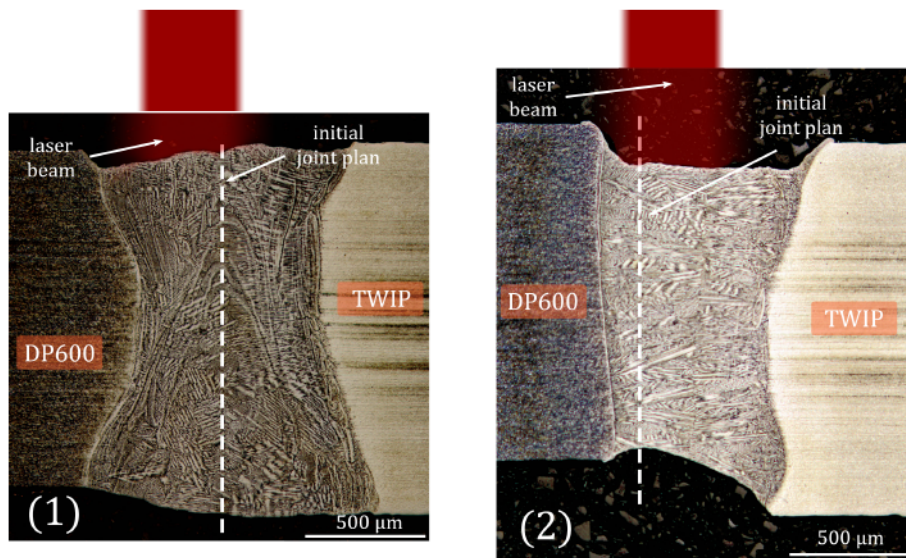


FIGURE 3.1 – Coupes macrographiques de joints soudés entre un acier Dual Phase et un acier TWIP. La soudure (1) présente une structure principalement martensitique alors que la soudure (2) est majoritairement constituée d'austénite

La métallurgie des joints soudés va conditionner les performances mécaniques de la soudure. Il est alors important de comprendre comment des métallurgies si différentes peuvent se former entre un même couple d'aciers (Figure 3.1). C'est la composition chimique du cordon de soudure qui conditionne la formation des phases métallurgiques lors de la solidification. Une soudure entre deux aciers dissimilaires a une composition chimique différente des métaux de base. La soudure devient un troisième « matériau » dans l'assemblage. Cette composition chimique est-elle la moyenne des deux compositions des matériaux de base ? La réponse est non, la distribution des espèces chimiques dépend des volumes fondus de chacun des matériaux, des propriétés thermophysiques et des écoulements dans le bain liquide. C'est en cela que la simulation numérique pourra nous aider à répondre à notre problématique.

Le modèle numérique développé a pour objectif d'étudier la distribution des espèces chimiques dans le cordon de soudure. Il faut donc définir les variables résultats pour présenter les résultats de la simulation numérique. Pour notre problématique, cette variable est la fraction massique des espèces chimiques dans le cordon solidifié. En étudiant cette variable, nous pouvons notamment répondre à la

question que nous nous posons lors de l'observation des coupes macrographiques des cordons expérimentaux : le cordon de soudure présente-t-il une composition chimique homogène à l'échelle macroscopique ou observons-nous une distribution particulière de la matière dans une région de la soudure ? En plus des variables résultats qui permettent de répondre directement à notre problématique, il existe d'autres variables, comme les dimensions de la zone fondue, qui aident à la compréhension de certains phénomènes.

Un dernier point à préciser qui peut être complexe à définir mais pourtant crucial, est la définition du système et le degré de précision attendu. Nous désirons étudier le mélange des espèces chimiques dans un bain liquide formé lors du soudage laser. Il nous faut donc modéliser la formation du bain liquide entre deux tôles de grandes dimensions par rapport à ce dernier, bridées mécaniquement, en contact avec l'air ambiant, etc. Le bain de métal liquide est obtenu par la fusion et la vaporisation de la matière en interaction avec le faisceau laser. Il y a également tous les éléments extérieurs comme : le gaz de protection, la température ambiante, le bord de découpe des tôles, le nettoyage des échantillons, etc. qui permettent de représenter au mieux le système réel. Nous observons très rapidement que le système réel est un système très complexe. Le système étudié sera donc une représentation simplifiée du système réel. Enfin, les choix de représentation ont pour but de répondre à notre problématique suivant le degré de précision attendu. Nous désirons connaître la distribution des espèces chimiques dans le cordon de soudure à l'échelle macroscopique. Nous n'étudions pas la solidification dendritique d'un troisième matériau qui fait appel à la notion de coefficient de partage. Nous supposons simplement que les éléments chimiques sont transportés par les écoulements et la diffusion moléculaire. Globalement, le cordon de soudure sera découpé en neuf régions pour discuter de la distribution des éléments lors du soudage. Ensuite, cette distribution des espèces chimiques, qui nous le savons par expérience dépend du temps, sera simplifiée par l'étude simple du comportement moyen. Le modèle numérique doit pouvoir donner des résultats proches de la moyenne des variables résultats obtenues expérimentalement. Le régime de soudage est supposé permanent et stationnaire. Expérimentalement, les constructeurs automobiles caractérisent globalement les soudures. Les dispersions observées sur essais réels ne sont qu'une conséquence des instabilités naturelles et sont alors subies. La précision du modèle numérique se retrouve dégradée par cette hypothèse de quasi-stationnarité, cependant l'interprétation et l'exploitation des résultats numériques s'en retrouvent améliorées.

Pour résumer, un modèle numérique résolvant le transport de matière dans un métal à l'état liquide va aider à mieux comprendre le soudage laser entre des aciers de nature différents développés pour l'industrie automobile. Les résultats de la simulation numérique devront être d'un degré de précision suffisant pour pouvoir analyser le comportement moyen du système. En interaction avec le degré de précision, le modèle numérique doit pouvoir être résolu en moins de 24 heures afin d'être un outil compétitif.

3.3.2 Construction du modèle physique

3.3.2.1 Phénomènes physiques nécessaires et suffisants

La simulation numérique du soudage laser demande la définition d'un système. Le système est un *objet* que l'on cherche à étudier. Il y a une multitude de représentations possibles pour un même système. Nous nous intéressons aux représentations mathématiques qui visent à décrire le soudage laser. Le choix des équations mathématiques c'est-à-dire des phénomènes physiques que nous souhaitons modéliser, est très important car cela correspond à une simplification de la réalité et revient à la regarder sous un certain angle. Le système sera alors représenté par l'ensemble des équations mathématiques décrivant les phénomènes physiques suivants :

- l'apport d'énergie à la matière par le faisceau laser,
- la diffusion thermique dans le solide et le bain liquide,
- le changement d'état solide/liquide,
- la convection dans le bain liquide,

- les moteurs d'écoulements dans le bain de métal en fusion,
- le transport diffusif et convectif des espèces chimiques.

Etant donné que la représentation choisie n'est qu'une simplification de la réalité, certains phénomènes physiques seront ignorés. Afin de ne pas « alourdir » le modèle numérique inutilement, il faut s'assurer de ne pas prendre en compte les phénomènes physiques qui n'ont pas d'impact sur la distribution des espèces chimiques dans le bain de métal fondu. C'est le cas, par exemple, pour le comportement mécanique des aciers sous sollicitation thermique ou encore les transformations métallurgiques. Le choix de simplification de la réalité est un paramètre très important qui sera discuté dans ce chapitre.

Une fois l'identification des phénomènes physiques nécessaires à la représentation du système réalisée, il est intéressant de classer ces phénomènes physiques par ordre d'importance. Nous verrons par la suite que le transport par diffusion a un impact beaucoup plus faible sur le mélange des espèces que le transport convectif. Nous pouvons soit négliger le transport diffusif dans le cas où il serait jugé sans impact sur la variable résultat, soit diminuer le niveau de précision sur ce phénomène si cela est suffisant pour atteindre les objectifs de l'étude. Trouver un bon compromis entre un modèle simple et un modèle complet, c'est-à-dire complexe, n'est pas évident. Il est naturel de penser que les résultats seront d'autant plus précis que nous prenons en compte un maximum de phénomènes physiques intervenant dans le soudage laser. Cependant c'est un système complexe dont nous ne maîtrisons par encore correctement la compréhension et la précision de certains phénomènes. Un modèle numérique plus détaillé peut au final être moins précis qu'un modèle simple parce que les phénomènes physiques en supplément sont mal maîtrisés.

Dans cette vision des outils numériques, nous avons choisi de partir d'un modèle physique très simple que nous complexifions progressivement en ajoutant des phénomènes physiques jusqu'à obtenir une corrélation entre numérique et expérimental qui satisfait au cahier des charges en termes de précision.

3.3.2.2 Formulation mathématique du modèle

La formulation mathématique du modèle numérique est une des étapes les plus importantes pour la simulation numérique. Il existe plusieurs façons de mettre en équation et de paramétrer les phénomènes physiques pris en compte. Il y a les modèles physiques qui utilisent des lois physiques fondamentales où les paramètres du modèle ont une dimension physique. A l'opposé, les modèles non physiques permettent de représenter un phénomène de façon arbitraire avec un ensemble de paramètres n'ayant pas de sens physique et qui seront à identifier. Enfin les modèles semi-physiques sont un compromis intéressant entre les deux notions précédentes. Ils permettent par exemple de modéliser un phénomène physique complexe ou encore mal maîtrisé par un modèle se basant sur des lois fondamentales et simplifiées par un certain nombre de paramètres identifiés par l'expérience.

Nous le rappelons, un des objectifs de la simulation numérique du soudage laser entre aciers de nature différente est d'améliorer notre compréhension de cette méthode d'assemblage. Il est plus simple d'interpréter des résultats sur un modèle numérique qui fait appel à des modèles mathématiques physiques car les paramètres ont une dimension physique. Ainsi pour tous les phénomènes physiques que nous prendrons en compte dans le modèle numérique, nous chercherons par ordre de préférence des modèles physiques, semi-physiques et en dernier recours les modèles non physiques.

Equation de conservation de l'énergie thermique

Dans le domaine modélisé, le champ thermique est résolu en stationnaire avec un terme convectif. L'équation de conservation de l'énergie s'écrit sous la forme suivante :

$$\rho C_p \mathbf{u} \cdot \nabla T + \nabla \cdot (-k \nabla T) = 0 \quad (3.1)$$

Le premier terme représente le terme d'advection, il permet le couplage avec la mécanique des fluides à travers le champ de vitesse \mathbf{u} . Le second terme correspond au terme diffusif.

Equilibre stationnaire du Keyhole

Une approche souvent adoptée est de considérer le keyhole comme une « colonne de vapeur » stationnaire qui ne se déforme pas au cours du temps. Le métal est d'abord fondu puis vaporisé par l'apport d'énergie le long des parois du capillaire. Le capillaire est généralement représenté par un cylindre ou un cône dont l'ouverture est de l'ordre de grandeur de la tache focale du laser.

K. Chouf [8] explique que la pression d'ablation, ou pression de recul, qui tend à ouvrir le capillaire est une fonction de la quantité de matière vaporisée et donc de l'absorption de l'énergie du laser. Cette pression est contrebalancée par trois autres pressions qui tendent à refermer le capillaire (Figure 3.2) :

- la pression de tension de surface,
- la pression hydrostatique,
- la pression hydrodynamique.

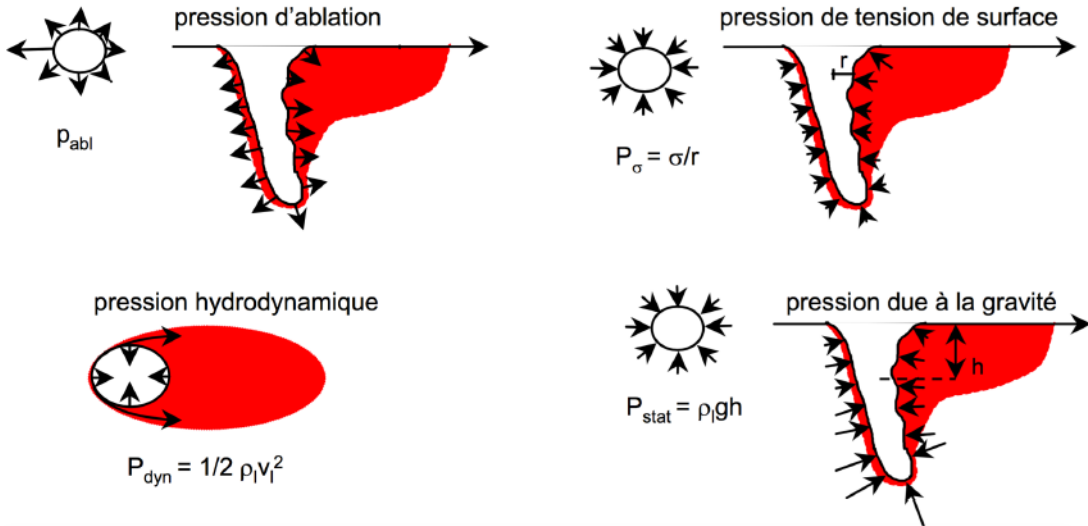


FIGURE 3.2 – Représentation schématique des pressions qui s'exercent sur le capillaire [8]

L'inclinaison globale du capillaire est principalement en fonction de la vitesse de soudage et de la puissance du laser. Cette inclinaison est expliquée de façon simplifiée par R. Fabbro et K. Chouf [8]. L'interaction du faisceau laser avec la matière est volontairement discrétisée. A l'instant initial, la surface est plane et est impactée par un faisceau laser distribué uniformément (Figure 3.3). Après un temps dt , la surface s'est enfoncée d'une distance d sous l'effet de la pression de recul. On peut définir la vitesse de perçage $V_{pe} = d/dt$. Lorsque le faisceau se déplace de dx , avec la vitesse d'avance $V_s = dx/dt$, toute la surface apparente interagissant avec le laser va de nouveau s'enfoncer d'une distance d à la vitesse V_{pe} . La première partie du laser attaque la surface supérieure de la tôle qui s'enfoncé d'une distance d alors que le reste du laser continue de faire reculer la surface qui était déjà déplacée pour atteindre maintenant la distance $2d$. Le phénomène se poursuit ainsi de proche en proche jusqu'à l'obtention d'un régime établi. De façon moyenne, l'inclinaison est donnée par la relation suivante :

$$\tan \theta = \frac{V_s}{V_{pe}} \quad (3.2)$$

Augmenter la puissance du laser revient à diminuer l'angle d'inclinaison du keyhole alors qu'augmenter la vitesse de soudage a pour conséquence d'accentuer l'inclinaison de ce dernier. Sous les hypothèses d'une incidence normale du faisceau laser et d'un angle d'inclinaison relativement faible

du keyhole, Fabbro et al. [6] proposent une relation reliant l'angle d'inclinaison θ du keyhole avec la puissance incidente du laser P , la vitesse de soudage V_s , le diamètre de la tache focale ϕ et une constante K qui est obtenue expérimentalement :

$$\theta = K \cdot \frac{\phi^2 V_s}{P} \quad (3.3)$$

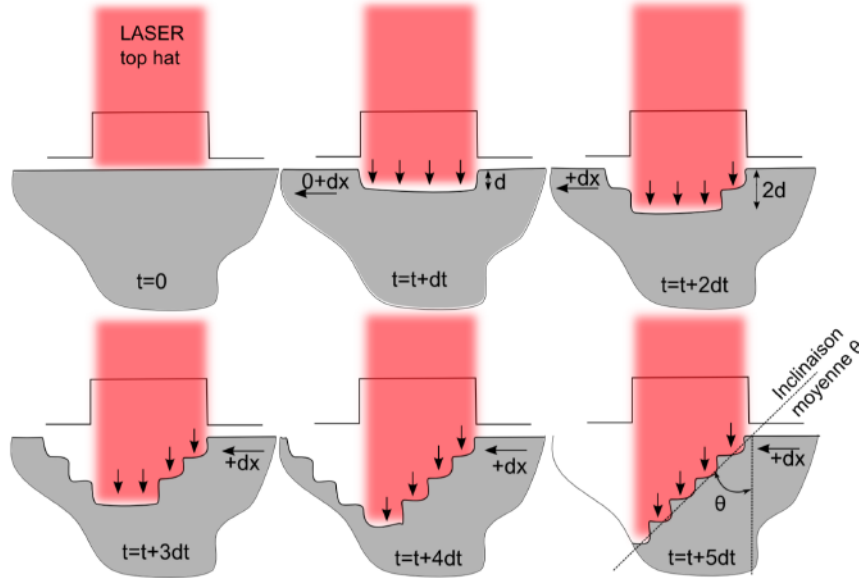


FIGURE 3.3 – Schéma de principe de l'origine d'un front avant incliné [49]

Le changement d'état

Les méthodes enthalpiques sont des méthodes de résolution du changement d'état très largement utilisées comme le souligne Gobin et Bricard [82]. Dans ces méthodes, on considère le domaine d'étude comme une seule phase dont les propriétés thermophysiques dépendent fortement de la température. On se ramène alors à la résolution d'une seule équation de la chaleur, non linéaire, dont le traitement peut être abordé par la méthode des éléments finis. Shamsundar et Sparrow [83], ont proposé une équation de la conservation de l'énergie sous forme enthalpique particulièrement bien adaptée aux problèmes qui concernent l'emploi de matériaux à changement d'état non purs pour lesquels le changement d'état s'effectue sur une plage de température. On exprime l'enthalpie du matériau entre une température de référence et la température du point considéré par :

$$h = (f c_{pL} + (1 - f) c_{pS}) T + f (c_{pS} - c_{pL}) T_F + f h_{LS} \quad (3.4)$$

Pour la prise en compte de la capacité thermique de fusion/solidification h_{LS} , la méthode du c_p apparent a été retenue. Cette méthode consiste donc à accroître la capacité thermique massique sur un intervalle de température ΔT (Figure 3.4) centré sur la température de fusion T_{fusion} . Ce ΔT doit être petit pour être représentatif du changement de phase mais suffisamment grand pour éviter les problèmes de résolution numérique. La capacité thermique massique est accrue sur l'intervalle ΔT avec une répartition de type gaussienne D_{LS} . Il est d'usage de prendre ΔT de l'ordre de $T_{liquidus} - T_{solidus}$.

$$c_{app}(T) = c_p(T) + h_{LS} D_{LS}(T) \quad (3.5)$$

$$\text{avec } D_{LS} = \frac{1}{\sqrt{\pi \Delta T^2}} \exp\left(-\frac{(T - T_{fusion})^2}{\Delta T^2}\right) \quad (3.6)$$

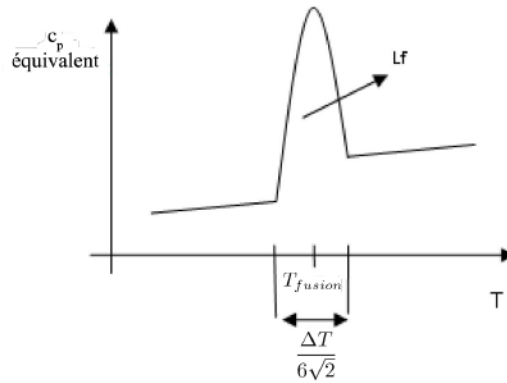


FIGURE 3.4 – Illustration de la méthode du C_p apparent

Le principal avantage des méthodes enthalpiques réside évidemment dans le fait que la position de l'interface n'est plus une inconnue du système, mais s'obtient a posteriori par la recherche de l'isotherme correspondant à la température de fusion ou par celle d'une fraction liquide donnée.

Equations de conservation pour la mécanique des fluides

Le problème de mécanique des fluides est constitué de l'équation de continuité qui traduit la conservation de la masse et des équations de Navier-Stokes qui traduisent la conservation de la quantité de mouvement. Cependant, les méthodes de calcul par éléments finis à maillage fixe ne permettent pas, a priori, de déterminer la position de l'interface solide/liquide. Les équations de la mécanique des fluides sont alors résolues dans le domaine liquide comme dans le domaine solide. Nous verrons par la suite comment est prise en compte la phase solide.

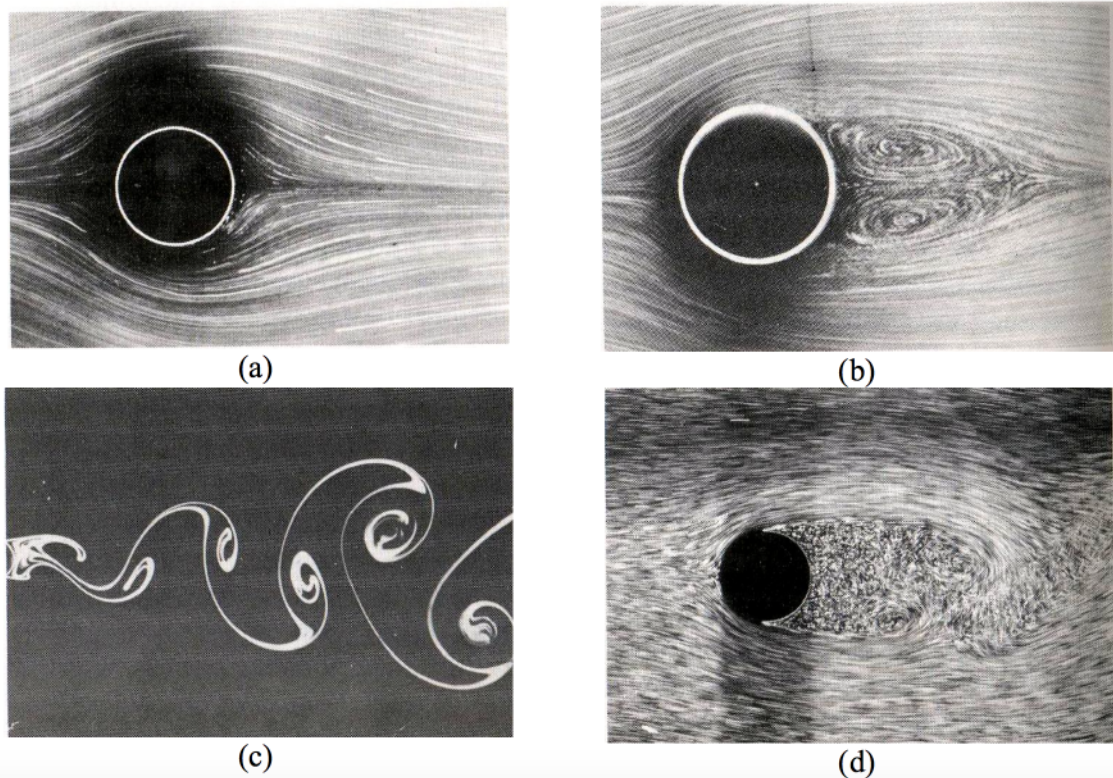


FIGURE 3.5 – Visualisation des écoulements derrière un cylindre avec différents nombres de Reynolds : (a) - $Re = 0,16$, (b) - $Re = 26$, (c) - $Re = 200$ et (d) - $Re = 10000$ [84]

Différents modèles mathématiques d'écoulement ont été testés afin de représenter au mieux dans notre système les mouvements de fluide à l'intérieur du bain liquide. Lors d'un calcul simple du nombre de Reynolds pour un écoulement autour d'un cylindre, nous trouvons une valeur proche de 120.

$$Re = \frac{\rho V \phi}{\mu} = \frac{7800 \cdot 0,1 \cdot 600 \cdot 10^{-6}}{0,004} = 117 \quad (3.7)$$

Cela montre qu'un régime de transition peut exister (Figure 3.5). Pour des $Re \ll 1$, l'écoulement est laminaire et pour des $Re \gg 1000$, l'écoulement est totalement turbulent. Entre ces deux valeurs, des régimes intermédiaires peuvent être observés, des recirculations derrière le cylindre ou encore des tourbillons formant les allées de Karman [84]. Les modèles mathématiques pour écoulements laminaire, turbulent $k-\varepsilon$ et turbulent $k-\omega$ ont été testés. Les modèles de turbulence RANS (Reynolds-Averaged Navier-Stokes) permettent la représentation du mélange de la matière obtenue par la multitude de vortex créant la turbulence. D'un côté, le modèle de turbulence $k-\varepsilon$ est très populaire pour les applications industrielles grâce à son très bon taux de convergence et les relativement faibles ressources numériques mises en oeuvre. Cependant, il n'est pas très adapté à la résolution d'écoulements qui présentent des gradients de pression opposés, des fortes courbures et des écoulements en jet. Il est parfaitement adapté aux problèmes d'écoulements externes autour de géométries complexes. D'un autre côté, le modèle de turbulence $k-\omega$ est utile dans les cas où le modèle de turbulence $k-\varepsilon$ n'est pas assez précis. C'est le cas par exemple, pour les écoulements en canalisation, les flux séparés et les jets.

Les équations des modèles de mécanique des fluides sont présentées ci-dessous. L'équation de continuité est résolue pour les trois types de modélisation :

$$\nabla \cdot (\rho \mathbf{u}) = 0 \quad (3.8)$$

Les équations de bilan de la quantité de mouvement, quant à elles, dépendent du modèle mathématique. L'équation de Navier-Stokes pour un régime laminaire a la forme suivante :

$$\rho (\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} = \nabla \cdot \left[-p \mathbf{I} + \mu (\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T) - \frac{2}{3} \mu (\nabla \cdot \mathbf{u}) \mathbf{I} \right] + \rho \mathbf{g} + F^M \quad (3.9)$$

Les modèles de turbulence $k-\varepsilon$ et $k-\omega$ sont des modèles mathématiques du premier ordre à deux équations où l'on considère que la viscosité tourbillonnaire dépend de deux paramètres représentatifs du phénomène. Les équations de Navier-Stokes pour le modèle $k-\varepsilon$ sont les suivantes :

$$\rho (\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} = \nabla \cdot \left[-p \mathbf{I} + (\mu + \mu_T) (\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T) - \frac{2}{3} (\mu + \mu_T) (\nabla \cdot \mathbf{u}) \mathbf{I} - \frac{2}{3} \rho k \mathbf{I} \right] + \rho \mathbf{g} + F^M \quad (3.10)$$

$$\rho (\mathbf{u} \cdot \nabla) k = \nabla \cdot \left[\left(\mu + \frac{\mu_T}{\sigma_k} \right) \nabla k \right] + p_k - \rho \varepsilon \quad (3.11)$$

$$\rho (\mathbf{u} \cdot \nabla) \varepsilon = \nabla \cdot \left[\left(\mu + \frac{\mu_T}{\sigma_\varepsilon} \right) \nabla \varepsilon \right] + C_{\varepsilon 1} \frac{\varepsilon}{k} p_k - C_{\varepsilon 2} \rho \frac{\varepsilon^2}{k} \quad (3.12)$$

$$\mu_T = \rho C_\mu \frac{k^2}{\varepsilon} \quad (3.13)$$

$$p_k = \mu_T \left[\nabla \mathbf{u} : (\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T) - \frac{2}{3} (\nabla \cdot \mathbf{u})^2 \right] - \frac{2}{3} \rho k \nabla \cdot \mathbf{u} \quad (3.14)$$

où k et ε sont respectivement l'énergie cinétique turbulente et le taux de dissipation turbulente. Les paramètres du modèle de turbulence $k-\varepsilon$ sont résumés dans le tableau suivant :

| $C_{\varepsilon 1}$ | $C_{\varepsilon 2}$ | C_μ | σ_k | σ_ε | κ_v | B |
|---------------------|---------------------|---------|------------|----------------------|------------|-----|
| 1,44 | 1,92 | 0,09 | 1 | 1,3 | 0,41 | 5,2 |

Pour le modèle de turbulence $k - \omega$, on a :

$$\rho(\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} = \nabla \cdot \left[-p\mathbf{I} + (\mu + \mu_T) (\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T) - \frac{2}{3}(\mu + \mu_T) (\nabla \cdot \mathbf{u}) \mathbf{I} - \frac{2}{3}\rho k \mathbf{I} \right] + \rho \mathbf{g} + F^M \quad (3.15)$$

$$\rho(\mathbf{u} \cdot \nabla) k = \nabla \cdot [(\mu + \mu_T \sigma_k^*) \nabla k] + p_k - \beta_0^* \rho \omega k \quad (3.16)$$

$$\rho(\mathbf{u} \cdot \nabla) \omega = \nabla \cdot [(\mu + \mu_T \sigma_\omega) \nabla \omega] + \alpha \frac{\omega}{k} p_k - \rho \beta_0 \omega^2 \quad (3.17)$$

$$\mu_T = \rho \frac{k}{\omega} \quad (3.18)$$

$$p_k = \mu_T \left[\nabla \mathbf{u} : (\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T) - \frac{2}{3} (\nabla \cdot \mathbf{u})^2 \right] - \frac{2}{3} \rho k \nabla \cdot \mathbf{u} \quad (3.19)$$

où k et ω sont respectivement l'énergie cinétique turbulente et le taux de dissipation spécifique de la turbulence. Les effets de la turbulence sont modélisés par le modèle de turbulence à deux équations $k - \omega$ de Wilcox dont les paramètres sont résumés dans le tableau suivant :

| α | σ_k^* | σ_ω | β_0 | β_0^* | κ_v | B |
|----------|--------------|-----------------|-----------|-------------|------------|-----|
| 13/25 | 1/2 | 1/2 | 9/125 | 9/100 | 0,41 | 5,2 |

La géométrie du bain fondu est déterminée par l'apport d'énergie thermique, la conduction et la convection. En soudage laser, les phénomènes hydrodynamiques peuvent fortement modifier la forme du bain et sa composition, ce qui est d'une importance cruciale en assemblage hétérogène [3]. Dans le cas du soudage en mode « keyhole », les principaux phénomènes hydrodynamiques sont présentés sur la Figure 3.6.

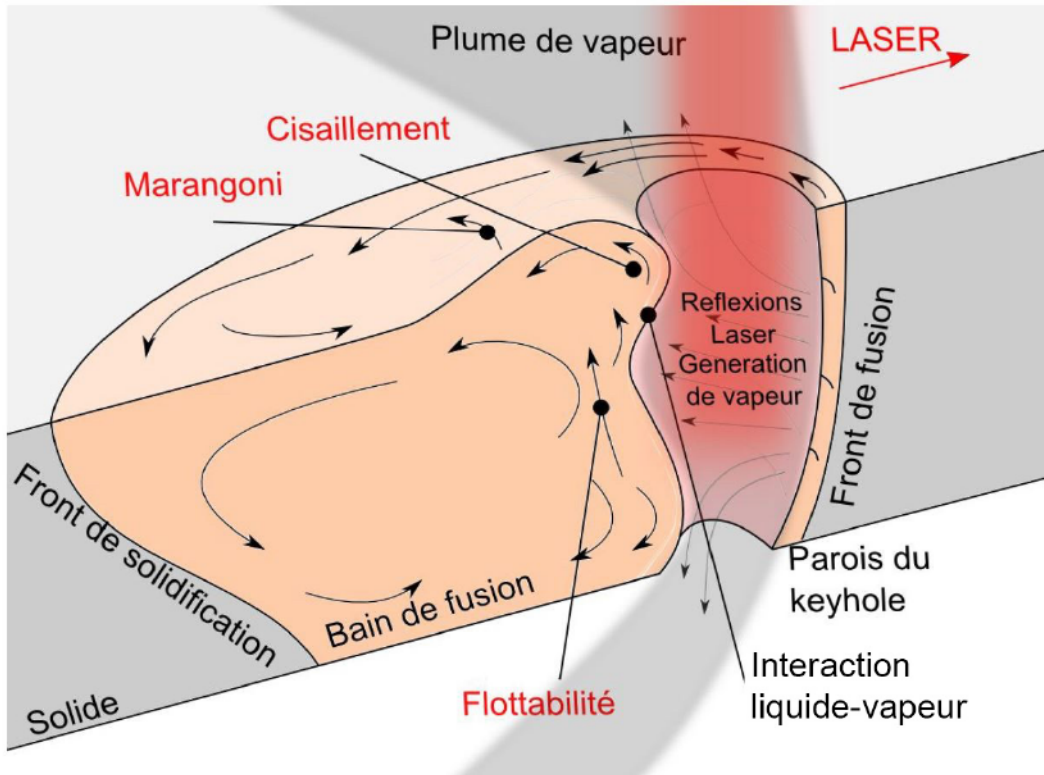


FIGURE 3.6 – Schéma général des principaux phénomènes impliqués en soudage laser [49]

Les forces de flottabilité

Les forces de flottabilité sont liées à la variation de masse volumique en fonction de la température. Ces forces sont le moteur de la convection naturelle. Comme la source de chaleur est plus importante au centre du bain de métal liquide qu'à la périphérie, la densité n'est pas la même en tout point du bain liquide ce qui crée des mouvements proportionnels à la gravité terrestre (Figure 3.7).

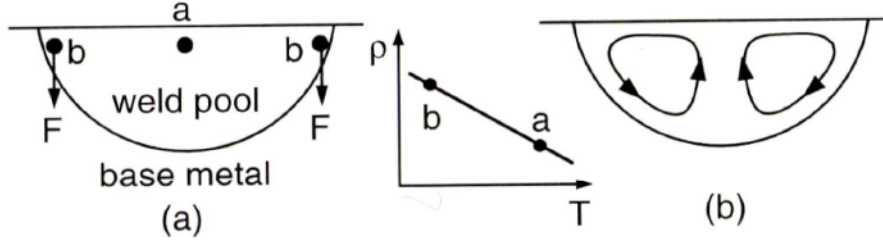


FIGURE 3.7 – Convection naturelle dans les métaux liquides [85]

Pour calculer cette force, l'approximation de Boussinesq peut être utilisée :

$$\vec{F}_B = \rho_f \vec{g} \cdot (1 - \beta \cdot (T - T_f)) \quad (3.20)$$

La convection de Marangoni

A l'interface de deux fluides non miscibles (ici le métal liquide et l'air), il existe une force qui minimise l'énergie totale de la frontière en diminuant la surface entre ces deux fluides. Ce phénomène est une force de tension superficielle (σ en $N.m^{-1}$) qui peut subir une variation dans l'espace. On parle alors d'effet Marangoni. Cette variation de tension superficielle peut avoir deux origines :

- un gradient de température sur la surface,
- un gradient de concentration en espèces chimiques dans le liquide.

L'approche la plus simple est de tenir compte uniquement du gradient de température en surface.

$$\sigma(T) = \sigma_0 + \gamma_M \cdot (T - T_L) \quad (3.21)$$

$$\gamma_M = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial T} \right)_{T=T_f} \quad (3.22)$$

avec σ_0 la tension superficielle au point de fusion du matériau.

Lors du soudage, cette force devient un moteur de la convection car elle dépend de la température. Sa contribution est :

$$\frac{\partial \sigma}{\partial \tau_s} = \gamma_M \frac{\partial T}{\partial \tau_s} \quad (3.23)$$

Cette force appliquée suivant la tangente à la surface τ_s génère donc un écoulement surfacique dont le sens dépend du signe de γ_M (Figure 3.8).

- Si $\gamma_M < 0$ alors l'écoulement est dirigé du chaud vers le froid (l'extérieur du bain en soudage).
- Si $\gamma_M > 0$ alors l'écoulement est dirigé du froid vers le chaud (l'intérieur du bain en soudage).

Ensuite, une approche plus construite et plus complexe est de tenir compte des gradients de concentration des espèces chimiques en plus du gradient de température. Le coefficient γ_M est négatif pour la plupart des métaux purs. Dans ce cas, le liquide se déplace en surface vers l'extérieur du bain fondu, ce qui donne des cordons de soudure larges et peu profonds (Figure 3.8). Cependant selon Lu et al. [19] et Xu et al. [87], une faible quantité d'éléments actifs suffit à avoir une influence sur le signe du coefficient de tension de surface, et donc sur la convection dite de Marangoni. Les auteurs déclarent que 70 ppm à 300 ppm d'oxygène est une concentration suffisante pour inverser le

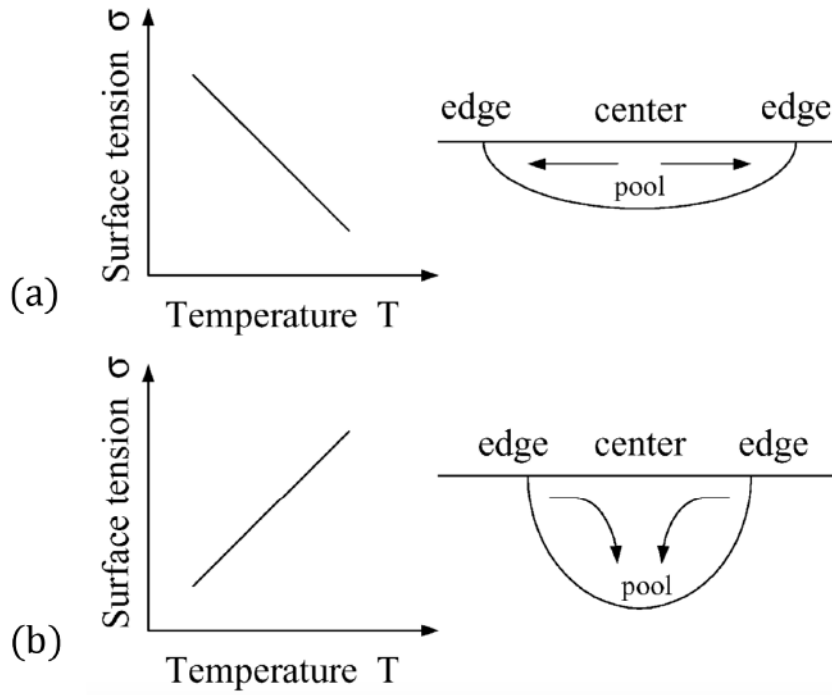


FIGURE 3.8 – Schéma de principe de l'effet Marangoni [86]

sens de la convection dans des plaques d'acier. Le soufre, l'oxygène ou encore le sélénium sont des éléments pouvant faire passer le coefficient de tension de surface d'une valeur négative à une valeur positive pour l'acier inoxydable. Quand le coefficient est négatif, les soudures sont larges et peu profondes alors que s'il est positif, les soudures sont plus étroites et la pénétration est accrue (Figures 3.8).

Selon les travaux de Sahoo et al. [78] et Fan et al. [51], il existe une relation entre le gradient de température de la tension de surface et la présence ou non de S, O et Se. Les auteurs considèrent que la tension de surface pour le système pseudo-binaire Fe-S dépend à la fois de la température et de l'activité a en S. Ils ont considéré l'expression suivante de la tension de surface :

$$\sigma = \sigma_0 + \gamma_M(T - T_L) - R_g T \Gamma_s \ln(1 + K a) \quad (3.24)$$

où

$$K = k_1 \exp\left(-\frac{\Delta H_0}{R_g T}\right) \quad (3.25)$$

Cette formulation permet de modéliser le changement de signe de γ_M en fonction de la température et de la composition chimique locale du bain liquide (Figure 3.9). Ce modèle permet un couplage des équations de transport de matière avec le transport surfacique généré par les contraintes de cisaillement sur la surface libre du bain liquide.

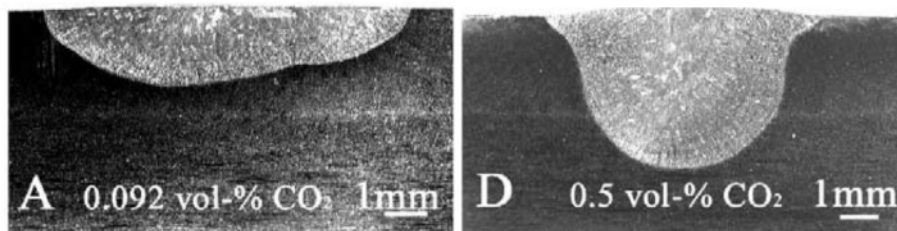


FIGURE 3.9 – Modification de la géométrie du cordon de soudure en fonction du taux de dioxyde de carbone dans le gaz de protection [19]

Le cisaillement de la plume de vapeur

Le métal qui s'évapore génère une grande quantité de gaz qui doit s'échapper du capillaire. Selon Amara et Bendid [88], le gaz est éjecté du capillaire avec des vitesses de plusieurs centaines de mètres par seconde. Le cisaillement qui résulte de l'interaction entre le gaz et le liquide, peut induire des écoulements particuliers dans le liquide mais leur nature et leur importance sont encore mal connues.

En considérant que l'écoulement est laminaire dans la plume de vapeur et de même direction que la génératrice du cylindre formant le capillaire, l'équation de Darcy-Weisback donne un ordre de grandeur pour les pertes de charge dues aux contraintes de cisaillement entre le liquide et la vapeur métallique :

$$\tau = \frac{1}{8} f \rho_p V_p^2 \quad (3.26)$$

où $f = \frac{64}{Re}$ pour un écoulement laminaire.

Pour une vitesse du gaz de 100 m/s , une viscosité dynamique du gaz de $4 \cdot 10^{-5} Pa.s$ [49], le nombre de Reynolds calculé dans une canalisation de diamètre 600 μm (diamètre de la tache focale) est égal à :

$$Re = \frac{100 \cdot 600 \cdot 10^{-6}}{4 \cdot 10^{-5}} = 1500 \quad (3.27)$$

L'écoulement de la vapeur métallique, ayant une masse volumique de 1 kg/m^3 [49], est considéré laminaire dans un tube circulaire tant que $Re < 2000$. En utilisant ce nombre de Reynolds dans la relation 3.26, on obtient :

$$\tau = \frac{1}{8} \frac{64}{Re} \rho_p V_p^2 = \frac{1}{8} \cdot \frac{64}{1500} \cdot 1 \cdot 100^2 \approx 53 Pa \quad (3.28)$$

Dans cette configuration, le gaz exerce donc une contrainte surfacique vers le haut sur la paroi du capillaire d'environ 50 N/m^2 .

Amara et Bendid [88] ont mesuré expérimentalement avec un laser CO_2 des vitesses de plume allant jusqu'à 200 m/s . Une vélocité du gaz aussi élevée conduit avec nos hypothèses à un régime d'écoulement turbulent dans le capillaire. La corrélation de Blasius offre une approximation simple car indépendante de la rugosité de la surface, $f = 0,3164 \cdot Re^{-\frac{1}{4}}$. Dans ce contexte, nous obtenons cette fois-ci :

$$\begin{aligned} \tau &= \frac{1}{8} \cdot 0,3164 \cdot Re^{-\frac{1}{4}} \cdot \rho_p \cdot V_p^2 \\ &= \frac{1}{8} \cdot 0,3164 \cdot \left(\frac{200 \cdot 600 \cdot 10^{-6}}{4 \cdot 10^{-5}} \right)^{-\frac{1}{4}} \cdot 1 \cdot 200^2 \\ &\approx 214 Pa \end{aligned} \quad (3.29)$$

Nous trouvons un intervalle entre 50 et 200 N/m^2 pour la contrainte de cisaillement sur les parois du capillaire. Ce même résultat est obtenu par Fabbro et al. [10]. Selon Fabbro et al., la contrainte de cisaillement met en mouvement le liquide à l'intérieur d'une couche limite d'épaisseur δ dont la vitesse en surface est maximale égale à u_0 .

$$\tau = \mu_l \cdot \frac{u_0}{\delta} \quad (3.30)$$

Avec l'hypothèse d'un écoulement laminaire où $\delta \approx 5L/(Re)^{0,5}$, ils définissent les relations suivantes :

$$u_0 \approx 3 \cdot \left(\frac{\tau^2 L}{\mu_l \rho_l} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (3.31)$$

$$\delta \approx 3 \cdot \left(\frac{\mu_l^2 L}{\tau \rho_l} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (3.32)$$

Prenons pour exemple un capillaire de 1,5 mm de hauteur, une contrainte en surface $\tau = 100 \text{ Pa}$, une masse volumique $\rho_l = 7800 \text{ kg.m}^{-3}$ et une viscosité dynamique $\mu_l = 4 \cdot 10^{-3} \text{ Pa.s}$ [89]. On obtient une vitesse en surface $u_0 = 2,3 \text{ m.s}^{-1}$ et $\delta = 90 \text{ }\mu\text{m}$. L'ordre de grandeur pour la vitesse surfacique u_0 est semblable voir supérieur à la vitesse de contournement du fluide autour du capillaire de vapeur. Selon Fabbro et al., le cisaillement de la plume de vapeur est alors une force motrice non négligeable accélérant le fluide dans le bain liquide. Néanmoins, ce phénomène reste complexe et difficile à représenter. La représentation de ce phénomène dans le modèle numérique sera rediscutée par la suite, notamment lors de la corrélation expérimentale/numérique des résultats.

Représentation de l'interface solide-liquide

Les méthodes par éléments finis à maillage fixe ne permettent pas, a priori, de déterminer la position de l'interface solide-liquide. Les équations de la mécanique des fluides sont alors résolues dans la partie liquide ainsi que dans la partie solide.

Pour obtenir un champ de vitesse nul dans la partie solide, on peut dans une première approximation, ajouter aux équations de Navier-Stokes un terme supplémentaire dépendant de la température, appelé condition de Darcy [90], détaillée ci-dessous.

Après avoir utilisé le changement de variables suivant :

$$\begin{aligned} u &= u \\ v &= v - V_s \\ w &= w \end{aligned} \quad (3.33)$$

on obtient les forces volumiques F_x , F_y et F_z qui font intervenir la condition de Darcy.

$$\begin{aligned} F_x &= K \cdot u \\ F_y &= K \cdot (v - V_s) \\ F_z &= K \cdot w \end{aligned} \quad (3.34)$$

La vitesse est multipliée par un terme K , qui dépend de la fraction liquide f_l et de plusieurs coefficients :

$$K = -C \cdot \frac{(1 - f_l)^2}{f_l^3 + b} \quad (3.35)$$

$$f = \begin{cases} 0 & \text{pour } T < T_{sol} \\ \frac{T - T_{sol}}{T_{liq} - T_{sol}} & \text{pour } T_{sol} < T < T_{liq} \\ 1 & \text{pour } T > T_{liq} \end{cases} \quad (3.36)$$

Dans la relation 3.35, C est un coefficient dont la valeur est élevée pour annuler la vitesse dans la partie solide ($C \approx 10^6$) et b est un coefficient permettant d'éviter la division par 0 ($b \approx 10^{-3}$). Si $f = 1$ (la matière est totalement liquide), $K = 0$ et donc F_x , F_y et F_z sont nulles et on retrouve la formulation classique des équations de Navier-Stokes. Au contraire, si $f = 0$ (la matière est à l'état solide), K est très grand, les forces volumiques deviennent dominantes devant les autres termes. La

résolution des équations de Navier-Stokes dans ce cas, conduira donc à un champ de vitesse nul dans la phase solide. Cette méthode, par exemple, est utilisée par Ye et Chen [91] afin de modéliser le transfert de chaleur et la dynamique des fluides dans le soudage laser en mode débouchant.

Une seconde méthode consiste à modifier la viscosité du fluide et à appliquer une très grande viscosité lorsque la température dans le domaine est inférieure à la température de fusion (Figure 3.10). La viscosité prend alors pour valeur la viscosité du fluide si $T > T_{fusion}$ et une viscosité très grande ($10^2 Pa.s$) si $T < T_{fusion}$. On peut également définir une zone de transition entre les températures de solidus T_{sol} et de liquidus T_{liq} où la viscosité dynamique augmenterait linéairement afin de modéliser un état pâteux de la matière.

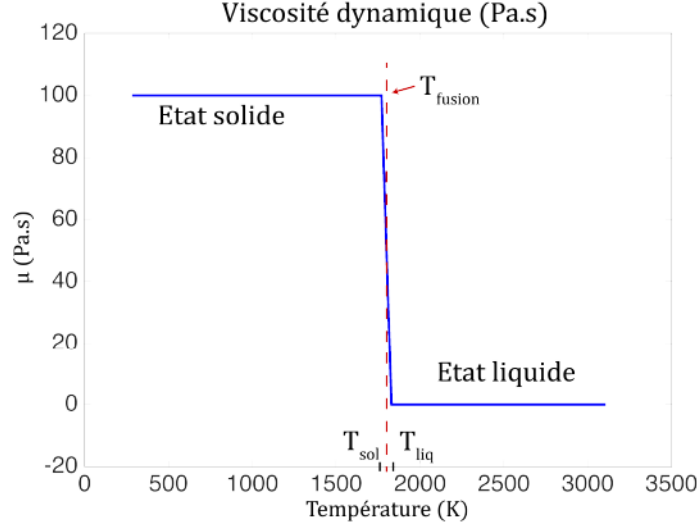


FIGURE 3.10 – Viscosité dynamique équivalente fonction de la température

Ces deux méthodes présentent des comportements et des résultats potentiellement équivalents. Cependant, des valeurs trop élevées de C et μ conduisent à des problèmes de convergence dans le cas de la condition de Darcy et des calculs beaucoup plus longs pour la méthode de la viscosité équivalente [49]. Pour privilégier la stabilité des calculs et l'interprétation physique des résultats, le modèle numérique utilisera la méthode de la viscosité élevée pour représenter l'état solide.

Equation de transport de la matière

La loi de Fick exprime une relation linéaire entre le flux massique de matière J ($kg.m^{-2}.s^{-1}$) et le gradient de la concentration massique ∇c :

$$J = -\rho D \nabla c \quad (3.37)$$

Cette relation se transforme aisément pour exprimer le flux molaire dans un milieu incompressible :

$$J_{mol} = \frac{J}{M} = D \nabla \nu \quad (3.38)$$

Un terme convectif peut être ajouté pour tenir compte du couplage avec la mécanique des fluides. La loi de Fick devient :

$$\nabla \cdot (-D \nabla \nu + \mathbf{u} \nu) = 0 \quad (3.39)$$

La modélisation basée sur la loi de Fick peut être adoptée lorsque la diffusion moléculaire n'est pas le phénomène de transport prédominant et qu'un modèle robuste est recherché.

Le coefficient de diffusion moléculaire

Il y a encore très peu de publications traitant du comportement des métaux à l'état liquide. Cependant, une première approche de la diffusion dans les métaux solides et liquides est donnée dans l'article de Guiraldenq [92].

Les premières théories de la diffusion à l'état liquide consistaient à envisager le déplacement de sphères dures à travers un fluide visqueux. Le solvant est alors assimilé à un milieu continu n'interagissant pas avec les particules qui diffusent. L'équation de Stokes-Einstein relie le coefficient de diffusion D_l à la viscosité μ du solvant, à la température T et à la dimension r de la particule qui diffuse :

$$D_l = \frac{k_B T}{6\pi r \mu} \quad (3.40)$$

Le coefficient de diffusion turbulent

La prise en compte, plus ou moins raffinée, de l'influence des structures tourbillonnaires se formant dans le bain liquide est indispensable à la représentation du mélange des espèces chimiques dans le joint soudé. Reynolds (1842-1912) imagina une expérience permettant de quantifier l'apparition de la turbulence. Un réservoir d'eau se déverse dans une conduite dans laquelle est introduit un colorant. Selon le régime, laminaire ou turbulent, le colorant est transporté en ligne droite ou mélangé par les structures tourbillonnaires.

Nous nous proposons de rechercher les origines du mélange turbulent. En physique, comme dans bien d'autres disciplines, lorsqu'on se trouve confronté à des phénomènes complexes et/ou fluctuants, on a généralement recours à un traitement statistique qui permet au moins de dégager quelques tendances [93]. Nous allons procéder ainsi avec l'écoulement turbulent. Soit la moyenne de Reynolds qui est un opérateur de moyenne vérifiant les propriétés suivantes :

$$\overline{f + g} = \overline{f} + \overline{g} \quad (3.41)$$

$$\overline{\alpha f} = \alpha \overline{f} \text{ avec } \alpha = \text{cste} \quad (3.42)$$

$$\overline{\overline{f}} = \overline{f} \quad (3.43)$$

$$\overline{fg} = \overline{f} \overline{g} \quad (3.44)$$

$$\overline{\frac{\partial f}{\partial x}} = \frac{\partial \overline{f}}{\partial x} \quad (3.45)$$

$$\overline{\frac{\partial f}{\partial t}} = \frac{\partial \overline{f}}{\partial t} \quad (3.46)$$

A partir de cet opérateur de moyenne, on définit la décomposition de Reynolds d'une quantité quelconque de l'écoulement $f(\vec{x}, t)$ en deux parties distinctes :

$$f = \overline{f} + f' \quad (3.47)$$

Avec \overline{f} la moyenne d'ensemble et f' la partie fluctuante. De par la définition de l'opérateur de moyenne, on a $\overline{f'} = 0$.

On introduit dans l'équation 3.39, une perturbation de la concentration et de l'écoulement.

$$\nu = \overline{\nu} + \nu' \quad (3.48)$$

$$\mathbf{u} = \overline{\mathbf{u}} + \mathbf{u}' \quad (3.49)$$

On obtient :

$$\nabla \cdot (-D\nabla\bar{v} - D\nabla\nu' + \bar{\mathbf{u}}\bar{v} + \bar{\mathbf{u}}\nu' + \mathbf{u}'\bar{v} + \mathbf{u}'\nu') = 0 \quad (3.50)$$

On applique l'opérateur moyenne à cette équation, on obtient :

$$\nabla \cdot (-D\nabla\bar{v} + \bar{\mathbf{u}}\bar{v} + \overline{\mathbf{u}'\nu'}) = 0 \quad (3.51)$$

Le bilan local pour les valeurs moyennes s'écrit donc de la même façon que pour les valeurs instantanées, à ceci près qu'il apparaît un nouveau terme exclusivement lié aux fluctuations, à savoir $\overline{\mathbf{u}'\nu'}$. Pour modéliser la corrélation $\overline{\mathbf{u}'\nu'}$, on peut admettre qu'elle est de la forme :

$$\overline{\mathbf{u}'\nu'} = -\frac{\nu_T}{Sc_T} \cdot \nabla\bar{v} \quad (3.52)$$

où le nombre de Schmidt turbulent Sc_T est utilisé pour caractériser les écoulements de fluides turbulents dans lesquels interviennent simultanément viscosité et transfert de matière [94]. L'expression 3.51 devient :

$$\nabla \cdot (-(D + D_T)\nabla\bar{v} + \bar{\mathbf{u}}\bar{v}) = 0 \quad (3.53)$$

$$D_T = \frac{\nu_T}{Sc_T} \quad (3.54)$$

Dans l'équation 3.53, le terme D_T se superpose à la diffusion classique. Il manifeste donc l'existence d'un mécanisme de transfert de la grandeur \bar{v} , provoqué par les perturbations de vitesse \mathbf{u}' . Ce mécanisme ainsi mis en parallèle avec la diffusion moléculaire est qualifié de diffusion turbulente.

3.3.3 Convertir le modèle physique en modèle numérique

3.3.3.1 Le logiciel de simulation numérique - COMSOL Multiphysics®

Un modèle numérique est un modèle construit sur un outil numérique. Il s'agit de traduire le modèle mathématique en langage numérique. Pour cela, nous utiliserons le logiciel COMSOL Multiphysics®. C'est un logiciel de simulation numérique basé sur la méthode des éléments finis. Ce logiciel permet de simuler de nombreux phénomènes physiques et applications en ingénierie, et tout particulièrement les phénomènes couplés via la simulation multi-physiques. La méthode des éléments finis fait partie des outils de mathématiques appliquées. Il s'agit de mettre en place, à l'aide des principes hérités de la formulation faible, un algorithme mathématique permettant de rechercher une solution approchée d'une équation aux dérivées partielles.

L'utilisateur du logiciel COMSOL Multiphysics® trouve à sa disposition un certain nombre de lois physiques et conditions aux limites où les équations sont préremplies ; il suffit d'indiquer les paramètres du modèle physique. Dans le cas où il n'existerait pas dans le logiciel de lois physiques adéquates pour la modélisation de notre système, l'utilisateur a la possibilité de rentrer lui-même ses propres équations. Toute l'interface visuelle a été construite de façon à simplifier son utilisation. Il suffit de suivre les étapes de constructions établies dans le logiciel :

1. **Création de la géométrie.** Il existe la possibilité de travailler en 1D, 2D ou 3D. Les simulations réalisées en 2D pourront parfois remplacer celles en 3D en cas de présence de symétrie dans le système à modéliser dont l'avantage est de consommer moins de ressources numériques. Les modèles 3D peuvent apporter une solution plus complexe et réaliste pour la simulation des systèmes asymétriques, mais avec une forte augmentation des besoins en ressources numériques.

Pour décrire une soudure laser entre deux aciers positionnés en bord à bord, une géométrie tridimensionnelle est construite. Elle est constituée d'un parallélépipède rectangle percé d'un cylindre représentant le capillaire de vapeur (Figure 3.11). Cette géométrie doit être suffisamment grande pour que les conditions aux limites n'influencent pas la formation du bain liquide

mais sa taille doit aussi être limitée pour éviter une consommation inutile des ressources numériques.

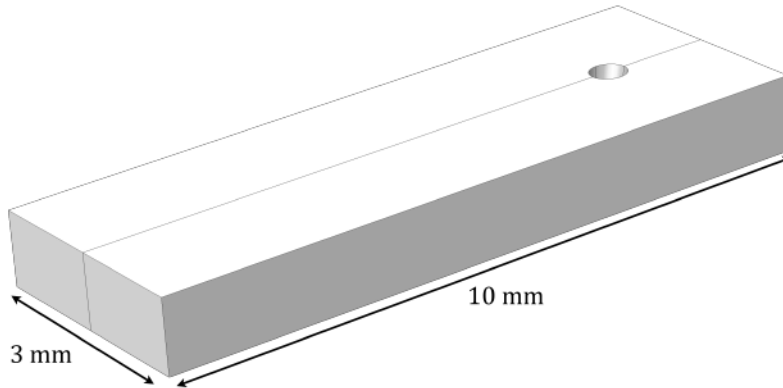


FIGURE 3.11 – Géométrie du domaine de calcul

2. **Définition des matériaux.** Les propriétés thermophysiques des deux aciers assemblés sont déclarées dépendantes de la température et de la teneur en manganèse. En utilisant la règle des mélanges, nous pouvons écrire les propriétés des matériaux comme des fonctions de la composition chimique du bain liquide. Cette relation a deux objectifs. Le premier est de proposer un modèle simple du moyennage des propriétés matériaux lors du mélange, le second objectif étant de lisser les discontinuités de propriétés dans le modèle numérique afin de ne pas ralentir inutilement les calculs. Les propriétés matériaux telles que la masse volumique ρ , la capacité thermique massique c_p et la conductivité thermique k peuvent s'écrire sous la forme suivante :

$$\zeta(T, c_{Mn}) = \zeta_{S1}(T) \cdot \frac{c_{Mn} - c_{Mn S2}}{c_{Mn S1} - c_{Mn S2}} + \zeta_{S2}(T) \cdot \frac{c_{Mn S1} - c_{Mn}}{c_{Mn S1} - c_{Mn S2}} \quad (3.55)$$

où $S1$ et $S2$ sont les deux aciers à assembler. Nous rappelons que le manganèse est supposé être l'élément additionnel qui caractérise les aciers de nouvelle génération. Ainsi la variation des propriétés en fonction du mélange dans le bain liquide, revient dans le modèle COMSOL construit, à être en fonction du transport du manganèse uniquement.

3. **Choix des lois physiques.** Nous avons utilisé les modules de transfert de chaleur, le module d'écoulement fluide en régime turbulent et le module de transport d'espèces chimiques. Le transfert de chaleur apportée par l'interaction de la matière avec le faisceau laser est résolu par l'intermédiaire de l'équation de diffusion de la chaleur. Le champ de température permet de définir les limites de la zone fondue. Les mouvements du métal liquide autour du capillaire induisent un transfert d'énergie par convection, d'où un couplage avec l'équation de la chaleur. Les phénomènes de diffusion et de mélange convectif dépendent du champ de vitesse du fluide. Il s'opère ainsi un changement local des caractéristiques thermophysiques du bain liquide (masse volumique, capacité thermique massique, conductivité thermique, viscosité, etc.).
4. **Le maillage.** Le maillage détermine la qualité de discrétisation du système modélisé. La taille des mailles détermine la précision de la résolution numérique. Pour les modèles complexes, nous devons parfois chercher le compromis entre la précision du résultat et le temps de calcul. En effet, le temps de calcul et l'utilisation de la mémoire RAM sont proportionnels à la quantité de mailles. Le maillage utilisé est dans la mesure du possible un maillage hexaédrique de 40 à 60 μm de coté, complété si besoin de mailles tétraédriques dans les zones ne pouvant être maillées avec des hexaèdres (Figure 3.12).
5. **Paramétrage de l'étude.** L'étape de résolution consiste en un choix du schéma de résolution, du solveur et de la tolérance sur la solution du calcul. Le schéma de résolution peut contenir le

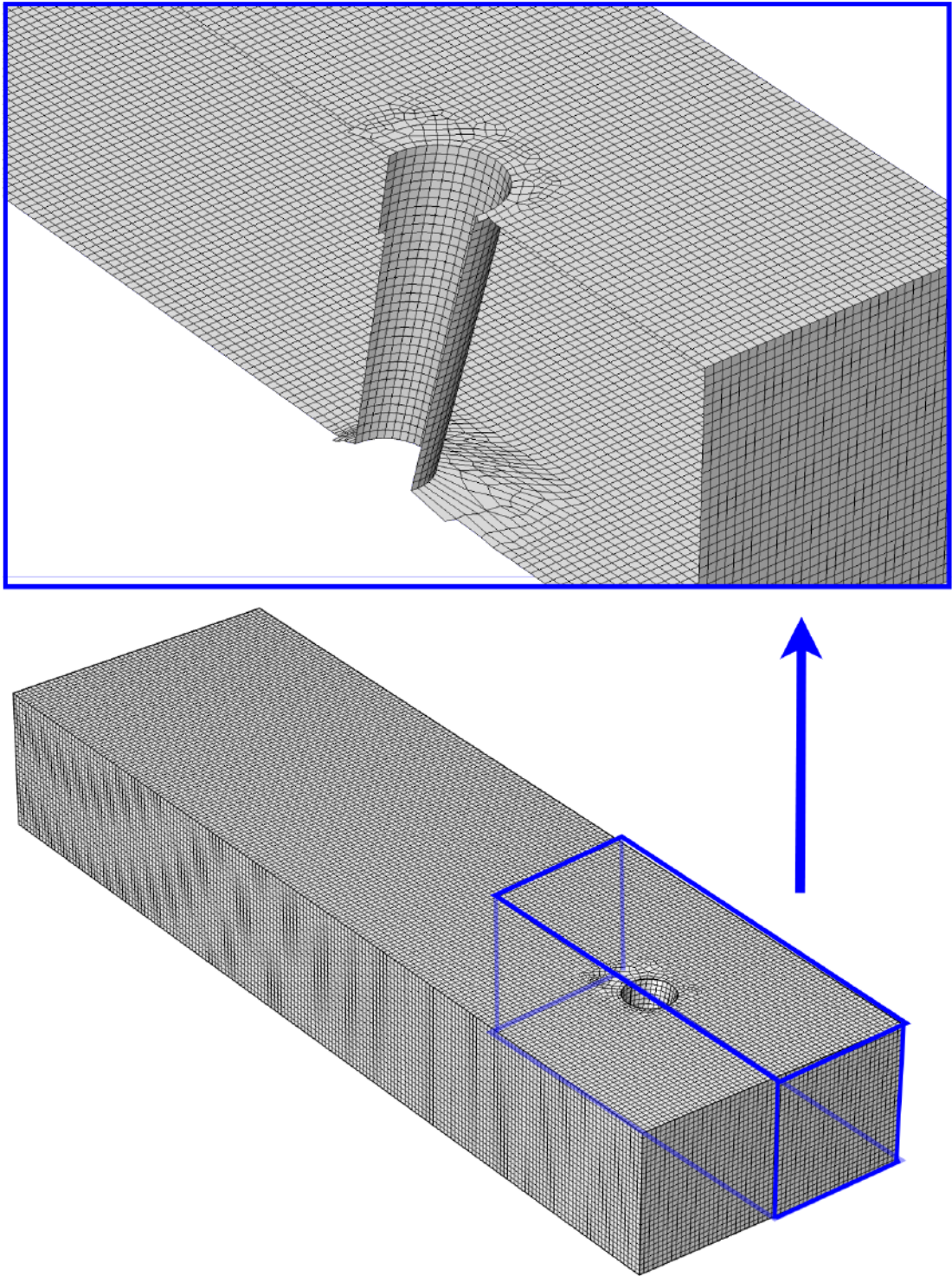


FIGURE 3.12 – Maillage du domaine

couplage des variables, la réutilisation des résultats de calculs précédents. Le choix du solveur est déterminé par les propriétés du système (linéaire ou non-linéaire, stationnaire ou temporel, etc.) et les ressources numériques (solveurs itératifs ou directs). La modélisation tridimensionnelle demande un important nombre de mailles pour résoudre des problèmes complexes. Notre choix pour ce travail se portera vers les solveurs itératifs GMRES qui sont beaucoup moins gourmands en mémoire RAM que les solveurs directs.

6. **Post-traitement.** L'étape de post-traitement consiste en l'extraction des résultats de la modélisation sous forme d'images ou de graphiques. Il permet d'exploiter les résultats comme les champs de concentration chimique, de vitesse, de température, etc. Nous reviendrons en détail sur l'exploitation des résultats de la simulation numérique dans le paragraphe 3.3.4.

3.3.3.2 Gérer les problèmes numériques

Il faut construire le modèle numérique avec les contraintes liées à l'outil numérique. Les difficultés sont de deux types : les temps de calcul trop longs et la non-convergence des calculs.

Un certain nombre d'hypothèses ont été prises pour développer le modèle tridimensionnel dans le but de réduire les temps de calcul :

- Un capillaire fixe dont les parois sont à la température de vaporisation. Les processus de transfert d'énergie au sein du capillaire sont complexes (multi-réflexions, absorption par la plume de vapeur, etc.) et ont principalement une importance sur la géométrie du capillaire. Afin de simplifier le problème et nous focaliser sur le mélange des espèces chimiques dans le bain liquide, l'apport d'énergie est pris en compte sous la forme d'une source de chaleur équivalente définie comme l'isotherme de vaporisation. La géométrie de cette source est définie de sorte à reproduire la géométrie du bain liquide observée expérimentalement.
- Les surfaces supérieure et inférieure du bain liquide sont supposées rester planes. En effet, les modèles numériques qui peuvent représenter l'interface mobile entre le liquide et l'air ambiant (ALE, Level Set et Phase Field) nécessitent des temps de calcul très longs. Nous supposons négligeable l'apport des oscillations de la surface sur le mélange des espèces chimiques dans le bain liquide.
- La résolution des équations est obtenue en écriture quasi-stationnaire. D'un point de vue industriel, seul le comportement moyen en régime permanent nous intéresse.

Dans ce travail, les plus grandes sources d'instabilité des calculs sont les importantes différences des propriétés matériaux lors du changement d'état solide/liquide. Pour lisser numériquement ces discontinuités, le changement d'état sera pris sur un intervalle de température beaucoup plus grand que celui mesuré expérimentalement à l'équilibre thermodynamique. Pour donner un ordre de grandeur, nous prenons un intervalle de température de $200K$ alors qu'expérimentalement une vingtaine de kelvin séparent les températures de solidus et de liquidus pour nos aciers. Cela a pour conséquence de dégrader la qualité des résultats aux interfaces entre la soudure et les matériaux de base. Ensuite, pour faciliter la convergence des calculs, le logiciel COMSOL Multiphysics[®] utilise par défaut certains schémas de stabilisation. Pour les équations des transferts thermiques et de la mécanique des fluides, les schémas par défaut ont été conservés. Cependant, pour le transport des espèces diluées, la formulation de Codina est utilisée pour stabiliser les calculs à la place de la formulation de Do Carmo et Galeão. Le schéma de Codina ajoute de la diffusion uniquement dans la direction orthogonale aux lignes de courant. Comparée à la stabilisation de Do Carmo et Galeão [95], la formulation de Codina est moins diffusive. En contrepartie, cette formulation n'est pas adaptée lorsque le maillage est anisotrope. Dans notre cas, nous travaillons avec des éléments les plus isotropes possible, seuls les éléments autour du perçage, modélisant le capillaire de vapeur, peuvent présenter une certaine anisotropie due à la difficulté de mailler avec des éléments réguliers autour de ce perçage.

3.3.4 Produire et livrer des résultats

3.3.4.1 Le champ thermique

Dans ce modèle numérique où le faisceau laser n'est pas modélisé, l'apport de chaleur est introduit par une condition de température sur les parois du capillaire. La température de vaporisation $T_{vap} \approx 3100 \text{ K}$ est utilisée dans ce capillaire. L'apport de chaleur ainsi modélisé est très stable numériquement mais présente comme inconvénient que la puissance du laser ne peut pas être une donnée d'entrée du modèle. La puissance du laser et la quantité d'énergie absorbée sont prises en compte en modifiant la géométrie du capillaire. Plus celui-ci est grand, plus l'apport de chaleur sera important. Pour le calcul donnant le résultat de la Figure 3.13, les dimensions du capillaire de vapeur ont été imposées de manière à obtenir numériquement un cordon de soudure dont les dimensions géométriques sont en bon accord avec les mesures expérimentales. Le test expérimental a été réalisé sur un acier DP avec une vitesse de soudage de 6 m/min , un diamètre de la tache focale de $600 \mu\text{m}$ et une puissance du faisceau laser de 4 kW . Le flux de chaleur numérique entrant sur les parois du capillaire de vapeur est de 1950 W . Cela représente un rendement énergétique d'environ 50%.

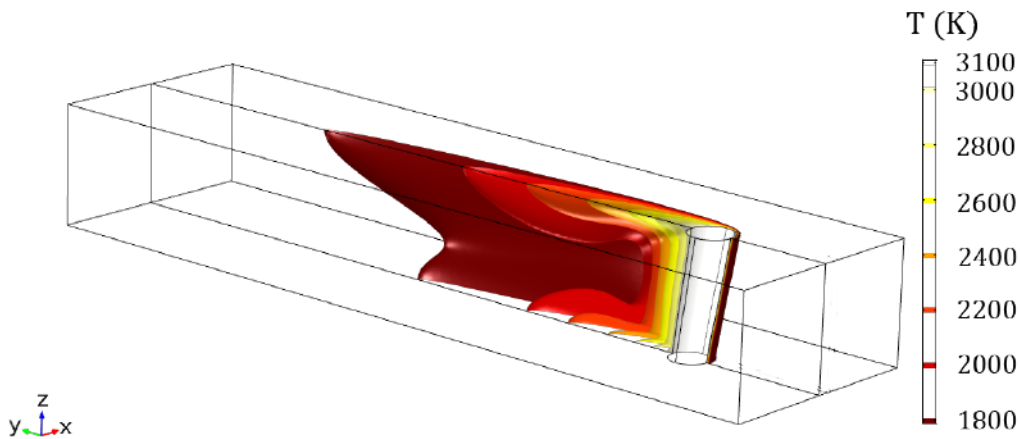


FIGURE 3.13 – Différentes isothermes (K) dans le bain liquide formé entre deux tôles de DP 600. [$V_s = 6 \text{ m/min}$]

Du fait du couplage fort entre les équations des transferts thermiques et celles de la mécanique des fluides, des isothermes avec des formes particulières peuvent être observées (Figure 3.13). La plume de vapeur transporte en effet le fluide chaud vers les surfaces supérieure et inférieure formant ainsi des points chauds dans le bain liquide. Pour les calculs résolus sans la plume de vapeur, toutes les isothermes ont des formes comparables à celle de l'enveloppe du bain liquide.

3.3.4.2 Les propriétés des matériaux

Les aciers assemblés par laser ont des propriétés thermophysiques différentes. Comme indiqué précédemment, nous pouvons utiliser la règle des mélanges pour prendre en compte le changement de propriétés du bain liquide fonction de la température et du mélange des deux aciers (Figure 3.14). La prise en compte de la composition chimique sur les propriétés matériaux dans le bain liquide permet d'éviter les discontinuités de propriétés comme nous pouvons le voir sur le cas de la conductivité thermique, Figure 3.14 - b. Il paraît plus réaliste d'avoir un bain liquide dont les propriétés thermophysiques se moyennent par rapport à celles des matériaux de base au lieu d'avoir une discontinuité des caractéristiques matériaux au niveau du plan de joint. L'affichage de la conductivité thermique dans chaque maille du domaine montre que les résultats auront une interprétation plus physique lorsque les propriétés matériaux dépendent de la composition chimique locale. Cependant aucune mesure expérimentale ne garantit à ce jour que le modèle mathématique choisi est le meilleur disponible. Le modèle pour les propriétés matériaux est en premier lieu choisi pour sa simplicité d'implémentation

dans COMSOL et pour sa robustesse.

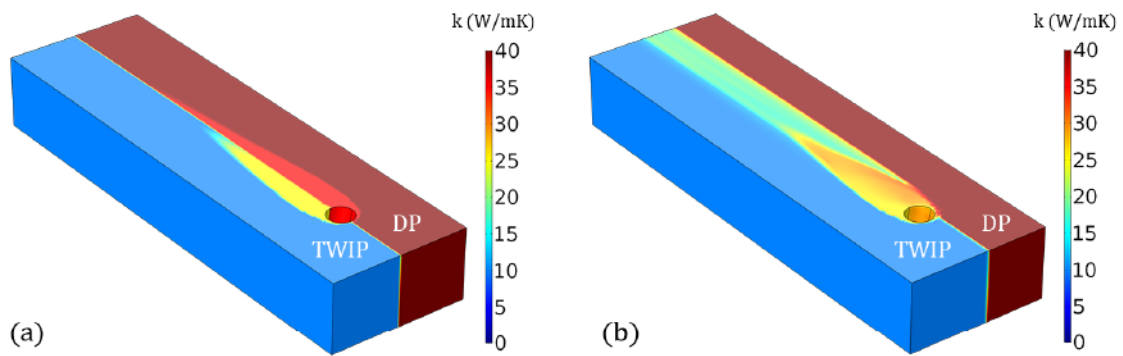


FIGURE 3.14 – Conductivité thermique dans le domaine étudié sans (a) et avec (b) prise en compte des changements locaux de propriétés thermophysiques lors du mélange dans le bain liquide. [$V_s = 6 \text{ m/min}$]

En ce qui concerne la capacité thermique massique à pression constante, nous pouvons observer que cette grandeur est mal représentée durant le calcul. La capacité thermique de changement de phase est directement introduite dans un terme de capacité thermique équivalente. Cette capacité thermique de changement de phase est non nulle sur un intervalle de température de 200 K centré sur la température de fusion. Cependant, à l'avant du capillaire de vapeur, les gradients de température sont si grands que le maillage n'est pas assez fin pour représenter l'intervalle sur lequel il y a changement d'état. Il y a des cellules à l'avant du capillaire qui ne perçoivent pas l'augmentation de la capacité thermique à cause du changement d'état (Figure 3.15). Dans un cas idéal, la capacité thermique devrait présenter une évolution continue sur le domaine maillé. Comme nous pouvons le voir sur la Figure 3.13, toutes les isothermes sont confondues sur le front avant du capillaire. La discrétisation du maillage n'est pas suffisante pour représenter correctement le changement de phase solide/liquide autour du capillaire de vapeur.

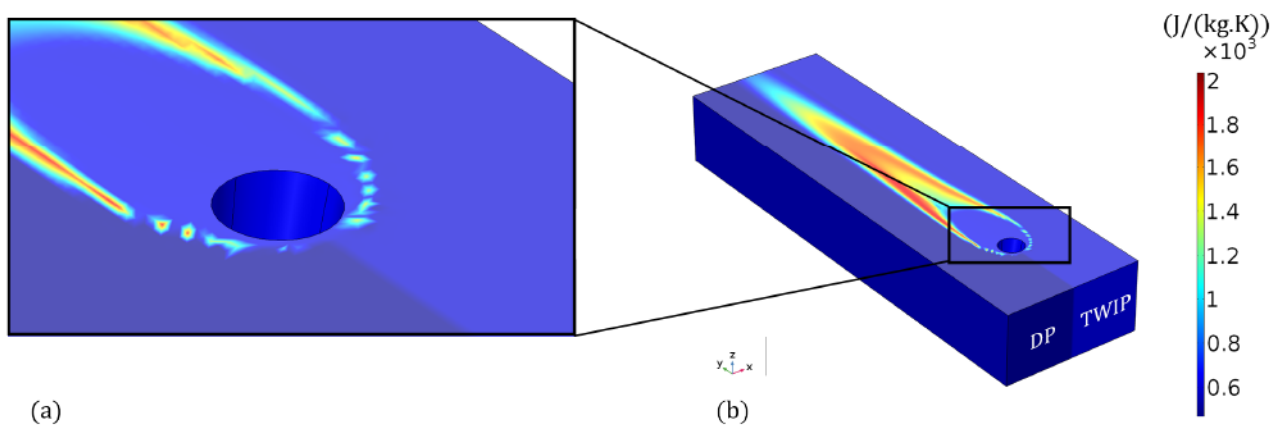


FIGURE 3.15 – Visualisation du calcul de la capacité thermique massique équivalente à pression constante. Vue agrandie (a) et globale (b). [$V_s = 6 \text{ m/min}$, laser centré]

3.3.4.3 L'écoulement dans le bain liquide

Le soudage laser fait intervenir des vitesses de refroidissement extrêmement importantes. La diffusion des éléments dans le bain liquide n'ayant pas le temps de s'établir, c'est par convection que le transport de matière s'effectue. En effet, via un raisonnement par ordre de grandeur, on établit le lien entre une longueur caractéristique de diffusion et un temps caractéristique de diffusion :

$$L_{diffusion} = \sqrt{D \cdot \tau_{diffusion}} \quad (3.56)$$

En supposant que le bain liquide mesure environ 5 mm de long dans le cas d'une soudure laser réalisée à $V_s = 6 \text{ m/min}$, on a :

$$\tau_{diffusion} = \frac{L}{V_s} = \frac{5 \cdot 10^{-3}}{0,1} = 50 \text{ ms} \quad (3.57)$$

A partir du coefficient de diffusion moléculaire moyen calculé avec le logiciel COMSOL Multiphysics[®] égal à $7 \cdot 10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$ dans le bain liquide, et en reliant les relations 3.56 et 3.57 nous obtenons la longueur caractéristique de diffusion suivante :

$$L_{diffusion} = \sqrt{D \cdot \tau_{diffusion}} = \sqrt{7 \cdot 10^{-9} \cdot 50 \cdot 10^{-3}} = 20 \text{ } \mu\text{m} \quad (3.58)$$

Cette longueur caractéristique de diffusion moléculaire de 20 μm est insuffisante pour expliquer la distribution des éléments observée expérimentalement et montre l'importance de la convection sur le mélange. La modélisation de l'écoulement dans le bain liquide devient primordiale au regard de cet objectif. On ne peut pas se contenter d'une approximation grossière dans ce cas et donc un soin tout particulier a été apporté à la modélisation de la mécanique des fluides.

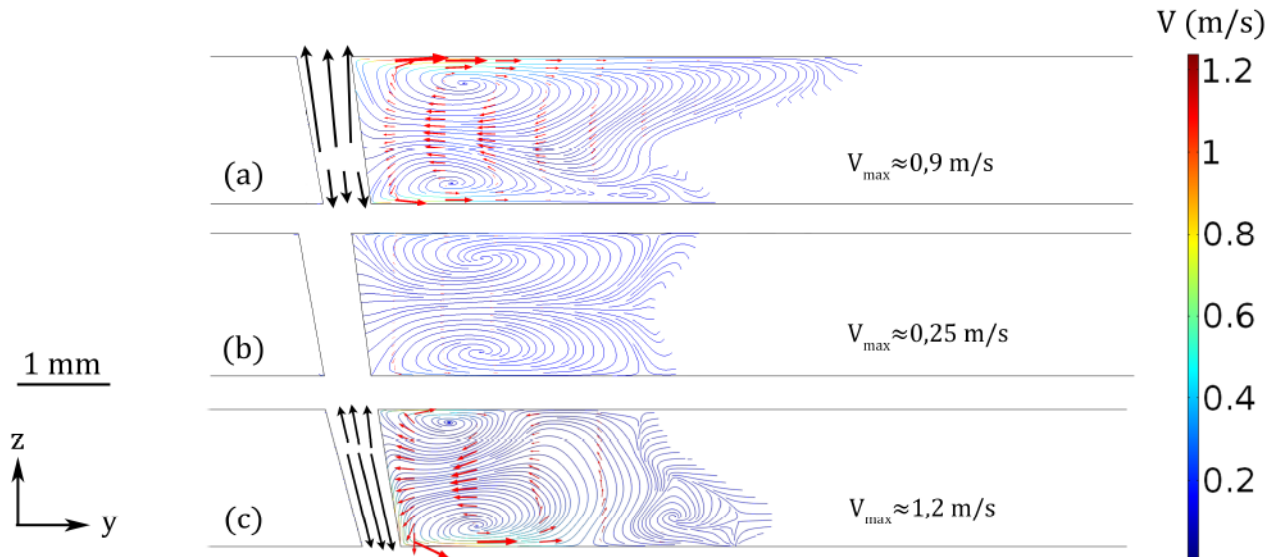


FIGURE 3.16 – Lignes de courant dans le plan de joint, entre les aciers DP et TWIP, avec (a, c) et sans (b) la présence du cisaillement de la plume de vapeur. Le cisaillement de la plume de vapeur est arbitrairement orienté à 80 % vers le haut dans le cas (a) et à 80 % vers le bas dans le cas (c). [$V_s = 6 \text{ m/min}$, laser centré]

Un phénomène physique comme le cisaillement de la plume de vapeur impacte de façon non négligeable les écoulements observables en coupe transversale (Figure 3.16). Avec l'hypothèse que 80% du gaz s'échappe par la face endroit (Figure 3.16 - a) ou la face envers (Figure 3.16 - c) respectivement, le cisaillement de la plume de vapeur ($\tau_{max} \approx 200 \text{ N/m}^2$) a pour conséquence d'augmenter la taille du vortex supérieur ou inférieur respectivement. En plus de modifier la forme du bain, le cisaillement généré par la plume de vapeur va plus que doubler la vitesse du fluide en surface du bain liquide. Le transport de matière étant directement proportionnel au champ de vitesse, ce résultat est non négligeable.

En réponse à des contraintes numériques, le cisaillement de la plume de vapeur n'est appliqué que sur le front arrière du capillaire. En effet, comme vu précédemment sur la capacité thermique massique équivalente (Figure 3.15), les variations de nombreuses grandeurs sont trop importantes sur le front

avant du capillaire pour être correctement calculé sur le maillage choisi. Afin d'éviter un transport inapproprié de la matière à l'avant du capillaire, nous avons préféré ne pas le prendre en compte. Il est préférable dans ce cas de ne pas prendre en compte un phénomène physique, plutôt que d'introduire un comportement qui n'a aucune réalité physique car la résolution numérique en sera erronée. Physiquement, nous pouvons expliquer ce choix par le fait que la plus grande partie de la matière vaporisée est générée sur le front avant du capillaire car le faisceau laser entre en interaction en premier lieu avec la matière sur l'avant du capillaire. La génération constante de gaz sur le front avant tend à repousser le gaz déjà formé vers l'arrière du capillaire. Ce déplacement du gaz du front avant vers le front arrière puis vers l'extérieur de ce canal de vapeur crée des contraintes de cisaillement sur le liquide telles que modélisées sur la Figure 3.17. Il faut noter également la présence de points de concentration aberrants de la contrainte de cisaillement en bas du capillaire. Ce résultat laisse à penser que le maillage n'est pas suffisamment raffiné autour du capillaire et que le problème est mal posé. En effet, la contrainte de cisaillement ne s'exerce ici que sur le front arrière du capillaire ce qui génère une discontinuité de la contrainte entre le front avant et le front arrière. Cette discontinuité posant des problèmes d'équilibre des forces, c'est pour cette raison que deux cellules côte à côte du domaine peuvent avoir des contraintes de cisaillement de signe opposé. Une solution pour améliorer ce résultat peut être l'introduction du cisaillement de la plume de vapeur sur la surface du capillaire à l'aide d'une fonction Heaviside dont la transition s'effectue sur un certain intervalle angulaire.

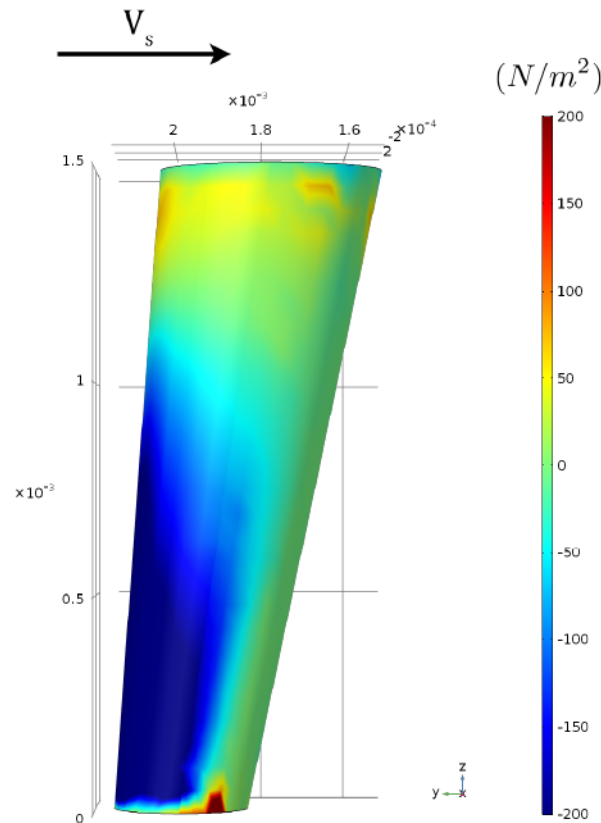


FIGURE 3.17 – Contraintes de cisaillement sur les parois du capillaire de vapeur lorsque 80 % du cisaillement est orienté vers le bas. [$V_s = 6 \text{ m/min}$, laser centré]

La convection de Marangoni génère quatre vortex caractéristiques au niveau des faces supérieure et inférieure. La tension de surface existante entre le bain liquide et l'air ambiant est le moteur de ces vortex. Un coefficient de température de la tension de surface négatif tend à élargir le bain liquide en surface comme c'est le cas sur la Figure 3.18, et nous parlerons de « soudure en X ». Pour les coefficients de température de la tension de surface positifs, le sens d'écoulement est inversé en surface ce qui donne une géométrie rectangulaire pour le joint soudé.

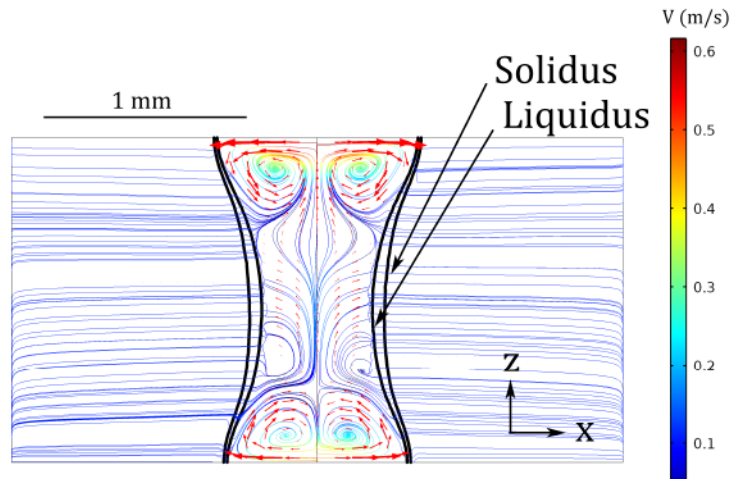


FIGURE 3.18 – Lignes de courant dans une coupe transversale d’un bain liquide formé entre deux tôles de DP. [$V_s = 6 \text{ m/min}$, laser centré]

L’hypothèse de « fluide équivalent » est une des hypothèses fortes prise dans ce modèle. Le solide est modélisé comme un fluide très visqueux et l’interface entre fluide et solide n’est pas modélisée. A l’avant du capillaire, la vitesse du solide peut atteindre 30 % de la vitesse de soudage. Même en raffinant le maillage dans cette zone, il existera toujours une zone plus ou moins petite devant le capillaire où la vitesse d’avance dans le solide sera non nulle (Figure 3.19). Ensuite, il est normal d’observer une accélération du fluide lorsque celui-ci contourne un obstacle (ici le capillaire), mais à cause de la modélisation en fluide équivalent de l’état solide on observe une augmentation de la norme du champ de vitesse dans le plan perpendiculaire à la direction de soudage et passant par l’axe du capillaire (gradient de couleur sur la Figure 3.19). Les vitesses peuvent atteindre $1,5 \cdot 10^{-2} \text{ m/s}$ soit 15% de la vitesse de soudage pour ce calcul. Pour diminuer l’erreur sur le champ de vitesse, il faut augmenter la viscosité équivalente du solide ($100 \text{ Pa.s} \rightarrow 1000 \text{ Pa.s}$) mais ceci ralentira les calculs dans le meilleur des cas ou empêchera la convergence dans le pire des cas. La Figure 3.20 montre le champ de vitesse numérique dans le solide pour des viscosités dynamiques du fluide équivalent de 100, 300 et 500 Pa.s . Comme annoncé, les temps de calcul augmentent car les calculs convergent plus difficilement et aucune convergence n’a été obtenue pour les simulations avec une viscosité dynamique supérieure à 500 Pa.s . Les temps de calcul sont respectivement de 5, 11 et 29 heures. On remarque que la vitesse dans le solide, lors du contournement du capillaire, décroît rapidement en augmentant la viscosité dynamique. Néanmoins, le calcul du mélange est très peu influencé par cette vitesse parasite dans le solide dans l’état actuel du modèle numérique (taille de maille, intervalle de température entre le solidus et le liquidus, etc.). Dans notre cas, il est préférable de privilégier la stabilité des calculs et la réduction des temps de calcul. La viscosité dynamique équivalente pour le solide est de 100 Pa.s pour l’ensemble de ce travail de recherche.

Pour résumer, les sources d’erreurs dans le calcul du champ de vitesse peuvent être de deux types. La première source d’erreurs peut venir directement du travail de l’opérateur. En effet, si les grandeurs physiques ne sont pas introduites dans le code de calcul de façon adéquate, il est évident que cela aura des conséquences dans le calcul du champ de vitesse. C’est le cas par exemple de la viscosité dynamique que nous avons introduite en fonction de la température. La Figure 3.21 - a montre une discontinuité de la viscosité dynamique lors de la solidification, le long du plan de joint initial. Cela est dû à notre façon de définir la température de transition entre la phase solide et la phase liquide. En effet, nous avons deux aciers dont les points de fusion sont différents. Nous considérons que l’acier TWIP riche en manganèse, a un point de fusion 150 K en dessous de celui de l’acier Dual Phase. C’est donc en écrivant la viscosité dynamique en fonction de la température de fusion des deux aciers que nous avons, nous-mêmes, introduit cette discontinuité visible lors de la solidification du bain liquide. Pour lever cette discontinuité, nous pourrions écrire mathématiquement la viscosité

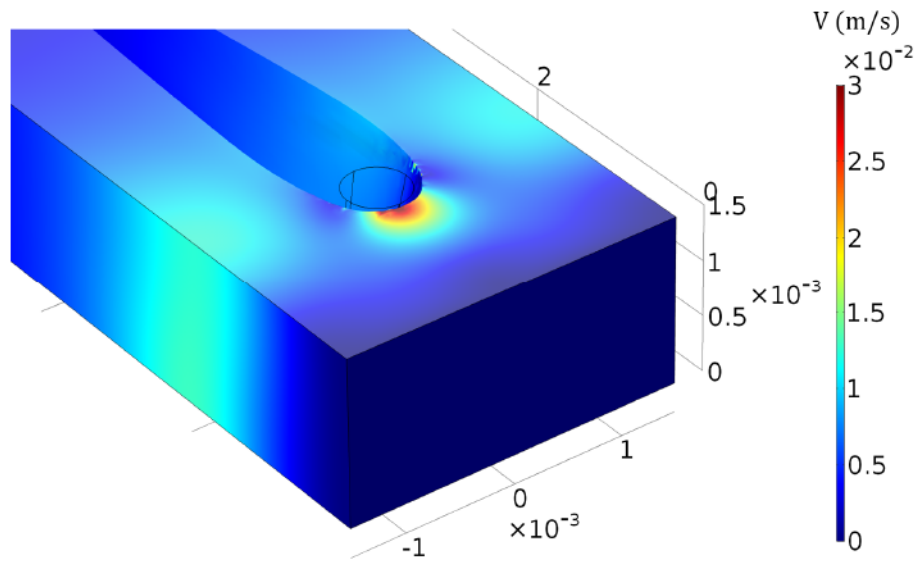


FIGURE 3.19 – Norme du champ de vitesse dans le solide (zone liquide exclue de l’affichage). [$V_s = 6 \text{ m/min}$]

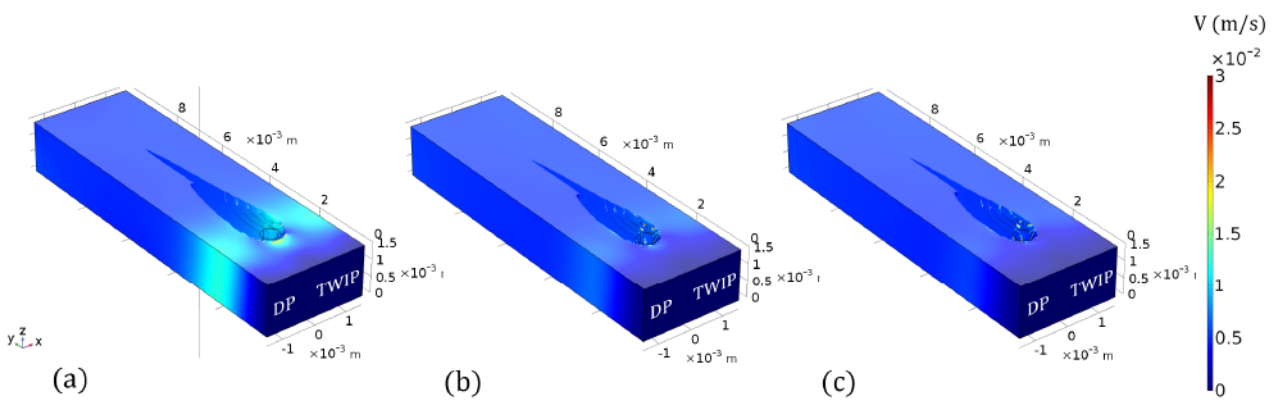


FIGURE 3.20 – Norme du champ de vitesse dans le solide (zone liquide exclue de l’affichage) pour différentes viscosités dynamiques du solide équivalent : 100 Pa.s (a), 300 Pa.s (b) et 500 Pa.s (c). [$V_s = 6 \text{ m/min}$, laser centré]

dynamique en fonction de la température et de la fraction massique en manganèse de la même manière que pour la capacité thermique massique, la masse volumique et la conductivité thermique. Pour cela, en faisant l'hypothèse d'un équilibre thermodynamique local, une première approche pourrait être de numériser le diagramme d'équilibre binaire $Fe - Mn$ (Figure 3.22). Cependant, cette opération n'est pas gratuite du point de vue des ressources numériques. Rajouter un couplage supplémentaire aura obligatoirement pour conséquence d'alourdir les calculs. Il faut dans ce cas, estimer si l'augmentation du temps de calcul reste limitée et si la précision apportée aux variables résultats justifie ce travail. De plus, cette discontinuité n'a été observée que dans le cas du soudage d'un acier Dual Phase avec un acier TWIP dont la teneur en manganèse approche les 23 % en masse. C'est le cas extrême que nous pouvons rencontrer, la plupart des autres couples d'aciers auront des écarts de composition chimique beaucoup plus faibles. Les discontinuités éventuelles seront alors réduites. Dans un premier temps, afin de rester avec un modèle un peu plus simple et robuste, nous n'avons pas utilisé de modèle mathématique qui exprimerait la viscosité dynamique du milieu en fonction de la composition chimique locale. Cependant, nous savons dorénavant que le calcul des variables résultats proche du plan de joint initial pourra être impacté par nos hypothèses de modélisation sur la viscosité dynamique. C'est le cas de la fraction massique en manganèse (voir paragraphe 3.3.4.4).

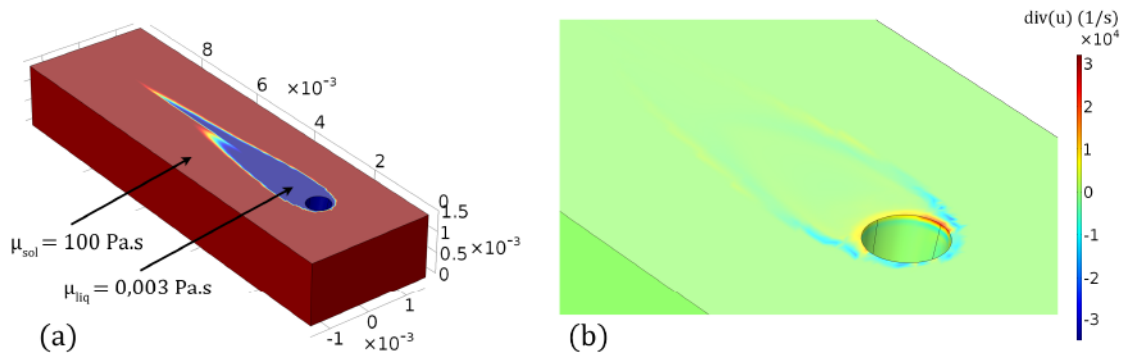


FIGURE 3.21 – Viscosité dynamique (a) et divergence du champ de vitesse (b) dans le domaine de calcul. [$V_s = 6 \text{ m/min}$, laser centré]

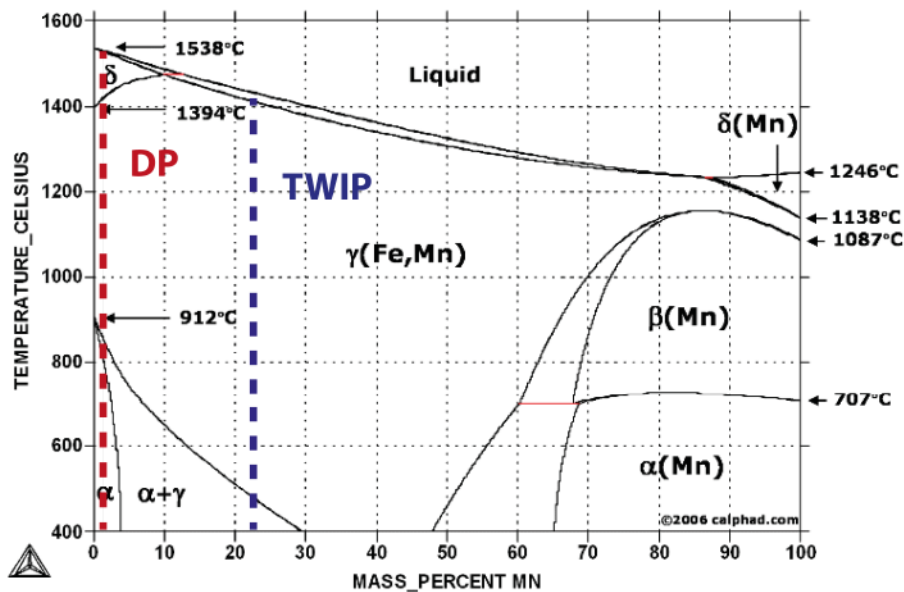


FIGURE 3.22 – Diagramme d'équilibre Fer-Manganèse

Une seconde source d'erreur peut tout simplement venir de la résolution numérique. En effet, les équations sont résolues de façon itérative, par la méthode des éléments finis sur un maillage donné,

jusqu'à converger vers une solution dont la tolérance relative est imposée par l'opérateur. Une discrétisation du maillage insuffisante et/ou une tolérance trop importante sur la solution peuvent conduire à des erreurs sur le calcul des champs des variables. C'est le cas par exemple de l'équation de la conservation de la masse $\nabla \cdot (\rho \mathbf{u}) = 0$ qui n'est pas satisfaite sur l'intégralité du domaine de calcul (Figure 3.21 - b). Le long des isothermes de fusion et de vaporisation, lieu géométrique où les variations des propriétés matériaux sont les plus importantes, la divergence prend, dans nos calculs, des valeurs supérieures à 10000 s^{-1} en norme alors que cette grandeur devrait être nulle. Les codes de calculs commerciaux sont optimisés pour offrir une convergence des calculs même si une équation n'est pas satisfaite dans toutes les cellules du domaine maillé. Cela permet d'avoir un résultat malgré une résolution erronée dans une partie de la géométrie. L'utilisateur doit ensuite estimer d'après son expérience si les erreurs commises sur la résolution des équations gênent l'exploitation des résultats numériques. Dans notre cas, la divergence du champ de vitesse est erronée sur les parois du capillaire et à l'interface entre le liquide et le solide. Nous exploiterons les résultats numériques dans ces régions en prenant une précaution toute particulière quant à leur interprétation.

3.3.4.4 Le transport de matière

Comprendre et agir sur le transport des éléments d'addition dans la soudure est l'objectif de ce travail. Au regard des très hautes vitesses de refroidissement et pour construire un modèle numérique le plus robuste possible, la loi de Fick a été choisie pour modéliser ce phénomène physique. Les résultats les plus utiles, seront la cartographie chimique du cordon de soudure (Figure 3.23) et la visualisation du trajet des éléments dans le bain liquide (Figure 3.25).

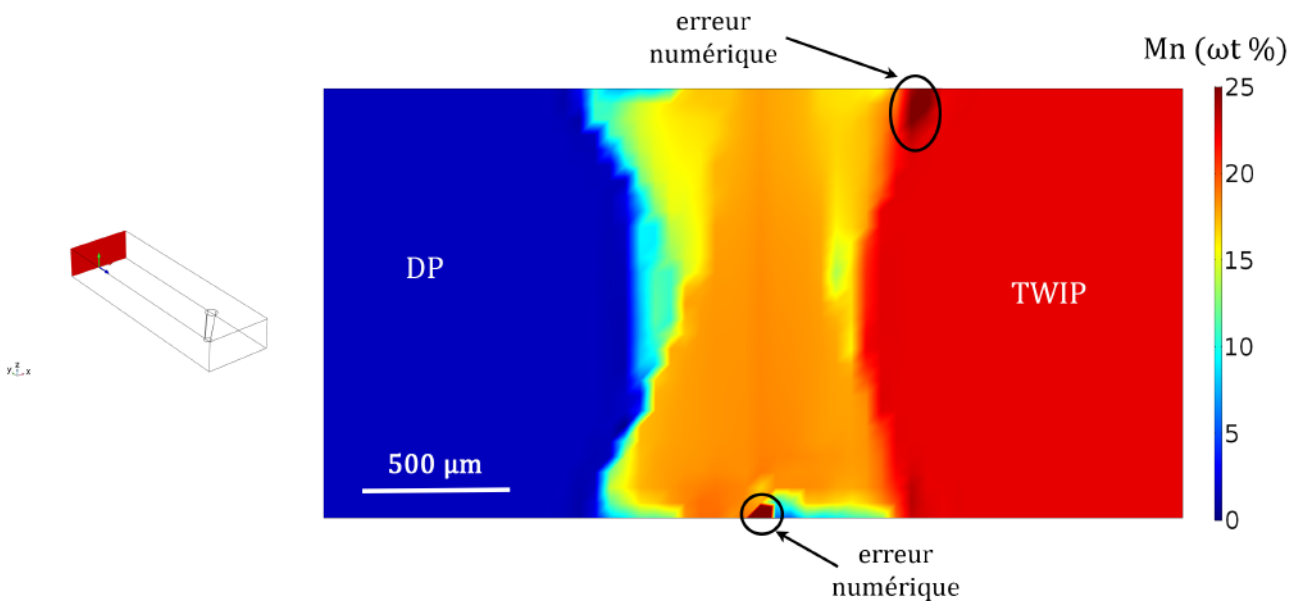


FIGURE 3.23 – Fraction massique numérique du manganèse ($\text{wt}\%$) dans une coupe transversale du modèle 3D

Conséquence de l'hypothèse de fluide équivalent, l'interface solide/liquide n'est pas aussi franche que ce qui est observé expérimentalement. En effet, dans la littérature [49, 96], l'intervalle de température entre la température de liquidus et la température de solidus (environ $20\text{-}30 \text{ K}$) définit une zone pâteuse relativement faible, quelques centaines de micromètres au maximum. Alors que numériquement, afin de faciliter la convergence des calculs, la zone pâteuse s'étale sur un intervalle de température de 200 K , soit une distance de l'ordre du millimètre (Figure 3.24). Ensuite, comme annoncée dans le paragraphe précédent, notre modélisation de la viscosité dynamique génère des erreurs de calcul sur les variables résultats le long du plan de joint initial. Sur la Figure 3.23, nous pouvons observer proche de la surface inférieure une zone très riche en manganèse. Ces cellules sont les der-

nières solidifiées, la contrainte surfacique de l'effet Marangoni additionnée à une résolution erronée de la conservation de la masse sur l'interface de solidification conduit à cette concentration locale en manganèse supérieure à la teneur initiale contenue dans l'acier TWIP. Ces cellules seront donc ignorées lors de l'exploitation des résultats de la simulation numérique. Pour les cellules dans les angles de la soudure côté acier TWIP (riche en manganèse), les résultats obtenus sont également non-physiques. La contrainte de Marangoni qui expulse le liquide en surface du centre vers l'extérieur du joint soudé permet le transport du manganèse en surface, mais celui-ci semble capturé par notre phase solide modélisée comme un fluide ayant une très grande viscosité.

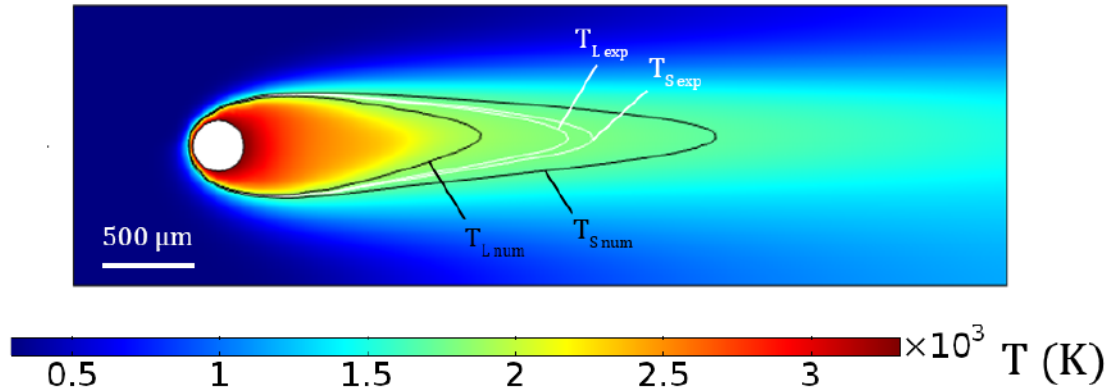


FIGURE 3.24 – Isothermes des températures de solidus (T_S) et liquidus (T_L) de l'acier DP en surface du bain liquide. Intervalles de température expérimental de 20 K (blanc) et numérique de 200 K (noir)

Il est aussi intéressant de regarder comment se mélangent les espèces chimiques dans le bain liquide. Des particules sans masse ont été ajoutées dans la simulation numérique et leur transport est visualisé sur la Figure 3.25. Nous avons introduit des particules sur trois niveaux dans la soudure pour connaître leurs déplacements. Les particules se situent initialement en bas (particules vertes), au milieu (particules bleues) et en haut du cordon (particules magenta). Dans l'exemple présenté sur la Figure 3.25, le résultat le plus intéressant est que les particules initialement situées en haut des tôles soudées vont être brassées par les mouvements de convection et être retrouvées en grande quantité dans la moitié inférieure de la soudure. Alors qu'à l'inverse, nous retrouvons peu de particules vertes dans la moitié supérieure du cordon, les particules qui étaient initialement proches de la face envers ont tendance à rester dans la partie inférieure du joint soudé. En d'autres mots, cela signifie que le mélange des espèces est fonction de leurs positions initiales dans les tôles assemblées. Ce résultat est également observé expérimentalement sur des soudures avec des clinquants de nickel positionnés sur la tôle en face endroit ou envers.

3.4 Les limites identifiées de notre modèle numérique

3.4.1 L'épaisseur des tôles

Augmenter l'épaisseur des tôles revient également à augmenter le volume du bain liquide. Actuellement, le modèle a été testé pour des épaisseurs de 1 mm à 3 mm (Figure 3.26). Les calculs convergent mais il faut émettre quelques réserves sur les résultats. L'enveloppe du bain liquide calculée pour une tôle d'épaisseur de 3 mm présente une forme très différente de celle observée pour les épaisseurs moindres. La matière se solidifie en premier à mi-hauteur de la tôle et ceci a pour conséquence de réduire le mélange entre le haut et le bas de la soudure. Une première remarque est que la source de chaleur et le cisaillement de la plume de vapeur n'ont pas été validés pour une épaisseur aussi importante. En effet, la quantité d'énergie apportée par la source de chaleur équivalente peut impacter la largeur et la longueur de la zone fondue. La contrainte de cisaillement telle qu'introduite dans le modèle numérique augmente linéairement avec l'épaisseur de la tôle, ainsi la contrainte maximale

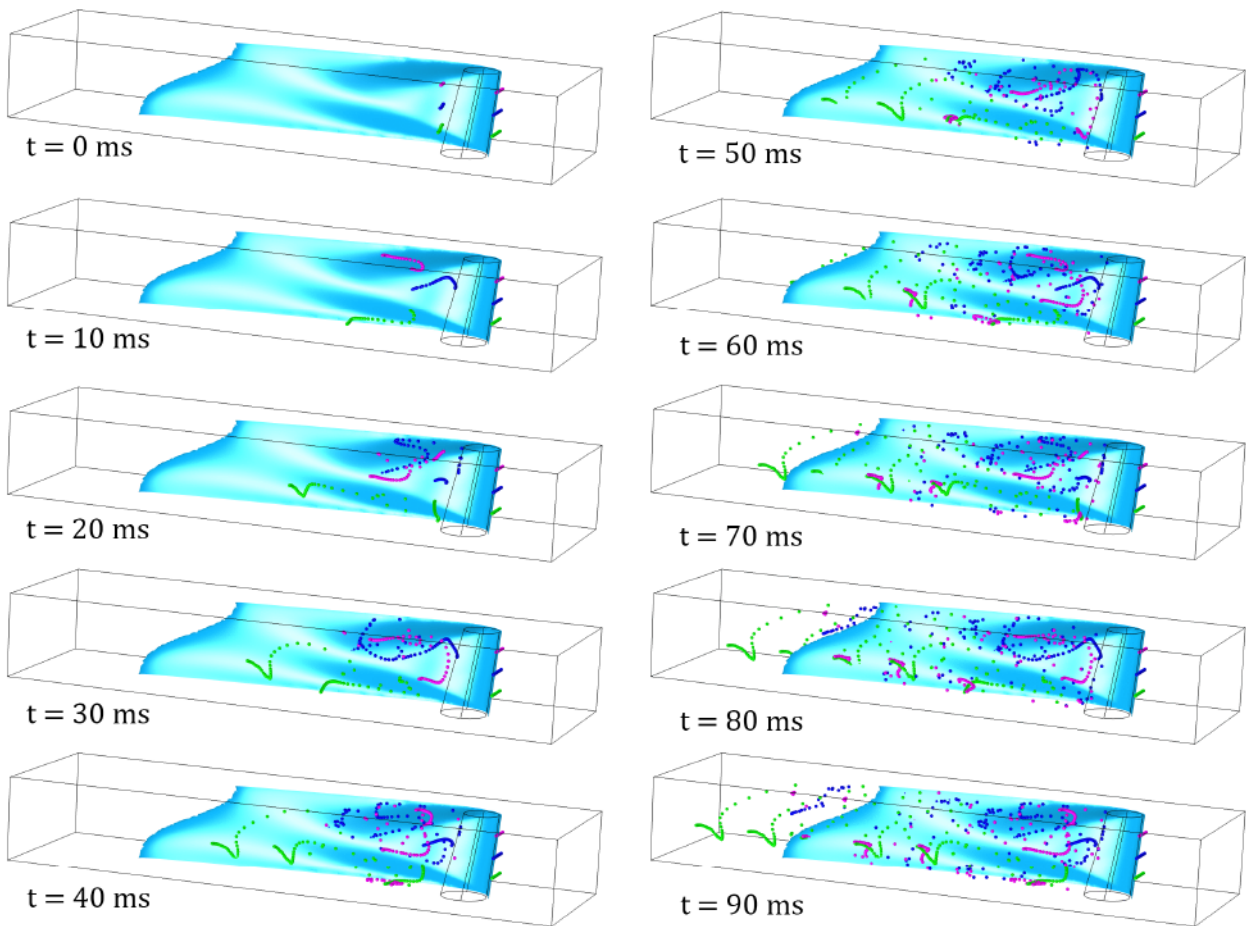


FIGURE 3.25 – Suivi de particules sans masse lors du soudage laser en bord à bord des aciers DP et TWIP. [$V_s = 6 \text{ m/min}$, laser centré]

de cisaillement dans le capillaire pour le soudage d'une tôle de 3 mm est trois fois plus élevée que pour le soudage d'une tôle de 1 mm . La contrainte de cisaillement dans le capillaire de vapeur agit directement sur la longueur de la zone fondue regardée sur les surfaces supérieure et inférieure. Une seconde remarque porte sur les performances de la station de calcul. En effet, nous résolvons les calculs sur une station possédant 128 GB de mémoire vive (RAM). La quasi-totalité de la RAM disponible est utilisée lorsque nous devons mailler un domaine de 3 mm d'épaisseur, il est donc peu envisageable d'étendre ce modèle numérique au cas du soudage laser de tôles de fortes épaisseurs. Néanmoins, les tests ont été effectués jusqu'à une épaisseur de tôle maximale de 3 mm car le monde de l'automobile ne travaille presque pas avec des épaisseurs supérieures à celle-ci.

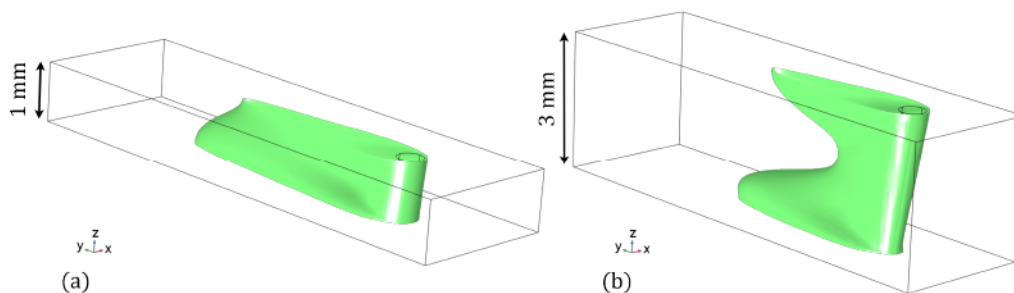


FIGURE 3.26 – Enveloppe du bain liquide lors du soudage de tôles de 1 mm (a) et 3 mm (b) d'épaisseur

Sous réserve que cette solution numérique soit la bonne, nous observons que, pour les fortes épaisseurs, le cordon de soudure peut voir sa composition chimique devenir hétérogène dans la direction

verticale (Figure 3.27). Pour ce cas particulier, il est possible de comparer le bain liquide à deux zones liquides quasiment distinctes se développant lors de l'assemblage laser des tôles, une proche de la surface supérieure et l'autre de la surface inférieure (Figure 3.26). L'interaction des vortex entre ces deux zones n'est possible que sur une très courte distance d'environ une à deux fois la taille du capillaire. Ceci est insuffisant pour obtenir un mélange homogène dans l'ensemble de la soudure. Au final, la partie supérieure de la soudure présente une certaine composition chimique qui est différente de la partie inférieure, car les dimensions des zones liquides supérieure et inférieure ne sont pas identiques. En effet, le volume fondu proche de la surface inférieure étant plus grand et asymétrique, nous obtenons une concentration massique du manganèse plus élevée (Figure 3.27).

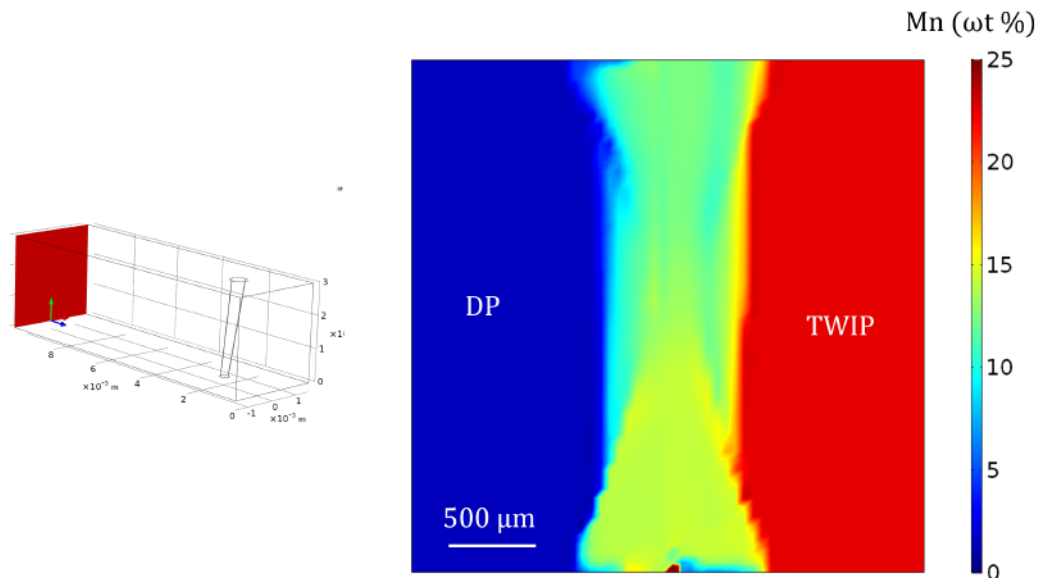


FIGURE 3.27 – Fraction massique numérique du manganèse ($\omega t\%$) dans une coupe transversale d'un cordon de soudure de tôles de 3 mm d'épaisseur. [$V_s = 6\text{ m/min}$, laser centré]

3.4.2 La vitesse de soudage

Puisqu'une augmentation de la vitesse de soudage est synonyme d'augmentation de productivité, nous sommes obligés de construire un modèle numérique modélisant le soudage laser à vitesse élevée comme le demande le cahier des charges des industries automobiles. Une vitesse maximale de 14 m/min a été testée, car au-delà de cette vitesse la résolution numérique de l'écoulement devient instable et le modèle numérique ne converge plus. Expérimentalement, Fabbro [5] a montré que pour les hautes vitesses de soudage, les régimes d'écoulement dans le bain liquide deviennent instationnaires. Ces régimes d'écoulement sont dénommés « pre-humping » et « humping ». Pour ces régimes de soudage, la surface libre du bain liquide ne peut plus être supposée plane, elle se déforme fortement après le passage du faisceau laser jusqu'à former des « bosses » (hump) de manière périodique à la surface du cordon de soudure. Pour les très hautes vitesses de soudage apparaissent donc de nouveaux phénomènes physiques qui ne sont pas représentés dans le modèle numérique décrit dans ce chapitre. De plus, ces phénomènes physiques sont dépendants du temps, apparaissant avec une certaine périodicité. Or, le modèle numérique actuellement développé est résolu avec une écriture stationnaire des équations. Ce modèle ne semble pas pouvoir modéliser le soudage laser à haute vitesse sans la résolution temporelle des équations. Le modèle numérique ne converge pas pour les vitesses de soudage supérieures à 14 m/min car des écoulements de fortes amplitudes et instationnaires devraient être résolus.

Pour les vitesses de soudage inférieures à 14 m/min , du point de vue du modèle numérique, il suffit de définir un domaine maillé assez long pour contenir tout le bain liquide (Figure 3.28). En effet, il a été observé expérimentalement que la longueur du bain liquide peut augmenter avec la vitesse de

soudage. Afin de limiter le nombre d'éléments dans le modèle numérique, un domaine de calcul le plus petit possible est utilisé. Les dimensions du domaine de calcul ont été optimisées pour les cas de référence calculés pour des vitesses de soudage de 6 m/min . Pour les simulations numériques du soudage laser faisant intervenir des vitesses d'avance supérieures à 10 m/min nous avons dû augmenter de 20 % la longueur du domaine de calcul. Augmenter la taille du domaine de calcul tout en conservant la même taille de maille, c'est-à-dire augmenter le nombre d'éléments, aura pour principale conséquence d'accroître les temps de calcul. Néanmoins, il n'existe pas de relation simple entre le nombre d'éléments dans le domaine et le temps de calcul. En effet, plus le nombre d'éléments est grand, plus les calculs matriciels sont longs mais les calculs peuvent également converger plus rapidement, ce qui aura pour conséquence de réduire le temps total de calcul.

De façon générale, plus la vitesse de soudage est grande, moins le mélange des éléments chimiques dans le cordon de soudure est homogène (Figure 3.29).

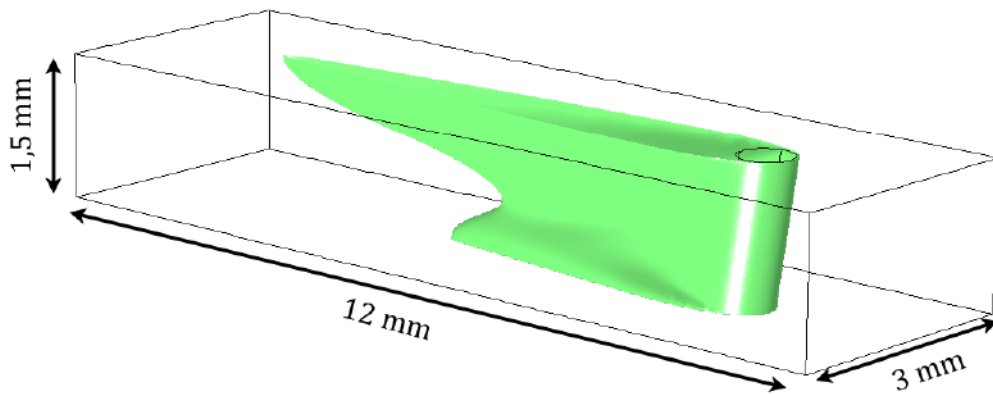


FIGURE 3.28 – Enveloppe du bain liquide lors du soudage laser avec une vitesse d'avance de 14 m/min

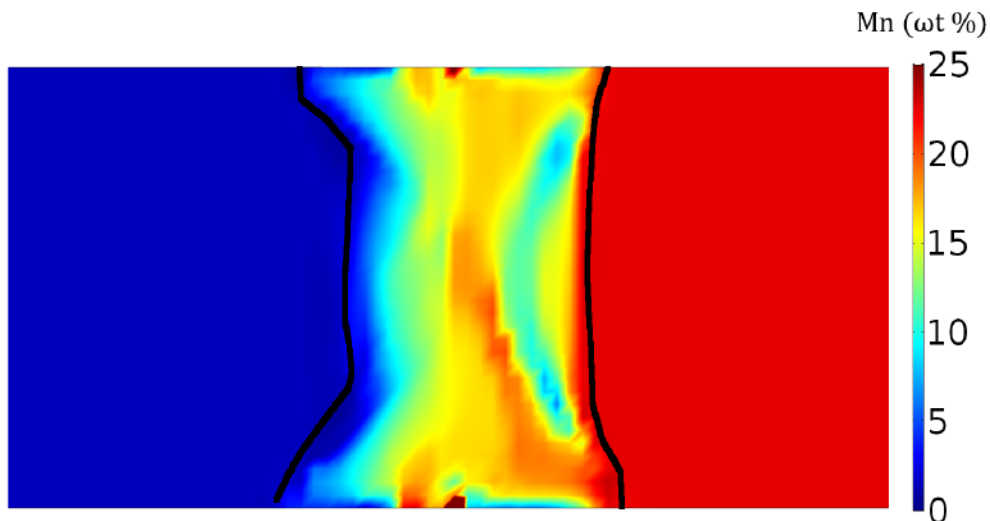


FIGURE 3.29 – Fraction massique en manganèse pour un cordon de soudure réalisé à la vitesse de soudage de 14 m/min

3.5 Commentaires sur le maillage

Le développement d'un modèle numérique n'est pas une chose aisée. Les modèles mathématiques représentant les différents phénomènes physiques ont leurs limites, ils sont plus ou moins justes. Or

la simulation numérique consiste à résoudre par un outil numérique ces équations mathématiques. On ajoute donc les erreurs du numérique aux erreurs du modèle physique. Ensuite, il n'est pas toujours simple de faire la distinction entre les différentes sources d'erreurs. Au cours de ce travail de recherche, nous avons constaté que les choix sur le maillage étaient aussi importants, voire même plus importants que le modèle de transport de matière. En effet, sans un choix judicieux sur le type d'élément, le modèle numérique n'est pas dans la capacité de résoudre correctement l'équation de transport de matière (loi de Fick). La comparaison des résultats numériques et expérimentaux concernant la ligne de fusion dans une tôle d'acier Dual Phase recouverte d'un clinquant de nickel de $100\ \mu\text{m}$ d'épais illustre parfaitement ce propos. La Figure 3.30, obtenue expérimentalement par mesure EDX, représente la distribution en nickel dans la soudure. On remarque que les angles supérieurs de la soudure sont particulièrement riches en nickel. Un des objectifs de la simulation numérique est alors de mettre en évidence que ce type de distribution peut être atteint. Deux maillages seront analysés : un maillage constitué d'éléments tétraédriques réguliers et un autre constitué d'éléments hexaédriques réguliers. Dans les deux cas la taille d'élément maximale est de $60\ \mu\text{m}$. L'objectif de ce travail de recherche est l'étude des mélanges dans le bain liquide, nous comparons donc les fractions massiques numériques en nickel dans des coupes transversales loin de la zone fondue (Figure 3.31). Il est important d'insister sur le fait que seul le maillage est différent entre les deux modélisations numériques. Les mêmes équations sont résolues sans aucun changement de paramètres. Néanmoins, le modèle numérique livre des résultats très différents. Dans le cas de la résolution numérique avec des éléments tétraédriques (Figure 3.31 - a), nous observons une diffusion excessive du nickel dans le solide. En effet, le logiciel COMSOL Multiphysics[®] utilise des schémas de stabilisation numérique afin d'aider à la convergence des résultats. D'un côté, sans ces schémas de stabilisation les calculs convergent plus difficilement ou ne convergent pas. D'un autre côté, la stabilisation consiste grossièrement à rajouter dans l'équation de diffusion un terme de diffusion purement numérique. Dans le cas du maillage tétraédrique, ce terme de diffusion numérique permettant la stabilisation semble trop important et vient influencer de manière non négligeable la représentation physique. Au niveau du logiciel nous n'avons pas accès à la norme de ces coefficients de stabilisation, ils sont calculés à partir des modèles de Do Carmo et Galeao ou Codina. Il est ainsi possible de conclure que l'utilisation d'un maillage tétraédrique n'est pas adaptée à la simulation numérique du mélange dans le bain liquide formé par laser. Sans stabilisation numérique, le calcul ne converge pas et avec une stabilisation numérique, le calcul s'effectue avec un coefficient de diffusion excessif n'ayant plus aucune réalité physique. Dans le cas du calcul avec un maillage hexaédrique (Figure 3.31 - b), la diffusion numérique est mieux maîtrisée par les modèles de Do Carmo et Galeao ou Codina. Une comparaison qualitative des distributions du nickel numérique et expérimental est très satisfaisante.

La modélisation numérique par éléments finis reste un outil qui a des tolérances comme n'importe quel outil. Ces résultats montrent l'importance du maillage sur la qualité des résultats. Pour la simulation numérique du soudage laser, on privilégie l'utilisation d'un maillage hexaédrique. De la même manière dans le chapitre suivant, nous verrons que plusieurs hypothèses de modélisation ont été prises dans le but d'avoir un modèle numérique dont les résultats sont en bon accord avec les résultats expérimentaux.

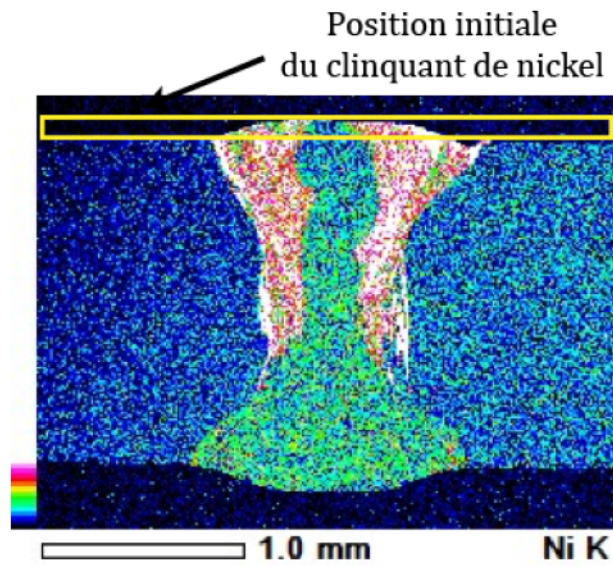


FIGURE 3.30 – Distribution EDX de l'élément nickel dans une ligne de fusion sur un acier DP600 de 1,5 mm d'épaisseur revêtu d'un clinquant de nickel ayant une épaisseur de 100 μm

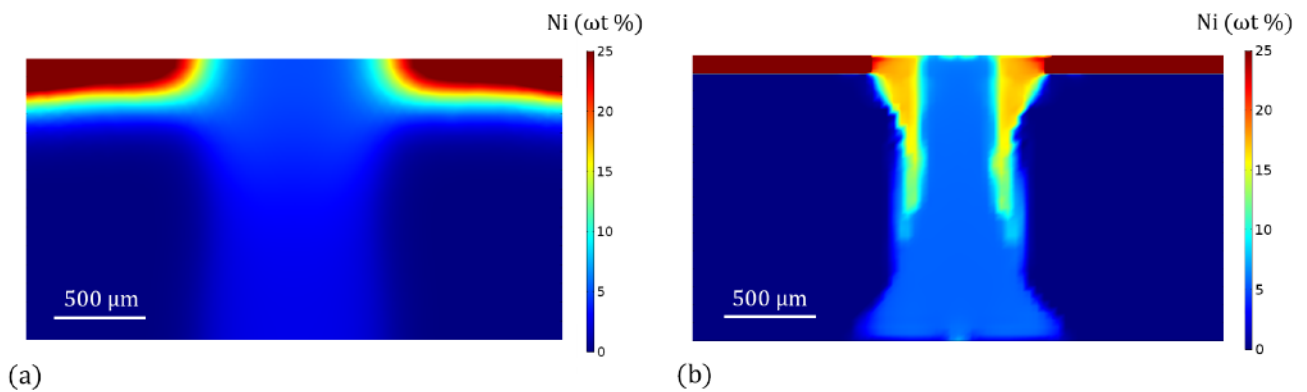


FIGURE 3.31 – Fraction massique en nickel (wt%) pour des simulations réalisées avec un maillage composé d'éléments tétraédriques (a) et hexaédriques (b)

Chapitre 4

Validation du modèle numérique

4.1 Introduction

Le chapitre 2 a exposé les résultats sur la distribution des éléments chimiques dans le cordon de soudure obtenus pour plusieurs configurations expérimentales. Les données mesurées serviront à la validation du modèle tridimensionnel présenté dans le chapitre 3. En effet, afin de répondre aux problématiques posées, les modèles numériques développés doivent d'abord être validés. L'importante progression des outils numériques ces dernières décennies permet maintenant de modéliser des phénomènes physiques complets et complexes. C'est le cas du mélange de la matière liquide lors du soudage laser. Néanmoins, le modèle numérique doit être validé à l'aide de résultats expérimentaux avant de le qualifier de prédictif. Pour répondre à cet impératif, les différentes hypothèses du modèle numérique ont été validées en comparant la distribution des éléments chimiques dans les zones fondues expérimentales et numériques. Les moyens expérimentaux permettant d'observer de façon directe le chemin suivi par la matière liquide au cours du temps sont complexes et onéreux. Dans le cadre de ce travail, une solution moins coûteuse a été retenue, les expérimentations sont réalisées avec des éléments traceurs dont la distribution dans la zone fondue est analysée *post-mortem*. Une hypothèse sera validée lorsque la représentation de la distribution des éléments chimiques obtenue numériquement est en bon accord avec les résultats expérimentaux.

4.2 Validation du modèle numérique sur les configurations servant à la compréhension générale du mélange

4.2.1 Convection de Marangoni

La convection de Marangoni est, comme montré par l'expérimentation, un phénomène de transport de matière le long d'une interface sous l'effet d'un gradient de tension superficielle. L'effet Marangoni intervient donc dans le transport en surface du bain liquide. Ensuite, le transport de matière est dépendant du champ de vitesse, nous avons donc montré expérimentalement que ce phénomène physique ne doit pas être négligé pour l'étude du mélange de la matière liquide lors du soudage laser car des essais de tirs statiques ont montré des vitesses du fluide en surface de plusieurs mètres par minute, c'est-à-dire du même ordre de grandeur que les vitesses de soudage utilisées pour la réalisation de flans raboutés. L'intérêt des tirs laser statiques, sans formation d'un capillaire de vapeur, est de pouvoir étudier de façon quasi-exclusive ce phénomène physique sans les interactions avec d'autres phénomènes physiques (vitesse de soudage, cisaillement de la plume de vapeur, etc.). Par contre, sans la formation du capillaire de vapeur, nous n'atteignons pas dans le bain liquide la température de vaporisation de l'acier et nous ne pouvons donc pas connaître l'intensité et le sens de ces contraintes sur toute la plage de température où l'acier est à l'état liquide. Pour le soudage laser avec génération d'un capillaire de vapeur, la température de la matière à l'état liquide est supposée décroître depuis la température de vaporisation jusqu'à celle de solidification. Or dans la configuration d'un tir statique avec le faisceau défocalisé de 40 mm, le faisceau laser produit un chauffage par conduction où les très hautes températures ne sont pas atteintes. La représentation de l'effet Marangoni n'est alors

validée dans le modèle numérique que pour les basses températures. Dans le modèle numérique tridimensionnel développé, l'effet Marangoni est introduit sous la forme d'une fonction linéaire dépendant de la température. Le coefficient de température de la tension de surface prend des valeurs positives lorsque le bain liquide est à une température proche de la température de solidification et des valeurs négatives pour les hautes températures. Les normes maximales et la température de changement de signe de ce coefficient seront par la suite estimées avec la méthode des plans d'expériences numériques afin d'obtenir les bonnes dimensions géométriques des joints soudés en faces supérieure et inférieure. La convention de Marangoni est essentielle dans le modèle numérique pour obtenir des soudures avec une forme caractéristique de sablier.

4.2.2 Écoulement turbulent dans le bain liquide

La plupart des modèles numériques, représentant les écoulements fluides dans le bain de métal fondu formé par fusion laser, considèrent un écoulement laminaire. Les vitesses du fluide dans le bain liquide sont inférieures à 2 m/s et en faisant l'analogie d'un écoulement fluide autour d'un obstacle cylindrique, ici le capillaire de vapeur, nous trouvons un nombre de Reynolds inférieur à 2000. Cela signifie que le calcul du nombre de Reynolds ne suffit pas à discriminer le type de régime d'écoulement dans le bain fondu. Néanmoins, certains auteurs qui étudient comme nous le mélange de la matière à l'état liquide [72, 73] modélisent l'écoulement fluide comme turbulent afin d'avoir numériquement un mélange comparable avec ce qu'ils observent expérimentalement. Le modèle développé dans le cadre de ce travail résout les équations Navier-Stokes en turbulent pour, comme ces auteurs, tenir compte d'un mélange turbulent. Trois configurations de soudage ont été étudiées numériquement et expérimentalement pour justifier du régime turbulent dans le bain liquide (Figure 4.1) :

- cas 1 : un clinquant de nickel est inséré entre deux tôles d'acier Dual Phase et le faisceau laser est centré sur le clinquant de nickel,
- cas 2 : un clinquant de nickel est inséré entre deux tôles d'acier Dual Phase et le faisceau laser est décalé de $200\text{ }\mu\text{m}$ par rapport au clinquant de nickel,
- cas 3 : assemblage d'un acier Dual Phase avec un acier TWIP et le faisceau laser est centré sur le plan de joint.

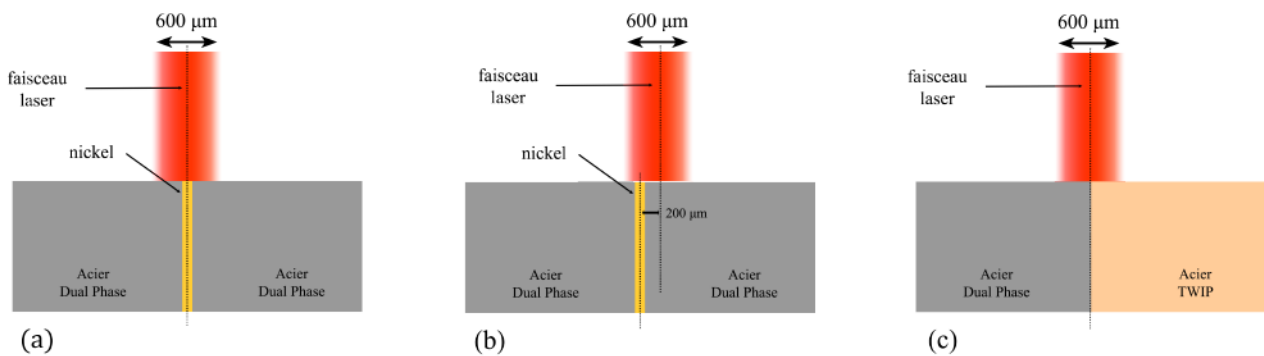


FIGURE 4.1 – Schéma de principe des configurations de soudage : cas 1 (a), cas 2 (b) et cas 3 (c)

4.2.2.1 Influence du régime d'écoulement sur la géométrie de la soudure

Les soudures laser présentent la plupart du temps une géométrie en forme de sablier. Comme dans le chapitre 2, nous analysons la géométrie de la zone fondue avec la mesure au niveau de trois lignes caractéristiques : en haut (L1), au centre (L2) et en bas (L3) du joint soudé. Le tableau 4.1 regroupe les mesures de largeur pour les trois configurations de soudage. Les modélisations en écoulement laminaire, en écoulement turbulent $k - \varepsilon$ et en écoulement turbulent $k - \omega$ ont été testées. Les géométries des cordons de soudure numériques sont identiques pour les cas 1 et 2 car le nickel utilisé comme traceur chimique est supposé en trop faible quantité pour modifier les propriétés thermophysiques locales

du bain liquide. Le transport des espèces est, dans ces simulations, calculé en post-traitement après la résolution du champ thermique et de la mécanique des fluides. Dans la simulation du soudage laser entre un acier DP et un acier TWIP, un couplage fort est réalisé afin de rendre les propriétés thermophysiques des aciers dépendant de la concentration en manganèse. Les dimensions du joint soudé sont trouvées sensiblement identiques, quelle que soit la représentation mathématique de l'écoulement fluide. Ce n'est donc pas le calcul de la géométrie du joint soudé qui peut nous permettre de discriminer le type de régime d'écoulement dans la zone fondue. Ceci explique pourquoi un grand nombre d'auteurs utilisent une représentation laminaire de l'écoulement lorsqu'ils n'étudient que la géométrie de la zone fondue dans leur modélisation.

TABLE 4.1 – Largeurs du joint soudé en surface supérieure (L1), au centre (L2) et en surface inférieure (L3). Comparaison des résultats expérimentaux et numériques et calcul de l'écart relatif δ

| Dimensions (μm) | | Cas 1 | | | Cas 2 | | | Cas 3 | | |
|---------------------------|--------------|---------------|-------------------|--------------|---------------|-------------------|--------------|--------------|-------------------|--------------|
| | | lam | $k - \varepsilon$ | $k - \omega$ | lam | $k - \varepsilon$ | $k - \omega$ | lam | $k - \varepsilon$ | $k - \omega$ |
| L1 | Exp | 858 \pm 13 | | | 1009 \pm 32 | | | 722 \pm 65 | | |
| | Calc | 822 | 802 | 768 | 822 | 802 | 768 | 841 | 818 | 789 |
| | δ (%) | 4 | 7 | 11 | 19 | 21 | 24 | -17 | -13 | -9 |
| L2 | Exp | 659 \pm 36 | | | 758 \pm 10 | | | 670 \pm 25 | | |
| | Calc | 708 | 717 | 720 | 708 | 717 | 720 | 722 | 727 | 728 |
| | δ (%) | -7 | -9 | -9 | 7 | 5 | 5 | -8 | -9 | -9 |
| L3 | Exp | 1033 \pm 30 | | | 945 \pm 44 | | | 920 \pm 22 | | |
| | Calc | 846 | 855 | 839 | 846 | 855 | 839 | 831 | 830 | 810 |
| | δ (%) | 18 | 17 | 19 | 11 | 10 | 11 | 10 | 10 | 12 |

4.2.2.2 Etude du champ de vitesse selon le régime d'écoulement

La simulation numérique montre quatre vortex sur les coupes transversales (Figure 4.2). Ces tourbillons proches des surfaces supérieure et inférieure sont générés par la contribution de Marangoni. Nous n'observons que très peu de différence sur les lignes de courant entre les trois types de modélisation de l'écoulement fluide. Néanmoins, nous pouvons noter que la vitesse du fluide est trouvée un peu supérieure avec un modèle laminaire plutôt qu'avec les modèles avec turbulence. Nous retrouvons ce même résultat sur les coupes longitudinales. Les modèles mathématiques de turbulence qui sont basés sur le moyennage temporel des vitesses, expliquent le fait de trouver des vitesses plus faibles que la modélisation laminaire. Le logiciel COMSOL utilise dans le modèle laminaire, une modélisation des grandes échelles (LES - Large Eddy Simulation) qui offre une bonne représentation des grands tourbillons. Nous retrouvons donc, avec les modèles de turbulence, les deux vortex principaux en haut et en bas du bain liquide qui avaient été identifiés par ingénierie inverse avec les analyses post-mortem de la distribution en nickel dans les soudures avec traceur de nickel en face supérieure et inférieure. Cependant le régime laminaire présente un vortex supplémentaire qui pourrait expliquer la distribution plus complexe des éléments d'alliage observée pour les soudures entre un acier Dual Phase et un acier moyen-manganèse. A ce stade de notre analyse comparative des écoulements laminaire et turbulent, les différentes modélisations de l'écoulement dans le bain liquide sont satisfaisantes pour notre représentation numérique du soudage laser. D'un côté, la modélisation en écoulement laminaire semble offrir un calcul plus intéressant des grands tourbillons dans le bain liquide, mais d'un autre côté, le calcul de la mécanique des fluides par les équations de Navier-Stokes en turbulent offre une plus grande stabilité des calculs et ainsi un plus important taux de convergence. Le choix entre un écoulement laminaire et turbulent dans la simulation numérique se fera dans le paragraphe suivant qui concerne le coeur de notre étude, c'est-à-dire, l'étude du mélange de la matière liquide dans le bain.

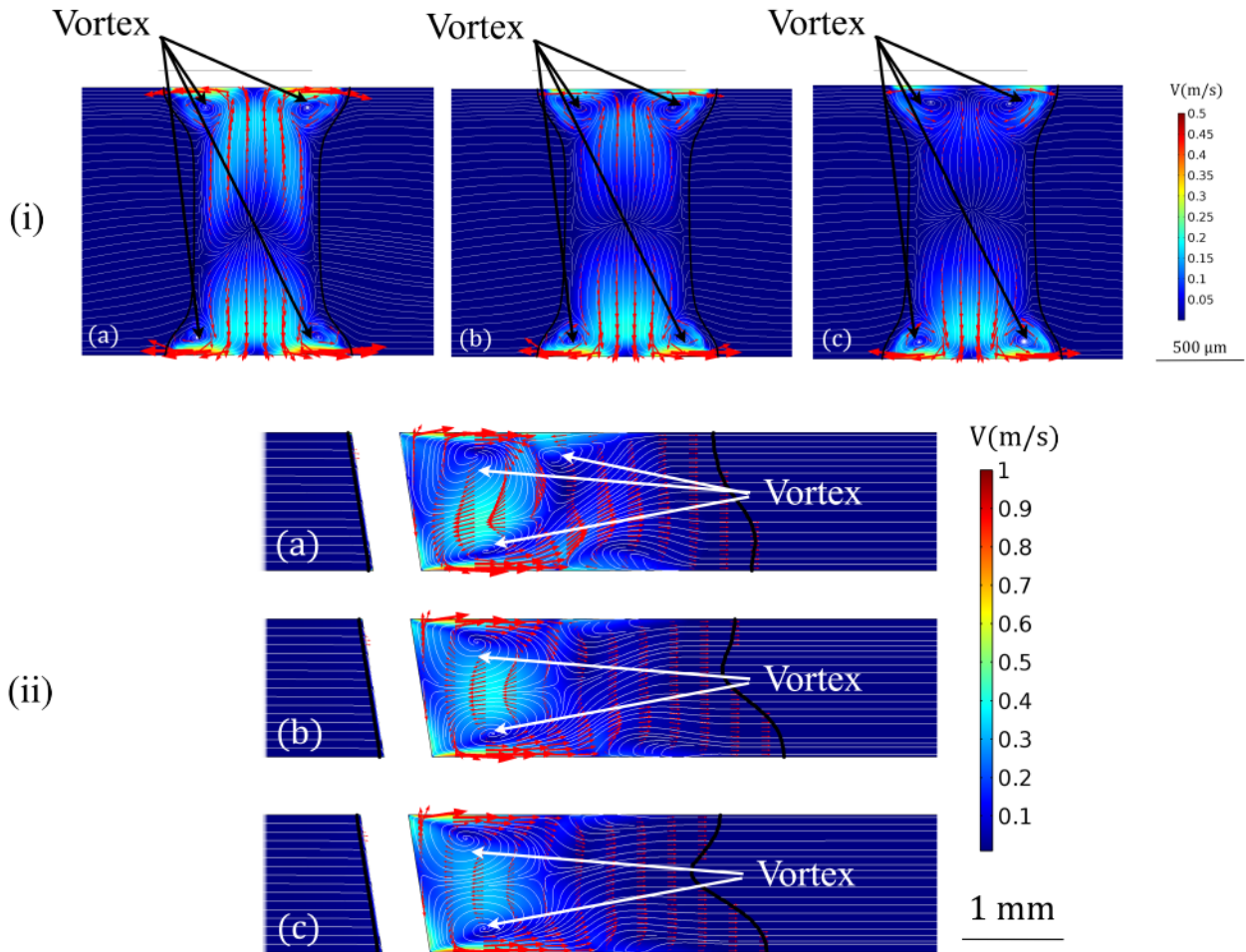


FIGURE 4.2 – Champs de vitesse sur des coupes transversales (i) où la zone fondue est maximale et sur des coupes longitudinales (ii) correspondant au plan de joint initial. Résultats pour un écoulement laminaire (a), un écoulement turbulent $k - \varepsilon$ (b) et un écoulement turbulent $k - \omega$ (c)

4.2.2.3 Analyse du transport turbulent de la matière

Les résultats de la simulation numérique sur la distribution des éléments chimiques montrent que le phénomène de transport diffusif peut être négligé. A cause des fortes vitesses de refroidissement intervenant lors du soudage laser, les résultats de deux simulations numériques avec et sans le coefficient de diffusion moléculaire sont identiques à moins de 1 % d'erreur. C'est un résultat très intéressant de la simulation. Cela signifie que les termes de transport convectif et de diffusion turbulente sont prépondérants dans la loi de Fick devant le transport diffusif. Face à ce résultat, on comprend que le champ de vitesse doit être calculé avec un haut degré d'exactitude afin d'obtenir une bonne correspondance entre les résultats de la simulation et les observations expérimentales.

Ensuite, les calculs de transport des éléments d'alliage lancés avec le modèle de turbulence $k - \varepsilon$ n'ont pas convergé. La viscosité cinématique, et donc le coefficient de diffusion turbulent, calculés avec le modèle de turbulence $k - \varepsilon$ produisent une oscillation de la solution sur la loi de Fick. Le modèle de turbulence $k - \varepsilon$ n'est donc pas adapté à l'étude du mélange de la matière dans le bain liquide et seuls les modèles laminaire et de turbulence $k - \omega$ seront étudiés par la suite.

La Figure 4.3 compare les profils de composition chimique obtenus sur les échantillons expérimentaux et sur les simulations numériques. Dans le cas des simulations résolues en flux laminaire, on observe de forts pics de concentration dans les angles de la zone fondue. Ces pics de concentration coïncident avec les tourbillons formés par la contribution de Marangoni. Néanmoins, ces profils sont

très éloignés de ceux obtenus expérimentalement. Le transport de matière dans un écoulement laminaire est alors peu représentatif du mélange dans le bain de métal liquide formé par laser.

Nous observons donc qu'en l'absence de diffusion turbulente, les simulations prédisent une importante concentration en éléments d'alliage au centre des plus grands tourbillons. Cependant, ce n'est pas le résultat observé expérimentalement, il est donc nécessaire de modéliser un important mélange dans le bain. Ce résultat est possible en modélisant un mélange turbulent. En effet, les équations de Navier-Stokes en régime laminaire ne peuvent résoudre les tourbillons de dimension inférieure à la taille de maille. Et pourtant, c'est dans l'ensemble de ces petits tourbillons que le mélange est le plus intense. La viscosité cinématique calculée avec le modèle de turbulence $k - \omega$ permet d'estimer l'intensité de ces petits vortex par rapport aux plus grands. Nous observons que la viscosité cinématique est maximale au centre des plus grands tourbillons (Figure 4.4). La diffusion turbulente du modèle numérique développé est alors directement proportionnelle à cette viscosité cinématique.

Le modèle de turbulence $k - \omega$ est la représentation mathématique qui offre les résultats numériques les plus proches de la réalité expérimentale. Les teneurs moyennes en éléments d'alliage sont correctement représentées même pour le couple DP/TWIP ayant des propriétés thermiques très différentes. L'acier TWIP, très riche en manganèse, a un point de fusion d'environ 150 K inférieur à celui de l'acier Dual Phase et une conductivité thermique beaucoup plus faible. Nous observons donc expérimentalement que le rapport de dilution des deux aciers dans le bain liquide est une fonction complexe des paramètres opératoires. Le modèle numérique développé prend en compte cette hétérogénéité des propriétés physiques pour calculer la géométrie de la zone fondue et le mélange. Nous discuterons dans la suite de ce chapitre de la précision attendue entre résultats de la simulation numérique et résultats expérimentaux.

4.2.3 Ecoulements dans la direction verticale de soudage

Les écoulements verticaux dans le bain liquide ont été étudiés via des configurations d'expérimentations où un traceur chimique était placé sur la surface supérieure ou inférieure. Sur ces échantillons, nous observons deux zones intéressantes. Il s'agit des angles supérieurs de la soudure (Figure 4.5). Ces zones sont soit enrichies en nickel lorsque le clinquant est positionné en face supérieure soit pauvre en élément traceur quand le clinquant était initialement en face inférieure. Numériquement, nous avons pu obtenir des résultats en bon accord avec les observations expérimentales. Afin d'obtenir des résultats comparables entre numérique et expérimental, il a fallu travailler un peu plus finement sur les phénomènes physiques opérant au bord de la zone fondue. Il s'agit de caractériser une zone pâteuse où les mouvements du fluide sont ralentis et où l'écoulement a un régime plutôt laminaire et non turbulent. Le transport de matière étant majoritairement fonction du transport convectif, il devient négligeable dans ces zones pâteuses. Couplée avec les vitesses de refroidissement élevées, on obtient dans ces zones, une concentration élevée en nickel quand celui-ci provient de ces régions et qu'il n'a pas le temps de se mélanger (clinquant de nickel en face supérieure). Au contraire, le nickel n'a pas le temps d'arriver dans ces régions avant qu'elles ne se solidifient quand il provient de la face inférieure du bain liquide.

4.3 Validation du modèle numérique sur les configurations en flans rabotés par laser

Après avoir choisi le régime d'écoulement dans la zone fondue à l'aide de configurations de soudage servant à la compréhension générale du mélange, il a été choisi d'étudier de manière plus approfondie le soudage bord à bord des aciers de nature différente. En particulier le cas du soudage laser d'un acier Dual Phase avec un acier TWIP qui est étudié au travers de plusieurs plans d'expériences numériques (PEN).

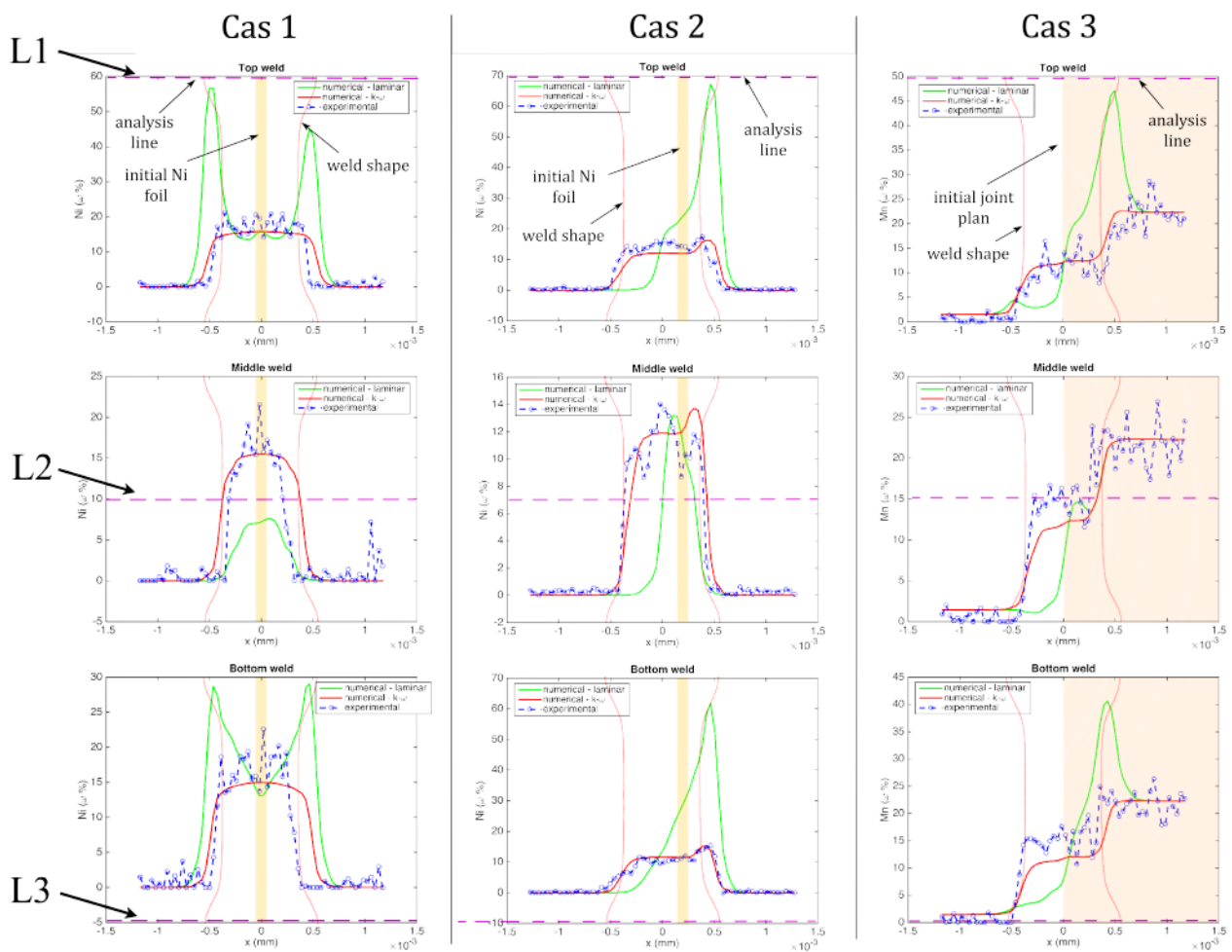


FIGURE 4.3 – Distribution des traceurs chimiques ($\omega t\%$) le long des lignes caractéristiques L1, L2 et L3. Fraction massique de nickel pour les cas 1 et 2, fraction massique de manganèse pour le cas 3. En vert les résultats de la simulation numérique pour un écoulement laminaire, en rouge les résultats avec le modèle de turbulence $k - \omega$ et en bleu les données expérimentales

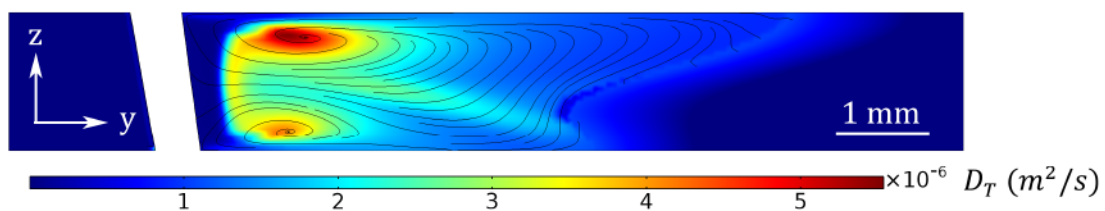


FIGURE 4.4 – Coefficient de diffusion turbulente le long d'une coupe transversale correspondant au plan de joint initial ($P = 4 \text{ kW}$, $V_s = 6 \text{ m/min}$, faisceau laser centré)

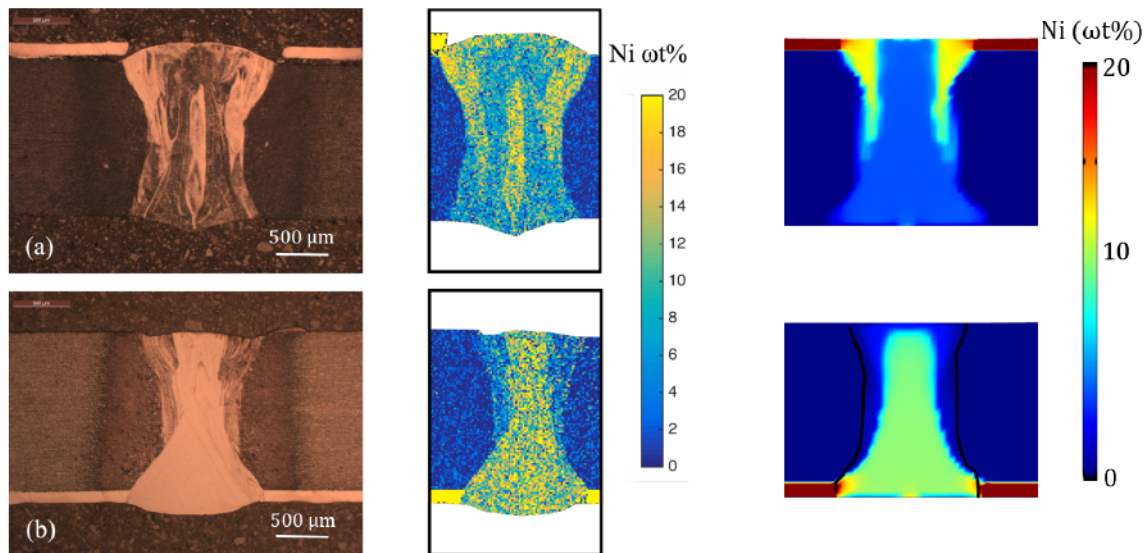


FIGURE 4.5 – Distribution du nickel dans une coupe transversale pour les soudures laser avec clinquant de nickel initialement posé en surface supérieure (a) et surface inférieure (b)

4.3.1 Les plans d'expériences numériques appliqués au développement du modèle numérique

Les plans d'expériences numériques sont une suite ordonnée d'essais, chacun permettant d'acquérir de nouvelles connaissances en contrôlant un ou plusieurs paramètres d'entrée pour obtenir des résultats validant un modèle. Augmenter ces connaissances, c'est trouver la réponse à une question posée. Cette question délimite le problème à résoudre et fixe les travaux à exécuter. La méthode des plans d'expériences doit faciliter l'interprétation des résultats tout en minimisant le nombre d'essais. La théorie des plans d'expériences assure les conditions pour lesquelles on obtient la meilleure précision possible avec le minimum d'essais afin de ne pas sacrifier la qualité des résultats. Une étude bibliographique non exhaustive sur les plans d'expériences numériques appliqués au soudage laser est disponible en Annexe B.

4.3.1.1 Application de la méthode Taguchi

La méthode Taguchi est une méthode statistique pour réaliser des plans d'expériences. Appliquée dans l'industrie, cette méthode se concentre avant tout à minimiser les variations autour de la valeur de consigne. L'objectif est d'obtenir des processus et systèmes aussi robustes et insensibles aux perturbations externes que possible.

Le soudage laser est un procédé d'assemblage faisant intervenir un important nombre de phénomènes physiques. Parmi les modèles mathématiques permettant de représenter ces phénomènes physiques de nombreux paramètres ne sont connus que grossièrement grâce à l'expérimentation voire même inconnus. Le plan d'expériences numérique nous permet d'explorer une plage de valeurs pour ces paramètres et de choisir les valeurs offrant les résultats au plus proche des fonctions objectifs visées. Dans un premier temps 24 paramètres ont été étudiés. Ces paramètres correspondent aux paramètres de la source de chaleur, aux propriétés thermophysiques des matériaux, aux propriétés du fluide, à la contribution de Marangoni, au cisaillement de la plume de vapeur, etc. Ces facteurs d'influences sont résumés dans la Table 4.2. Les fonctions objectifs étudiées sont : les largeurs du joint soudé proche de la surface supérieure (Y1), à mi-hauteur (Y2), proche de la surface inférieure (Y3) et la fraction massique moyenne de l'élément manganèse dans la soudure (Y4).

Dans le but de réaliser un minimum d'essais numériques, il a été choisi de construire 3 plans d'expériences. Le premier plan est un plan à 17 essais et les deux autres sont des plans à 9 essais. Nous avons alors un total de 35 essais pour étudier la variation de 24 facteurs d'influences sur 2 niveaux.

TABLE 4.2 – Facteurs d’influences

| | |
|-----|---|
| X1 | Conductivité thermique de l’acier DP à l’état solide |
| X2 | Capacité thermique massique de l’acier DP à l’état solide |
| X3 | Conductivité thermique de l’acier DP à l’état liquide |
| X4 | Capacité thermique massique de l’acier DP à l’état liquide |
| X5 | Coefficient de dilatation thermique de l’acier DP |
| X6 | Intervalle de température entre l’état solide et l’état liquide |
| X7 | Conductivité thermique de l’acier TWIP à l’état solide |
| X8 | Capacité thermique massique de l’acier TWIP à l’état solide |
| X9 | Masse volumique de l’acier TWIP |
| X10 | Conductivité thermique de l’acier TWIP à l’état liquide |
| X11 | Capacité thermique massique de l’acier TWIP à l’état liquide |
| X12 | Coefficient de dilatation thermique de l’acier TWIP |
| X13 | Température sur les parois du capillaire de vapeur |
| X14 | Dimension du capillaire de vapeur en face endroit |
| X15 | Dimension du capillaire de vapeur en face envers |
| X16 | Norme maximale du coefficient de température de la tension de surface |
| X17 | Température où le coefficient de température de la tension de surface change de signe |
| X18 | Viscosité dynamique du liquide |
| X19 | Norme maximale de la contrainte de cisaillement dans le capillaire de vapeur |
| X20 | Position en z où la contrainte de cisaillement s’annule |
| X21 | Angle d’inclinaison du capillaire de vapeur |
| X22 | Fraction massique en manganèse dans l’acier TWIP (plage de composition chimique) |
| X23 | Coefficient d’échange thermique moyen avec le gaz de protection |
| X24 | Température de fusion de l’acier TWIP |

Notre choix de travailler avec 3 plans d’expériences au lieu d’un seul plus grand à 33 essais réside dans la difficulté d’obtenir la convergence de tous les calculs numériques. En effet, les matrices orthogonales proposées par Taguchi ont l’intérêt d’exploiter au maximum les résultats avec le minimum d’essais mais il est nécessaire d’avoir un résultat pour tous les essais. Dans le cas de la simulation numérique du soudage laser qui est un phénomène physique complexe à modéliser, il peut arriver que les calculs ne convergent pas. Dans le cadre de l’utilisation des plans d’expériences, nous ne pouvons pas nous satisfaire de ce fait car il faut absolument un résultat. Pour cela, il est normal de revoir les niveaux des différents facteurs d’influences étudiés. La plupart du temps, la raison pour laquelle un calcul ne converge pas est un choix un peu trop ambitieux sur les niveaux d’un facteur. Dans ce cas il faut revoir l’intervalle de valeur de ce ou ces facteurs pour se rapprocher du point central. Cependant, lorsqu’un niveau d’un paramètre est modifié pour permettre la convergence d’un essai, il faut calculer à nouveau tous les essais faisant appel au niveau modifié. Sur une matrice orthogonale L_{32} (32 essais + le point central) le moindre changement de niveau sur un facteur au cours de la résolution du plan peut engendrer de lourdes conséquences et multiplier le nombre de calculs. Le point central est simulé en premier afin de déterminer si la simulation numérique pourra satisfaire à la conception des plans d’expériences.

L’objectif de ces plans d’expériences numériques n’est pas d’optimiser le procédé laser, mais plutôt de connaître les paramètres du modèle numérique les plus influents sur les grandeurs qui nous intéressent (Figure 4.6). Dans le domaine choisi pour les différents facteurs d’influences, on détermine la géométrie de la source de chaleur, la contribution de Marangoni, la capacité thermique des matériaux à l’état solide et l’intervalle de température entre la phase solide et la phase liquide qui jouent un rôle important sur la géométrie du cordon de soudure. La différence de propriétés thermophysiques entre les deux aciers a une influence sur le rapport de dilution des aciers. Enfin, la conductivité thermique des matériaux et le point de fusion de l’acier TWIP impactent de façon significative la géométrie et la concentration moyenne en manganèse de la soudure. Une analyse plus précise des résultats obtenus

avec la méthodologie des plans d'expériences montre que la contribution de Marangoni impacte la géométrie du joint soudé exclusivement proche des surfaces en contact avec l'air ambiant. La représentation mathématique de la contribution de Marangoni est dans la simulation, la seule responsable de la forme de sablier des cordons de soudure. Ou encore que l'ensemble des facteurs d'influences de la source de chaleur équivalente sont ceux qui imposent le plus la taille de la zone fondue.

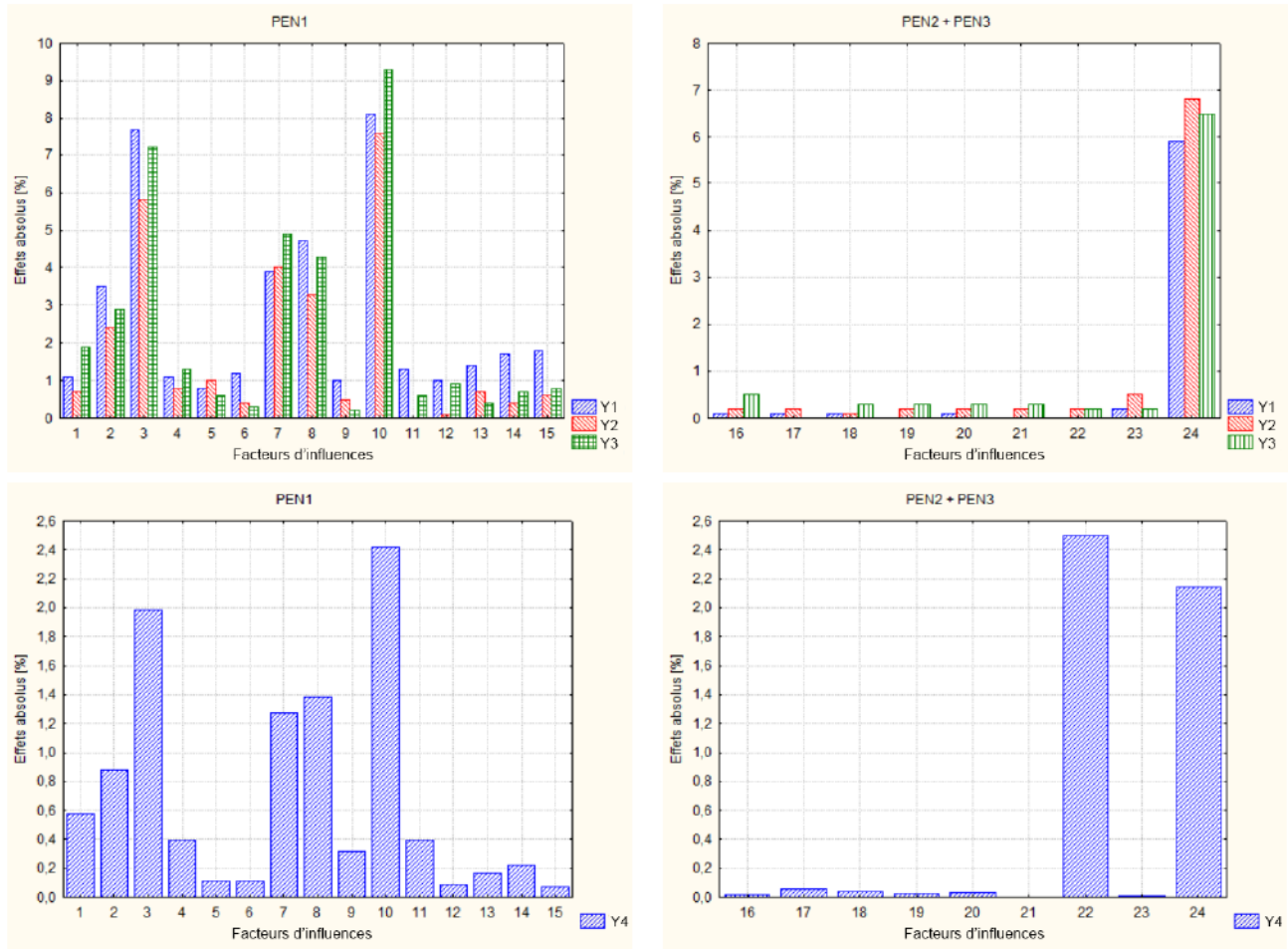


FIGURE 4.6 – Diagramme de Pareto pour la réponse des plans d'expériences

Un autre résultat intéressant des plans d'expériences numériques est la mise en évidence des facteurs qui n'ont pas d'influence sur les grandeurs analysées dans notre modélisation. C'est le cas des forces de flottabilité intervenant lorsque se produit un changement de masse volumique en fonction de la température. La viscosité dynamique du fluide, l'inclinaison du capillaire et l'échange thermique avec le gaz de protection ne jouent pas non plus un rôle significatif dans ce modèle. Néanmoins, il faut rester critique sur cette analyse. L'impact des facteurs n'a été étudié que sur un certain intervalle, les conclusions seraient différentes sur un autre intervalle des facteurs d'influences. Nous avons choisi d'étudier les facteurs d'influences résumés dans la Table 4.2, il n'est pas exclu qu'un facteur ait été omis par manque de connaissance de certains phénomènes physiques. Enfin, nous supposons que les interactions entre les facteurs d'influences sont négligeables.

La méthodologie des plans d'expériences nous a donc permis d'identifier les paramètres du modèle numérique les plus influents sur les fonctions objectifs définies. Les résultats détaillés sont disponibles en Annexe B. Ensuite, les niveaux des facteurs d'influences sont ajustés afin que le modèle soit une bonne représentation de la réalité. Il est alors possible en quelques essais supplémentaires de trouver un ensemble de paramètres offrant un résultat de la simulation en bon accord avec les observations expérimentales. Ce modèle est ensuite utilisé comme référence dans l'étude des variations des paramètres opératoires ou pour analyser plus finement un paramètre du modèle numérique de façon individuelle.

Par exemple, la conductivité thermique a une influence directe sur la longueur du bain liquide, nous retrouvons le résultat attendu que la longueur du bain liquide augmente lorsque la conductivité thermique diminue.

4.3.1.2 Choix des paramètres du modèle

Plusieurs informations peuvent être extraites des plans d'expériences numériques. Les plans d'expériences numériques mettent en évidence les paramètres influents du modèle numérique, mais ils indiquent également dans quel sens et avec quelle importance évoluent les fonctions objectifs lors de la variation des facteurs d'influences. Une méthode d'optimisation est de partir du point central du plan d'expériences numérique et d'ajuster les paramètres du modèle numérique dans l'intervalle défini initialement. Dans la Table 4.3, sont présentés les résultats expérimentaux de référence ainsi que les valeurs atteintes par la simulation numérique pour le point central du plan d'expérience numérique. Une comparaison des résultats nous indique que le modèle numérique, pris au centre du plan d'expériences numérique, surestime la largeur de la zone fondue en haut (L1) et au milieu (L2) et sous-estime la teneur massique moyenne en manganèse.

TABLE 4.3 – Résultats expérimentaux de référence et résultats de la simulation numérique pour le point central du plan d'expériences numérique (Figure 4.1 - c : $P = 4 \text{ kW}$, $V_s = 6 \text{ m/min}$, faisceau laser centré)

| | Largeur L1 (μm) | Largeur L2 (μm) | Largeur L3 (μm) | Fraction massique moyenne en manganèse ($\omega\text{t}\%$) |
|--------------|---------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|--|
| Expérimental | 722 | 670 | 919 | 14,7 |
| Numérique | 892 | 851 | 917 | 12 |

Il n'existe dans la littérature aucune information sur les propriétés des aciers Dual Phase et TWIP à l'état liquide. Cependant, les plans d'expériences numériques révèlent que la largeur de la zone fondue dépend fortement des conductivités et capacités thermiques de ces aciers à l'état liquide. Augmenter la conductivité thermique revient à accroître la largeur de la zone fondue (Figure 4.7). Alors que la zone fondue est plus étroite lorsque nous considérons de hautes capacités thermiques pour ces matériaux à l'état liquide. De plus, on remarque que le bain liquide devient asymétrique lorsqu'il existe un important écart entre les propriétés thermophysiques des deux aciers (Figure 4.8). Le même résultat est observé lorsque les aciers ont des points de fusion différents. Le caractère asymétrique du bain liquide agit directement sur le rapport de dilution et donc la composition chimique moyenne de la zone fondue.

Les propriétés thermophysiques des matériaux ont une grande influence sur la taille de la zone fondue et l'asymétrie du bain liquide. Néanmoins, les variations de ces facteurs d'influences ne suffisent pas à obtenir un joint dont la largeur en face endroit est plus faible que celle en face envers. Pour cela, il est possible d'agir numériquement sur les paramètres de la source de chaleur équivalente ainsi que ceux de la contribution de Marangoni. En effet, les dimensions du capillaire de vapeur, assimilé à un cône, imposent une certaine géométrie à la zone fondue. Plus la géométrie du capillaire est grande, plus le flux de chaleur est important. Ainsi l'apport d'énergie sera différent entre les parties supérieure et inférieure de la tôle d'acier. Dans le cas où le diamètre d'ouverture du capillaire est le plus grand proche de la surface supérieure, nous obtenons une soudure avec la forme de sablier désirée, mais avec une largeur L1 supérieure à la largeur L3 (Figure 4.9 - a). Au contraire, si le diamètre maximal est sur la face envers, la zone fondue calculée a une forme de trapèze dont la largeur maximale est atteinte en L3 (Figure 4.9 - b). Enfin la contribution de Marangoni qui est une contrainte surfacique modifie les dimensions L1 et L3 de la zone fondue sans modifier la largeur L2 (Figure 4.10). La forme de sablier est généralement une conséquence de la contribution de Marangoni.

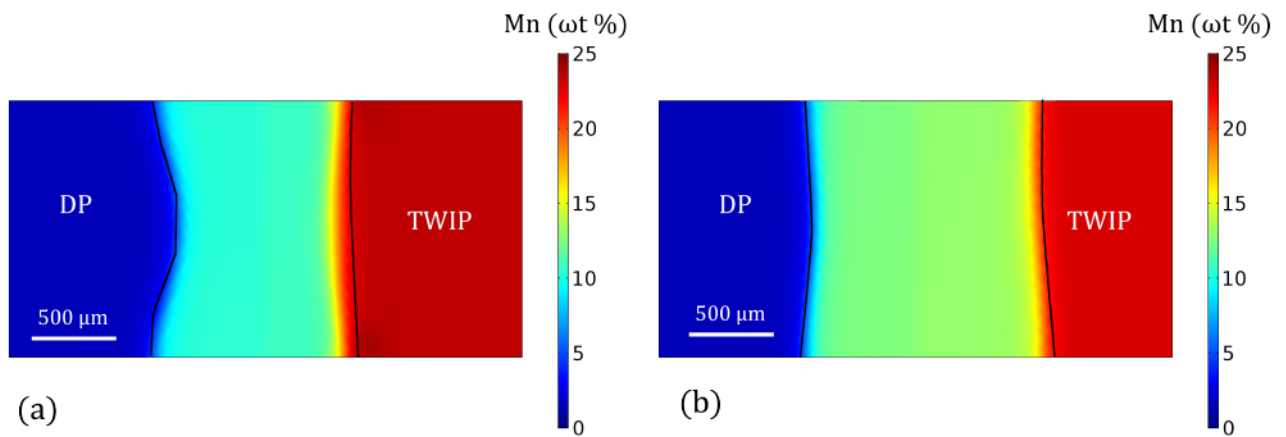


FIGURE 4.7 – Fraction massique du manganèse pour deux simulations avec les niveaux bas (a) et hauts (b) des conductivités thermiques à l'état liquide des aciers DP et TWIP (respectivement les facteurs d'influences X3 et X10)

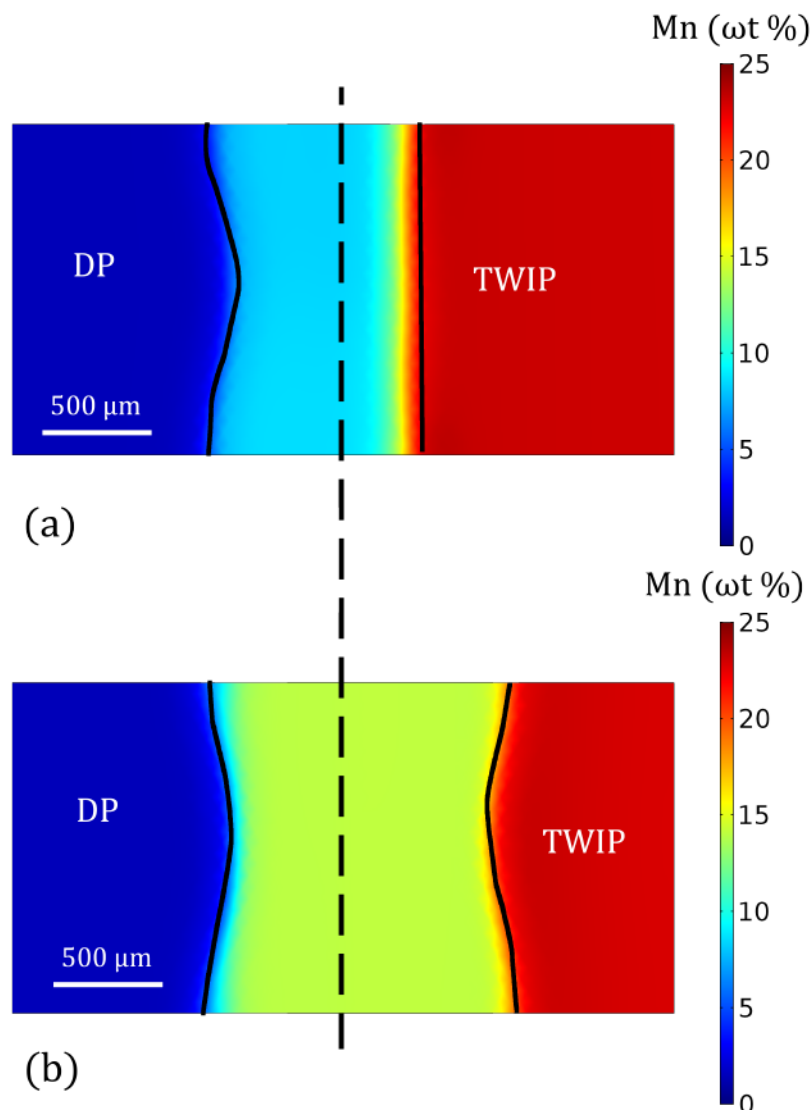


FIGURE 4.8 – Fraction massique du manganèse pour deux simulations avec un écart maximum entre les conductivités thermiques à l'état liquide des aciers DP et TWIP (respectivement les facteurs d'influences X3 et X10). X3 niveau bas et X10 niveau haut (a) ; X3 niveau haut et X10 niveau bas (b)

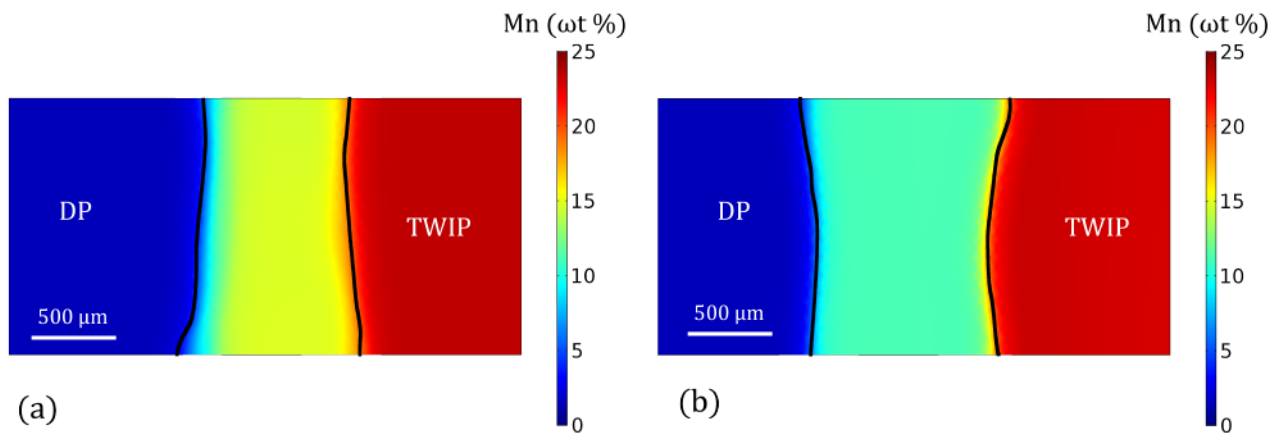


FIGURE 4.9 – Fraction massique du manganèse pour deux simulations avec des géométries différentes pour le capillaire de vapeur (facteurs d’influences X14 et X15). Diamètre du cône le plus grand en face envers (a) et en face endroit (b)

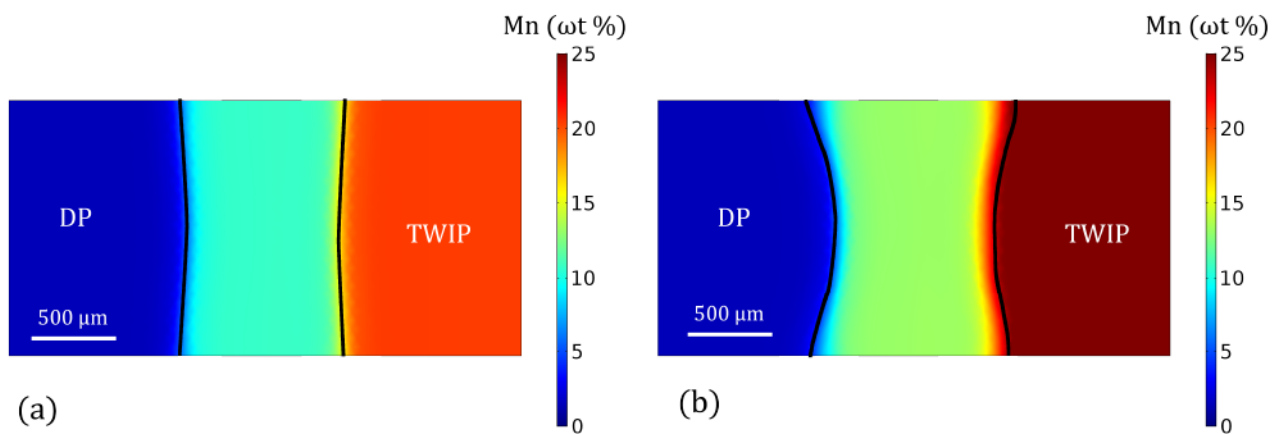


FIGURE 4.10 – Fraction massique du manganèse pour deux simulations avec des contributions de Marangoni différentes (facteur d’influence X16). Faible (a) et fort (b) coefficient de température de la tension de surface

Pour les facteurs d'influences présentés ci-dessus, il existe un ensemble de valeurs, pris dans l'intervalle défini initialement, qui permet d'améliorer significativement le modèle numérique afin qu'il réponde au mieux aux fonctions objectifs. Le résultat de cette optimisation est présenté Table 4.4. Pour ces facteurs d'influences (Table 4.5), il est préférable d'insister sur les tendances. En effet, les valeurs de référence utilisées correspondent aux mesures expérimentales des dimensions et de la composition chimique de la zone fondue observée sur une unique coupe transversale. Les résultats sont différents si nous réalisons les mêmes mesures sur une coupe quelques millimètres plus loin dans le cordon de soudure. Ces résultats changent encore quand nous réalisons des coupes macrographiques sur des cordons de soudure différents, même si les conditions opératoires sont identiques. Il existe une dispersion expérimentale des résultats dont l'importance n'a pas été mesurée dans le cadre de ce travail de recherche. L'objectif est, rappelons-le, d'améliorer la compréhension du mélange dans le bain fondu entre aciers de nature différente. Il ne s'agit pas d'optimiser un procédé de soudage en particulier. C'est pour cela que les résultats expérimentaux servent uniquement d'exemples.

TABLE 4.4 – Résultats expérimentaux de référence et résultats de la simulation numérique améliorés par la méthodologie des plans d'expériences numériques ($P = 4 \text{ kW}$, $V_s = 6 \text{ m/min}$, faisceau laser centré)

| | Largeur L1 (μm) | Largeur L2 (μm) | Largeur L3 (μm) | Fraction massique moyenne en manganèse ($\omega\text{t}\%$) |
|--------------|---------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|--|
| Expérimental | 722 | 670 | 919 | 14,7 |
| Numérique | 702 | 669 | 894 | 14,2 |
| Ecart (%) | 2,8 | 0,1 | 2,7 | 3,4 |

Avec l'aide des plans d'expériences numériques, le modélisateur peut de manière structurée et avec des informations chiffrées (Annexe B), agir sur le modèle numérique. En effet, de nombreuses valeurs des paramètres des modèles mathématiques ne sont estimées que grossièrement, voire même inconnues. Les modèles sont limités par les connaissances actuelles des phénomènes physiques ainsi que par les outils de mesures expérimentaux. Il s'agit par exemple des propriétés thermophysiques des matériaux à l'état liquide. Ces facteurs d'influences dans la modélisation numérique deviennent donc des variables d'ajustement. Ils permettent d'ajuster le modèle numérique dans le but d'obtenir des résultats numériques en bon accord avec les résultats expérimentaux.

4.3.2 Robustesse du modèle numérique vis-à-vis de la position du faisceau laser

Nous avons observé au travers des différents résultats du plan d'expériences numérique que les écarts de propriétés thermophysiques entre l'acier TWIP et l'acier Dual Phase jouent un rôle important sur la géométrie et la composition chimique du joint soudé. Cinq soudures furent réalisées avec une vitesse de soudage de 6 m/min et des positions différentes du faisceau laser par rapport au plan de joint (Table 2.5). Les deux cas extrêmes W_{A1} et W_{A5} où le faisceau laser est respectivement décalé de $500 \mu\text{m}$ sur l'acier DP et l'acier TWIP n'ont pas été analysés de façon approfondie. En effet, expérimentalement, ces deux soudures présentent plutôt les caractéristiques du brasage (Figure 4.11). La géométrie calculée de la zone fondue n'est pas satisfaisante, proche du plan de joint initial. La comparaison entre les résultats expérimentaux et les résultats de la simulation numérique nous laisse à penser que des phénomènes physiques sont mal représentés ou même ignorés dans le cas où le faisceau laser est fortement décalé sur l'un ou l'autre des aciers. En effet, dans ces configurations, seule la matière à l'état liquide vient fondre la matière de l'autre côté du plan de joint, car le faisceau laser n'interagit qu'avec un seul des deux aciers. Dans ce cas, il semble manquer la modélisation de l'interaction du métal liquide avec le métal solide. Nous pourrions assimiler cela à une résistance de contact qui dépendrait de la mouillabilité et de la tension de surface du liquide. Enfin, les soudures W_{A1} et W_{A5} sont des soudures avec un important offset du faisceau laser. Il est possible que certains paramètres des modèles physiques ne soient pas adaptés à la simulation numérique du soudage laser

TABLE 4.5 – Evolution des facteurs d’influences X_i (détaillés dans la Table 4.2) entre le point central du plan d’expériences numériques et le calcul optimisé

| X_i | Point central | Calcul optimisé | Evolution du facteur d’influence |
|-------|----------------------|----------------------|----------------------------------|
| X1 | 30 | 24 | - |
| X2 | 500 | 800 | + |
| X3 | 40 | 35 | - |
| X4 | 645 | 760 | + |
| X5 | $1,85 \cdot 10^{-5}$ | $1,85 \cdot 10^{-5}$ | = |
| X6 | 200 | 200 | = |
| X7 | 30 | 22 | - |
| X8 | 600 | 520 | - |
| X9 | 7000 | 7000 | = |
| X10 | 40 | 25 | - |
| X11 | 625 | 625 | = |
| X12 | $2 \cdot 10^{-5}$ | $2 \cdot 10^{-5}$ | = |
| X13 | 3100 | 3200 | + |
| X14 | $3 \cdot 10^{-4}$ | $2 \cdot 10^{-4}$ | - |
| X15 | $3 \cdot 10^{-4}$ | $2,6 \cdot 10^{-4}$ | - |
| X16 | $4,5 \cdot 10^{-4}$ | $4,5 \cdot 10^{-4}$ | = |
| X17 | 2200 | 2000 | - |
| X18 | $2 \cdot 10^{-3}$ | $2 \cdot 10^{-3}$ | = |
| X19 | 30 | 200 | + |
| X20 | 0,675 | 0,675 | = |
| X21 | 6 | 6 | = |
| X22 | 0,225 | 0,225 | = |
| X23 | 275 | 50 | - |
| X24 | 1650 | 1650 | = |

avec offset. Ces paramètres devraient, peut-être, être une fonction polynomiale dépendant du décalage du faisceau laser. Un décalage de $500 \mu m$ par rapport au plan de joint signifie que le dépôt de l’énergie du faisceau laser (rayon de $300 \mu m$) ne s’effectue que sur un seul des deux matériaux ce qui change ainsi fortement l’absorption de l’énergie laser par la matière. Une comparaison détaillée des compositions chimiques expérimentales et numériques n’a été réalisée que pour les soudures W_{A2} à W_{A4} où le faisceau laser est centré sur le plan de joint et décalé de $200 \mu m$ de part et d’autre du plan de joint.

Il est observé des écoulements très différents entre les différentes simulations. La longueur de la zone fondue (Figure 4.12 - a) augmente avec le décalage du faisceau laser sur l’acier TWIP. Ce résultat était logiquement attendu, car le point de fusion de l’acier diminue avec l’augmentation de la teneur massique en manganèse. Mais la différence des propriétés entre les deux métaux joue surtout un rôle sur les écoulements transversaux dans le bain liquide (Figure 4.12 - b) et par conséquent sur la géométrie de la zone fondue. Ne pouvant observer de manière directe les écoulements dans le bain liquide, seules la géométrie et la composition chimique moyenne de la zone fondue (Table 4.6) peuvent être utilisées pour comparer les données expérimentales avec les résultats de la simulation numérique. La composition chimique moyenne en manganèse est directement reliée au rapport de dilution des deux aciers dans la zone fondue. Le modèle numérique représente la composition chimique moyenne dans la zone fondue avec une erreur relative inférieure à 9% par rapport aux observations expérimentales.

Dans le cas où les paramètres opératoires de soudage permettent d’obtenir des cordons relativement homogènes en composition chimique, le modèle développé est alors capable de prédire de manière inté-

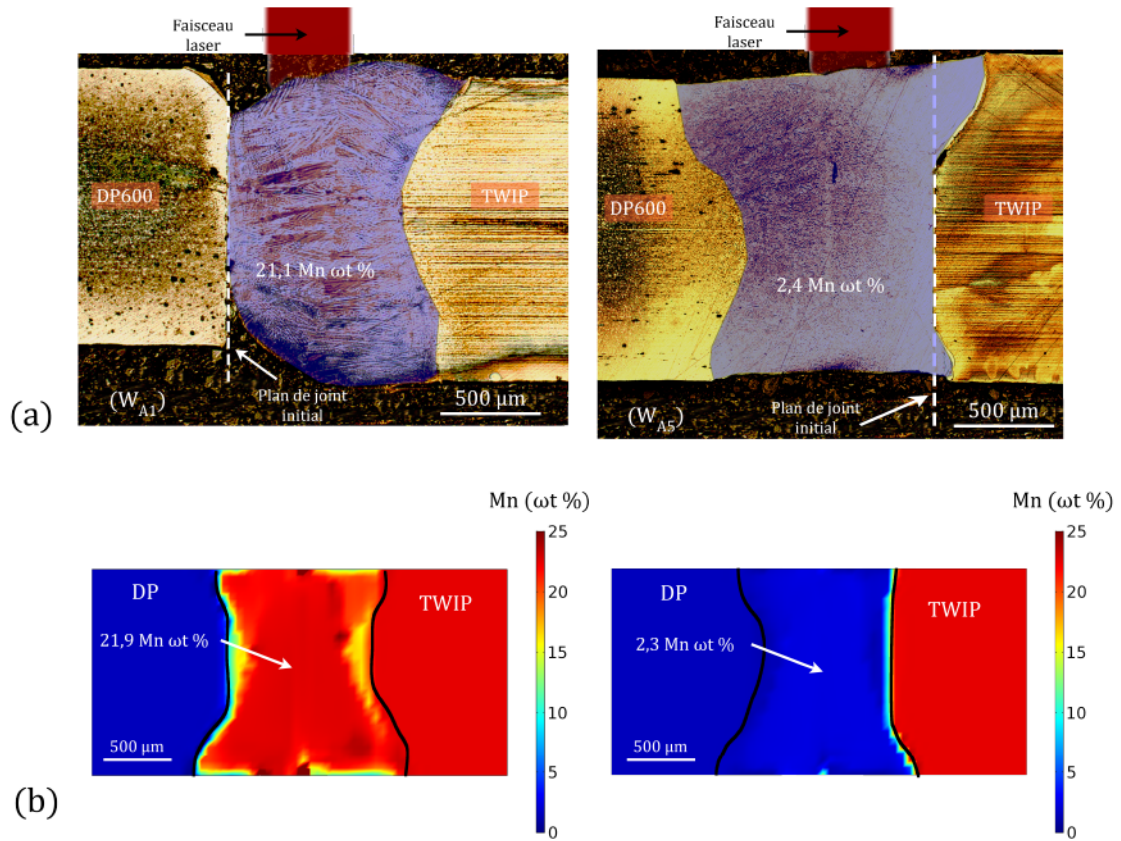


FIGURE 4.11 – Profils de la zone fondue (a) et fraction massique numérique du manganèse (b) pour les cas extrêmes W_{A1} et W_{A5}

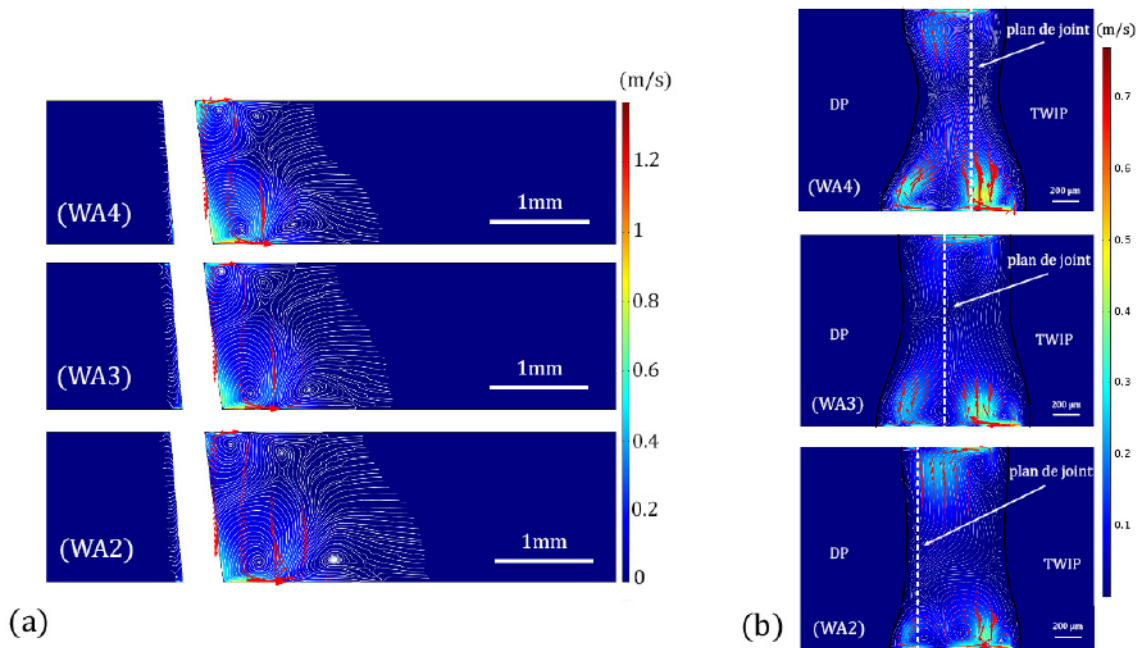


FIGURE 4.12 – Lignes de courant sur des coupes longitudinales correspondant au plan de joint initial (a) et des coupes transversales (b) pour les trois configurations de soudage avec décalage du faisceau laser W_{A2} , W_{A3} et W_{A4}

TABLE 4.6 – Teneur massique moyenne en manganèse dans la zone fondue

| | 200 μm sur TWIP (W_{A2}) | laser centré (W_{A3}) | 200 μm sur DP (W_{A4}) |
|------------------------|--------------------------------------|------------------------------|------------------------------------|
| Données expérimentales | 19,0 wt% | 14,1 wt% | 7,5 wt% |
| Résultats numériques | 17,3 wt% | 13,2 wt% | 7,4 wt% |
| Erreur relative | 9% | 6% | 1% |

ressante la géométrie du joint soudé et la composition chimique moyenne. La Figure 4.13 présente une comparaison entre les résultats des simulations numériques et des mesures expérimentales par sonde EDX de la teneur massique en manganèse dans la zone fondue. La simulation numérique représente le mélange global dans le bain liquide, le modèle calcule une valeur moyenne de la concentration en manganèse comparable avec les données expérimentales. En effet, le modèle numérique avec le maillage actuellement utilisé ne peut pas modéliser les microségrégations dans la zone fondue qui modifient localement la concentration en manganèse. Ensuite, les gradients de concentration numériques entre la soudure et les matériaux de base sont plus faibles que ceux observés expérimentalement. L'intervalle entre les températures de solidus et liquidus a volontairement été augmenté dans la simulation numérique pour stabiliser la résolution du calcul numérique. Le coefficient de diffusion turbulente étant nul à l'intérieur de cette zone pâteuse, le mélange numérique proche des limites de la zone fondue est différent du mélange dans le reste de la soudure. Compte tenu de la dispersion des résultats expérimentaux, le modèle numérique offre une bonne robustesse vis-à-vis de la position du faisceau laser.

4.3.3 Modélisation du soudage laser bord à bord avec saut d'épaisseur

Dans le cas des flans rabotés par laser d'épaisseur identique, nous observons de façon générale une distribution homogène des éléments d'alliage dans la zone fondue. Par relativement homogène, nous entendons que la taille des structures hétérogènes est trop faible pour être simulée numériquement. C'est le cas de la soudure W_{D17} qui est utilisée comme référence (Figure 4.14 - c et d). Sur la soudure expérimentale W_{D17} (Figure 4.14 - c), on observe un enrichissement en manganèse près de la surface inférieure, néanmoins ce phénomène n'est pas observé tout au long de la soudure et n'est donc pas pris en considération. La simulation numérique pour cette soudure estime une distribution homogène du manganèse dans toute la zone fondue (Figure 4.14 - d). Dans le cas des flans rabotés avec un certain saut d'épaisseur, un autre phénomène physique peut apparaître. Il s'agit de l'effondrement de la matière fondue, provenant du matériau le plus épais, sur la surface supérieure du bain liquide. Le modèle numérique délivre des résultats intéressants dans le cas de la soudure W_{D6} (Figure 4.14 - a et b). Les géométries des joints soudés sont prédites de façon satisfaisante. La comparaison des résultats numériques et expérimentaux pour la soudure W_{D6} montre les conséquences du saut d'épaisseur sur la distribution des éléments chimiques dans la zone fondue. On observe très clairement que le haut de la zone fondue est moins riche en manganèse que le bas. Le haut de la soudure est majoritairement composé de l'acier le plus épais qui s'effondre sur le haut du bain liquide. Si le mélange n'est pas assez intense, la matière tombant dans le bain liquide n'a pas le temps de se mélanger et un important gradient de composition chimique se forme dans la direction verticale. Ensuite, lorsque les épaisseurs des tôles diminuent (soudure W_{D29}), le mélange calculé par la simulation numérique est plus important et la distribution en manganèse plus homogène (Figure 4.14 - f). En comparant ce résultat avec la distribution expérimentale du manganèse présentée Figure 4.14 - e, on remarque que le résultat de la simulation numérique est en bon accord avec le résultat expérimental. D'après les résultats de la simulation numérique, le mélange dans la zone fondue est plus important lorsque l'épaisseur des tôles diminue, ce qui a pour conséquence d'homogénéiser la zone fondue. Pour certains cordons de soudure, ce résultat est exact. Néanmoins il a été observé des coupes transversales expérimentales avec un gradient de concentration en manganèse dans la direction verticale (Figure 4.15).

Le modèle donne donc des résultats en très bon accord avec l'expérimental dans certains cas.

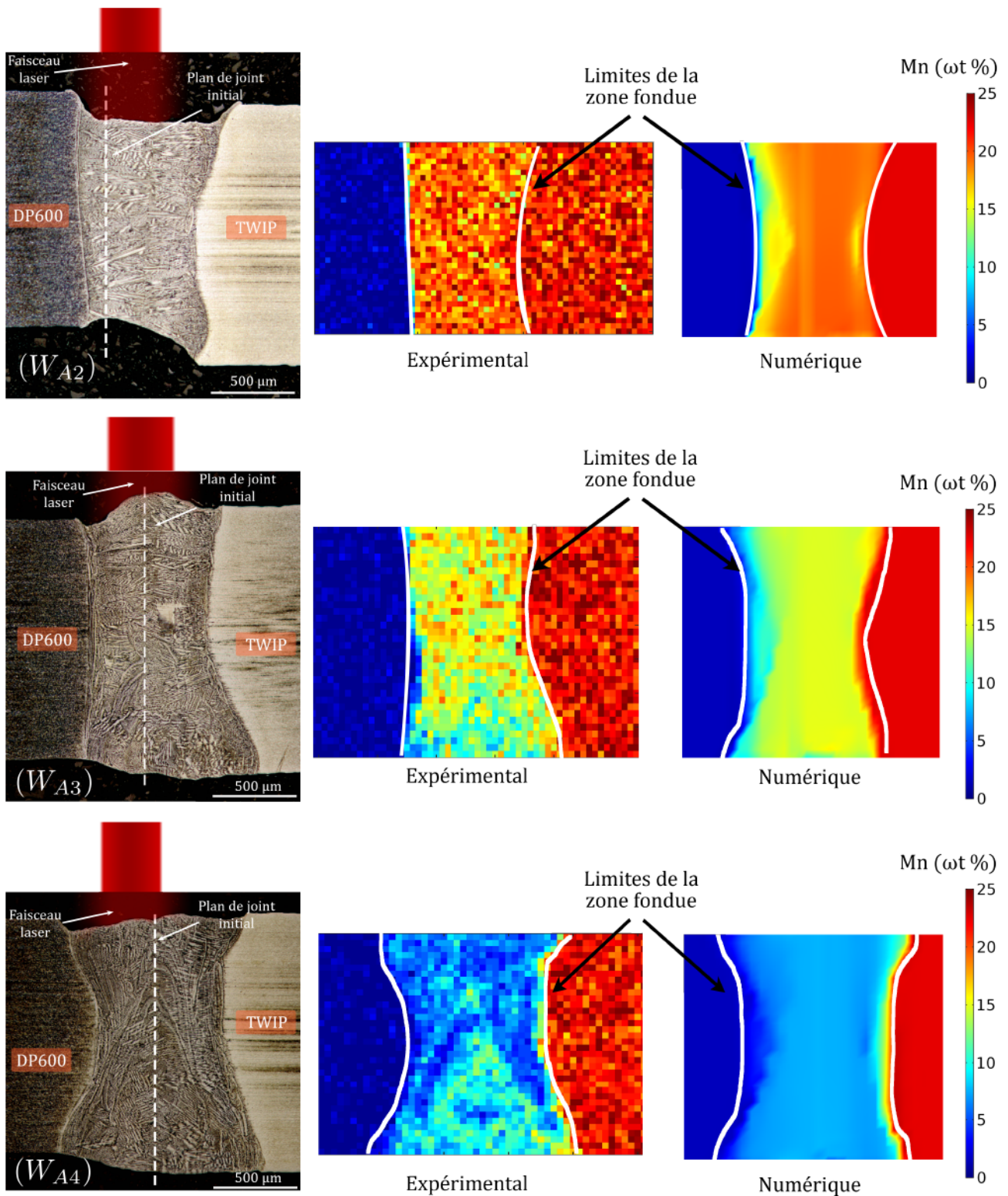


FIGURE 4.13 – Comparaison de la fraction massique en manganèse expérimentale et numérique pour les soudures avec un décalage du faisceau laser. W_{A2} : 200 μm sur l'acier TWIP ; W_{A3} : faisceau laser centré ; W_{A4} : 200 μm sur l'acier DP

Cependant, les résultats de l'expérimentation sont fortement dispersés. Le modèle numérique peut alors être utilisé pour mieux comprendre la diversité des résultats expérimentaux, par exemple en testant des combinaisons avec de faibles variations sur les paramètres opératoires. L'objectif est de trouver pourquoi les résultats expérimentaux sont tant dispersés et si aucun phénomène physique n'a été omis lors du développement du modèle numérique.

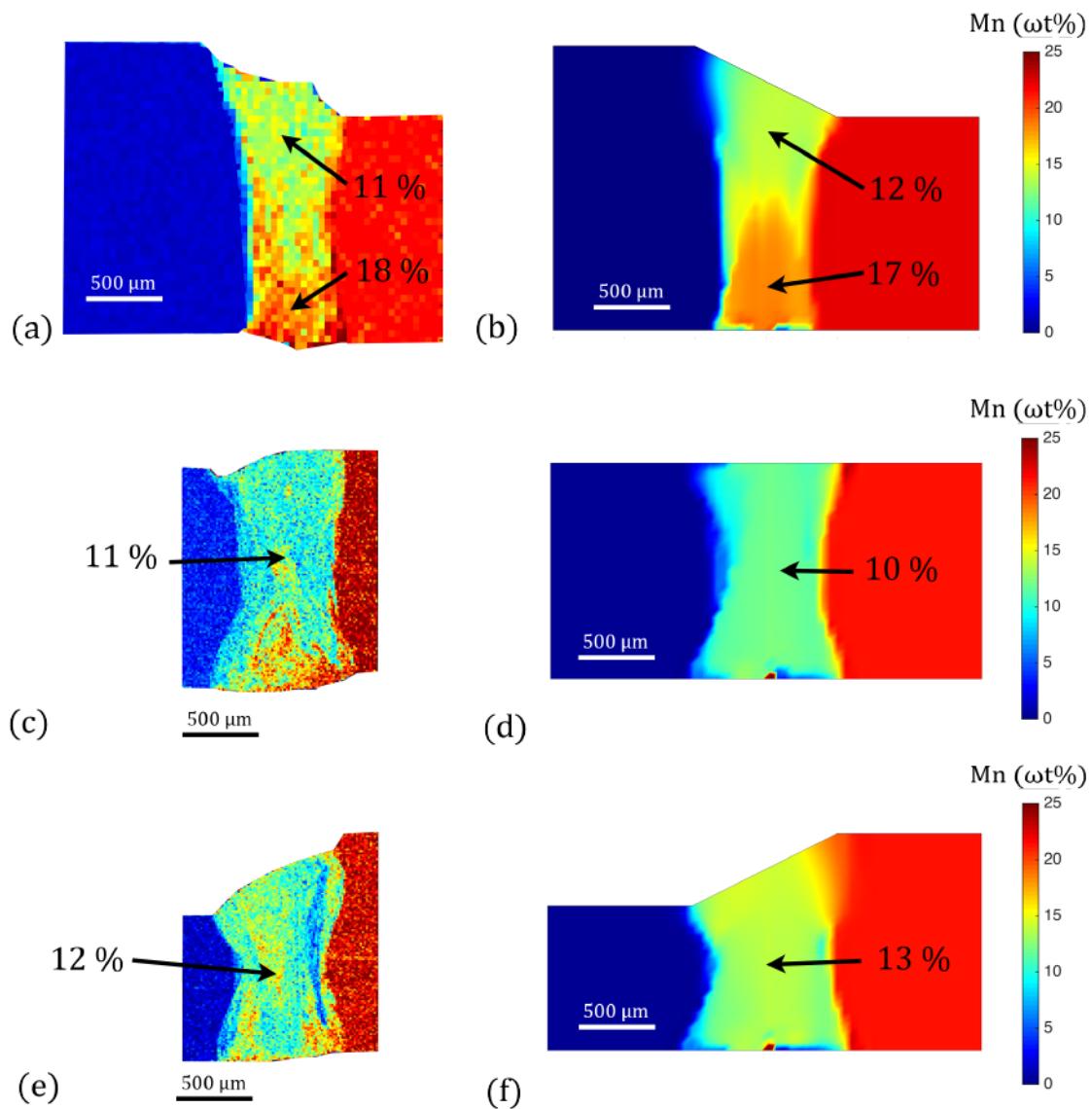


FIGURE 4.14 – Fraction massique en manganèse ($\omega t\%$) expérimentale (gauche) et calculée (droite) pour différentes soudures : (a-b) DP 2 mm/TWIP 1,5 mm, décalage du faisceau laser de 200 μm sur le TWIP ; (c-d) DP 1,5 mm/TWIP 1,5 mm, faisceau laser centré ; (e-f) DP 1 mm/TWIP 1,5 mm, faisceau laser centré. [$V_s = 6 m/min$]

4.3.4 Limite du modèle : distribution hétérogène de l'élément manganèse mal représentée par la modélisation

La géométrie et la composition chimique globale des cordons de soudure sont bien représentées par le modèle numérique développé. Cependant, l'outil numérique a ses limites. Le modèle numérique utilise un maillage trop grossier pour pouvoir tenir compte de toutes les hétérogénéités dans le joint soudé. Le modèle ne peut donner que les grandes tendances. Un test avec un modèle 2D a donné des résultats différents sur la distribution des éléments d'alliage dans la zone fondue (Figure 4.16). On observe qu'avec un maillage assez fin, on obtient une nouvelle distribution des éléments chimiques. Certes la représentation physique du modèle 2D est plus éloignée de la réalité que le modèle 3D mais elle sert à mettre en avant le fait que la modélisation numérique est limitée par la taille du maillage. La Figure 4.16 présente la distribution du manganèse dans une coupe transversale pour un calcul résolu avec un maillage 125 fois plus fin que celui utilisé pour la résolution du modèle 3D présenté dans ce document. Les structures de solidification les plus fines observables ont une taille d'environ 5 fois la taille de maille, soit 25 μm . Si on rapporte ce résultat sur une simulation avec le modèle 3D,

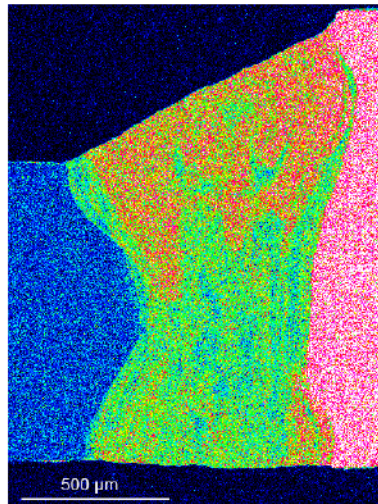


FIGURE 4.15 – Distribution expérimentale de l'élément manganèse pour la soudure W_{D29} . [DP 1 mm/TWIP 1,5 mm, faisceau laser centré et $V_s = 6 \text{ m/min}$]

les structures particulières de solidification observables ont au minimum une taille de $300 \mu\text{m}$.

Le modèle numérique avec des mailles plus fines permet donc de faire apparaître des phénomènes physiques plus fins et réalistes. On observe sur la Figure 4.16 - b un enrichissement local de la teneur en manganèse dans l'angle inférieur gauche de la soudure. Ce résultat a été observé plusieurs fois sur des coupes macrographiques expérimentales, notamment celle de la soudure W_{D29} (Figure 4.14 - e). Ensuite, la queue de comète observable dans l'angle supérieur droit de cette soudure (Figure 4.16 - b) a une forme semblable aux structures de solidification mises en évidence lors du soudage laser avec revêtement aluminé (Paragraphe 5.2.3.2).

4.4 Discrimination de deux régimes d'écoulements à l'aide de la simulation numérique

Les outils numériques sont utilisés pour aider à la compréhension du procédé laser. Nous avons observé lors du soudage laser avec apport de nickel sur la surface supérieure du bain liquide, deux types de distribution du nickel dans la zone fondue (Figure 4.17). Soit le nickel reste concentré dans le haut du bain liquide (Figure 4.17 - a), soit le nickel est distribué dans toute la zone fondue avec les angles supérieurs particulièrement riches en nickel (Figure 4.17 - b).

Différents tests numériques montrent que l'éjection de la plume de vapeur peut fortement modifier les écoulements dans le bain liquide. Nous identifions deux régimes : « Rosenthal » et « Single Wave » en référence au travail de Fabbro [4]. On peut schématiser le régime « Rosenthal » par un capillaire de vapeur entouré d'une grande quantité de matière fondue où l'hydrodynamique est limitée. Le front avant du capillaire de vapeur est supposé chauffé uniformément à une certaine température proche de la température d'évaporation (Figure 4.18). Quant au régime « Single Wave » seule une partie du front avant du capillaire de vapeur est véritablement chauffée par le faisceau laser incident car une importante réflexion du faisceau laser vient chauffer le front arrière (Figure 4.19). Pour les deux régimes, il est également observé que la plume de vapeur chaude s'échappant du capillaire peut transmettre une partie de son énergie cinétique au fluide pour le mettre en mouvement, mais elle peut aussi apporter une certaine quantité de chaleur au fluide en raison des températures très élevées que peuvent atteindre ces vapeurs métalliques. Dans le cas du régime « Rosenthal », un seul grand vortex se forme dans l'épaisseur du bain liquide, alors qu'il se forme deux grands vortex pour le régime « Single Wave ».

Nous supposons que le cisaillement de la plume de vapeur est le phénomène majeur responsable du changement de régime fonction de la vitesse de soudage. Il est alors nécessaire de comprendre comment

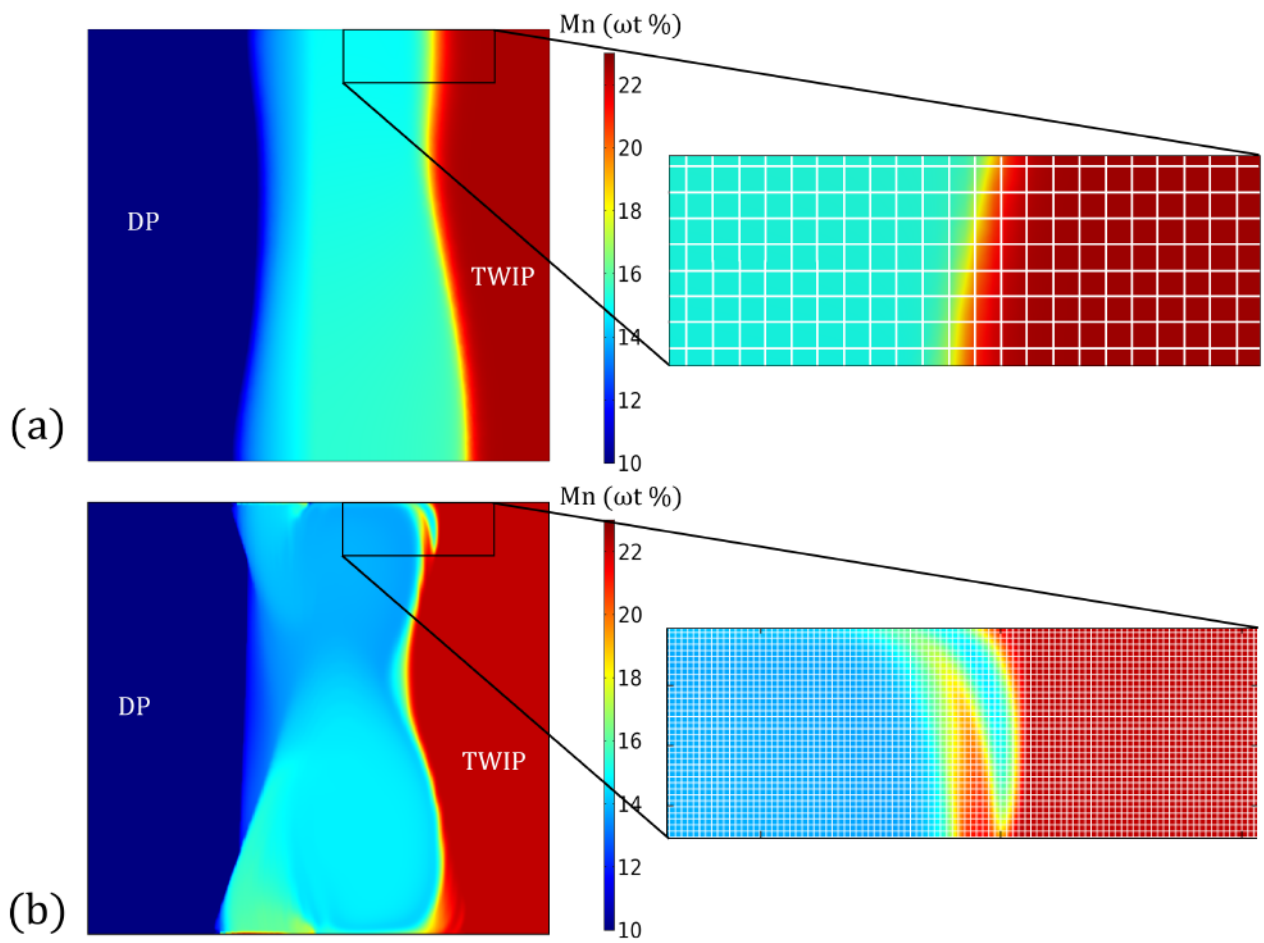


FIGURE 4.16 – Fractions massiques numériques du manganèse obtenues pour un calcul 3D avec une taille de maille de $40 \mu m$ (a) et pour un calcul 2D avec une taille de maille de $5 \mu m$ (b)

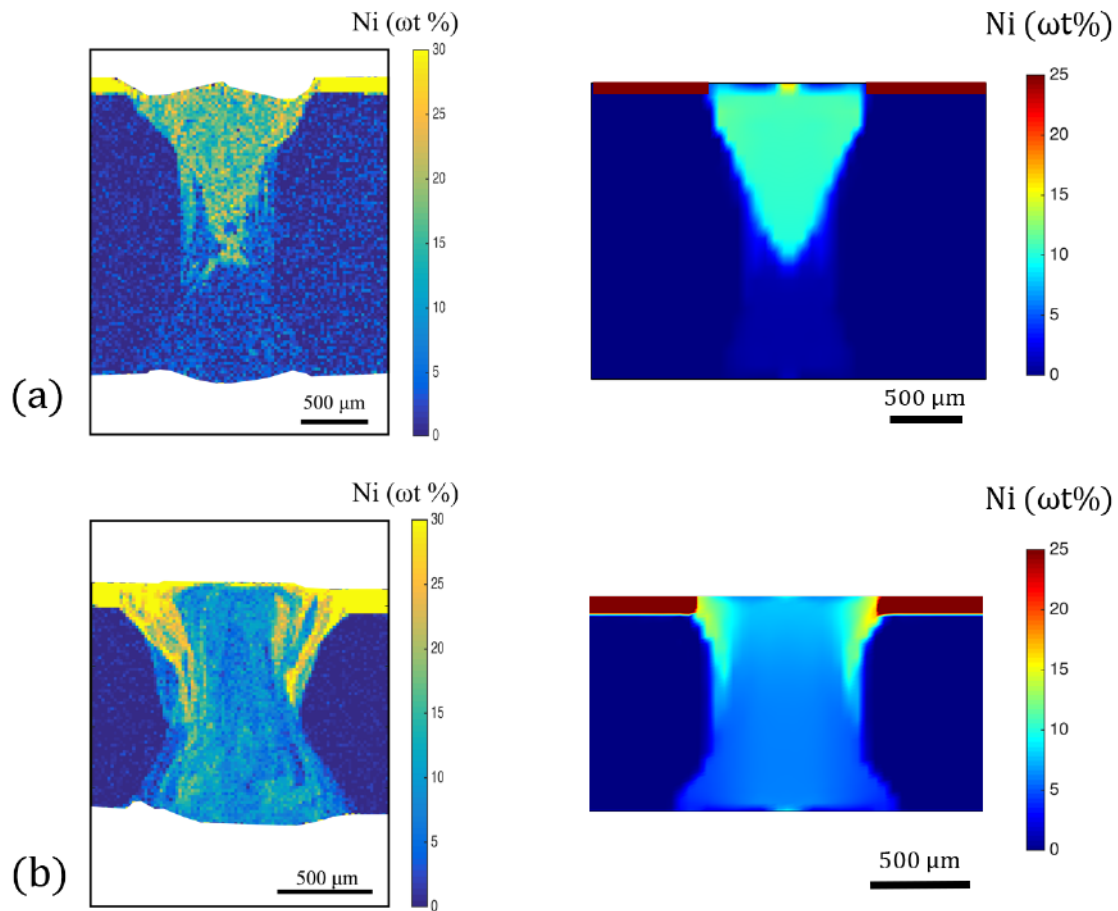


FIGURE 4.17 – Fractions massiques du nickel sur des coupes transversales expérimentales (gauche) et numériques (droite) pour une ligne de fusion sur un acier DP de 2 mm d'épaisseur (a) et 1 mm d'épaisseur (b). [$P = 4 \text{ kW}$, $V_s = 6 \text{ m/min}$, faisceau laser centré]

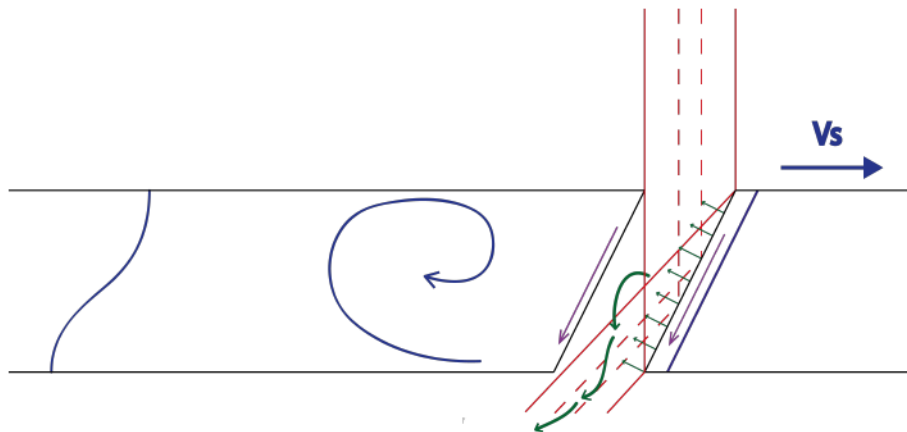


FIGURE 4.18 – Schéma de principe pour le régime d'écoulement Rosenthal

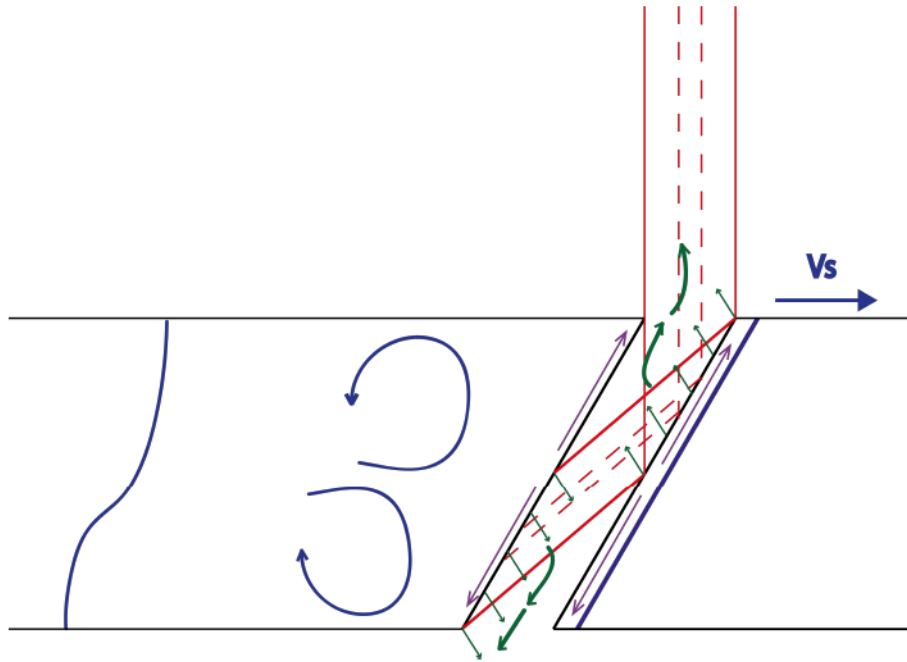


FIGURE 4.19 – Schéma de principe pour le régime d'écoulement Single Wave

le cisaillement de la plume de vapeur est modifié lorsque la vitesse de soudage augmente. D'après les travaux de Fabbro [4], l'angle d'inclinaison du front avant du capillaire de vapeur est une fonction de la puissance incidente du laser P , la vitesse de soudage V_s , le diamètre de la tache focale ϕ et une constante K qui est obtenue expérimentalement :

$$\theta = K \cdot \frac{\phi^2 V_s}{P} \quad (4.1)$$

L'angle d'inclinaison du front avant s'accroît avec l'augmentation de la vitesse de soudage. Nous émettons l'hypothèse que le régime d'écoulement change lorsque l'inclinaison du capillaire de vapeur dépasse une certaine valeur critique. Cette valeur critique de changement de régime est définie comme la valeur de l'angle où une importante quantité de multi-réflexions frappe le front arrière du capillaire de vapeur. En supposant une réflexion spéculaire du faisceau laser sur la paroi du capillaire cylindrique, l'angle limite peut être calculé en résolvant l'équation suivante où ϕ est le diamètre d'ouverture du capillaire de vapeur cylindrique et e l'épaisseur de la tôle :

$$\tan(2\theta) - \tan(\theta) - \frac{\phi}{e} = 0 \quad (4.2)$$

L'angle limite θ_l est alors égal à :

$$\theta_l = \tan^{-1} \left[\frac{\left(\frac{2\phi}{3e} - \frac{\phi^3}{27e^3} + \left(\left(-\frac{\phi^3}{27e^3} + \frac{2\phi}{3e} \right)^2 - \left(\frac{\phi^2}{9e^2} - \frac{1}{3} \right)^3 \right)^{\frac{1}{2}} \right)^{\frac{1}{3}} - \frac{\phi}{3e} + \frac{\left(\frac{\phi^2}{9e^2} - \frac{1}{3} \right)}{\left(\frac{2\phi}{3e} - \frac{\phi^3}{27e^3} + \left(\left(-\frac{\phi^3}{27e^3} + \frac{2\phi}{3e} \right)^2 - \left(\frac{\phi^2}{9e^2} - \frac{1}{3} \right)^3 \right)^{\frac{1}{2}} \right)^{\frac{1}{3}}} \right] \quad (4.3)$$

En combinant les relations 4.2 et 4.3 on peut relier les deux régimes d'écoulement aux paramètres opératoires. Nous sommes dans un régime de type Rosenthal pour :

$$\frac{P}{V_s} > K \cdot \frac{\phi^2}{\theta_l} \quad (4.4)$$

et de type Single Wave pour :

$$\frac{P}{V_s} < K \cdot \frac{\phi^2}{\theta_l} \quad (4.5)$$

Nous rappelons que K doit être déterminé expérimentalement pour chaque matériau et que ce paramètre empirique dépend de la source laser, de la position focale, du revêtement de l'acier, etc. Les mesures de l'angle d'inclinaison du capillaire de vapeur sur les films des soudures W_{C1} à W_{C9} , qui correspondent à l'assemblage d'un acier Dual Phase avec l'acier Mn4 (mid-Mn), permettent de calibrer le paramètre K pour ce couple d'aciers. A partir de la régression linéaire (Figure 4.20), on obtient :

$$K = 2,75 \cdot 60 \cdot \frac{P}{\phi^2} = 2,75 \cdot 60 \cdot \frac{6 \cdot 10^3}{(600 \cdot 10^{-6})^2} = 2,8 \cdot 10^{12} \text{ deg.m}^{-1} \cdot \text{s}^{-2} \quad (4.6)$$

Une fois le paramètre K connu, les domaines d'existence des deux régimes peuvent être représentés sous la forme d'abaques (Figure 4.21). Lorsque l'angle d'inclinaison du capillaire est faible, il n'y a pas de réflexions secondaires importantes sur le front arrière du capillaire de vapeur. Dans cette configuration, nous supposons que le lieu où la pression est la plus importante dans la plume de vapeur coïncide avec le point focal du faisceau laser, sur la face supérieure des flans. Ainsi la plume de vapeur s'échappe préférentiellement par l'envers du capillaire où les pressions sont plus faibles. La plume de vapeur entraîne dans le même temps la matière vers le bas du bain liquide formant ainsi un seul grand vortex dans l'épaisseur de la tôle (Figure 4.18). Si l'angle d'inclinaison augmente, une importante réflexion du laser vient interagir avec l'arrière du bain liquide. Les réflexions sur le front arrière vont alors générer un point chaud d'où une grande quantité de vapeur est produite. Les deux sources de gaz sont à l'opposé l'une de l'autre. Les écoulements gazeux générés se confrontent vers le milieu du bain liquide. La matière choisit alors le moyen le plus simple et économique pour s'échapper du capillaire. Cela correspond à avoir une plume d'intensité similaire de chaque côté du capillaire débouchant. Lors de l'éjection de la plume, un cisaillement entre le gaz et la matière liquide se produit, contraignant le liquide à former deux vortex principaux dans le bain liquide (Figure 4.19).

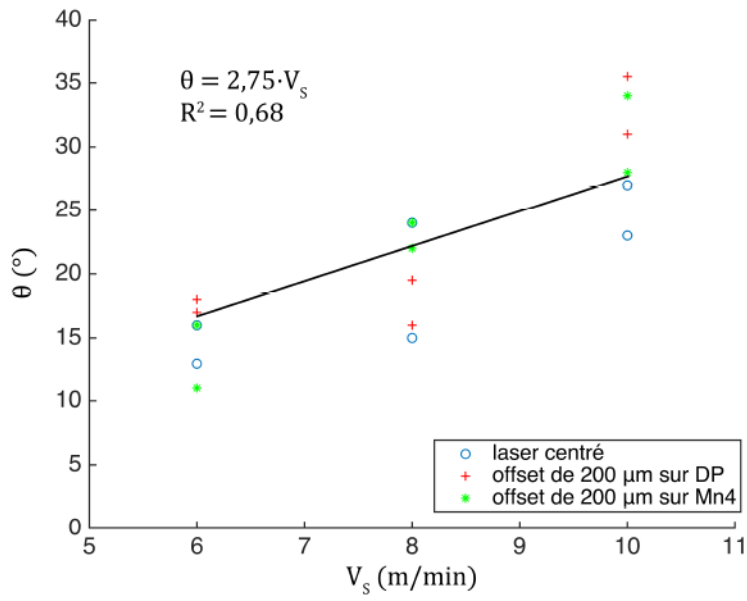


FIGURE 4.20 – Angle d’inclinaison du front avant du capilaire de vapeur en fonction de la vitesse de soudage pour les soudures laser entre un acier Dual Phase et l’acier Mn4. ($P = 6 \text{ kW}$, $\phi = 600 \mu\text{m}$)

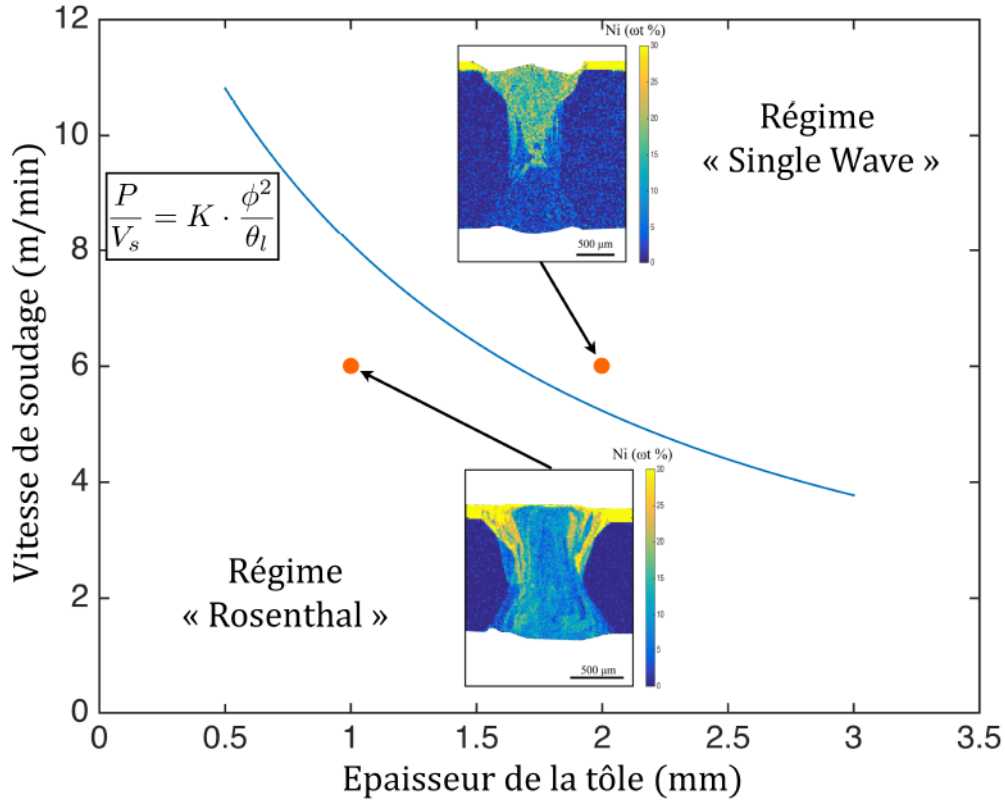


FIGURE 4.21 – Régimes d’écoulements modélisés en fonction de la vitesse de soudage et de l’épaisseur des tôles. ($P = 6 \text{ kW}$, $\phi = 600 \mu\text{m}$)

Suivant ce raisonnement, nous remarquons que le nickel dans l'échantillon Figure 4.17 - a reste concentré dans la moitié supérieure de la zone fondue car il n'est brassé que dans le vortex supérieur du bain liquide et qu'il y a très peu d'échange entre les deux tourbillons (Figure 4.22 - a). L'échantillon Figure 4.17 - b soudé avec les mêmes paramètres opératoires mais avec une épaisseur moindre montre une distribution du nickel dans toute la hauteur du bain liquide car un seul grand tourbillon se forme dans la direction verticale du bain de matière fondue (Figure 4.22 - b). Les angles supérieurs de la soudure présentent une concentration en nickel particulièrement élevée car ce sont les premières zones solidifiées. Le nickel prisonnier à l'intérieur de ces zones n'a en fait pas eu le temps d'être assez mélangé pour présenter une distribution parfaitement homogène dans la zone fondue.

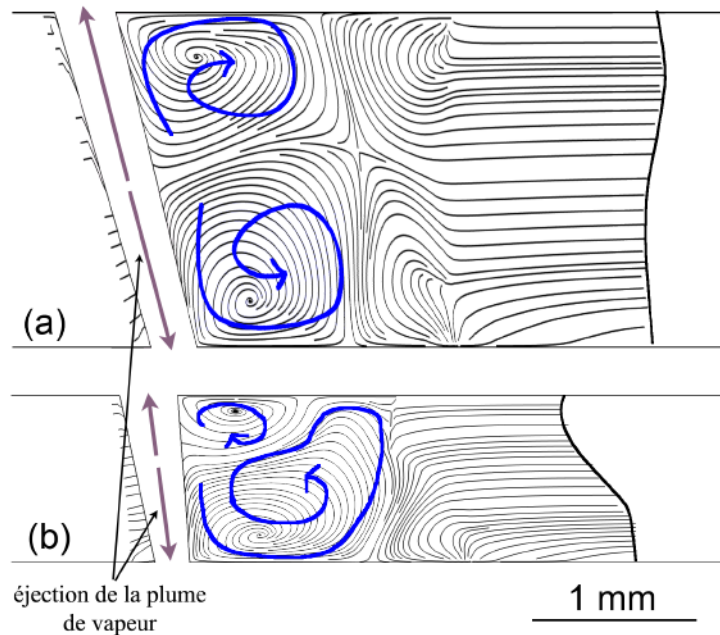


FIGURE 4.22 – Principaux tourbillons sur des coupes longitudinales correspondant au plan de joint initial. Ligne de fusion sur un acier DP de 2 mm d'épaisseur (a) et 1 mm d'épaisseur (b). [$P = 4 \text{ kW}$, $V_s = 6 \text{ m/min}$, faisceau laser centré]

4.5 Conclusion

L'ensemble de la modélisation comprenant le calcul des transferts thermiques, de la mécanique des fluides et du transport d'espèces a été validé à partir de configurations expérimentales servant à la compréhension générale du mélange ainsi que d'autres correspondant au soudage laser de flans rabotés pour l'industrie automobile.

Grâce aux travaux où le nickel est utilisé comme traceur chimique, la représentation numérique du soudage laser de flans rabotés a pu être améliorée. Il est montré que la convection de Marangoni joue un rôle majeur sur le transport de matière proche des surfaces supérieure et inférieure du bain liquide. Ensuite, il a été constaté que la modélisation de la turbulence est obligatoire, tant sur les équations de la mécanique des fluides que sur celle du transport de matière au travers d'un coefficient de diffusion turbulente, afin d'obtenir une distribution des éléments d'alliage en bon accord avec les observations expérimentales. Enfin, il est nécessaire de modéliser ce qui se passe dans le bain liquide proche des matériaux de base. La matière, lorsque sa température est comprise entre le liquidus et le solidus, est supposée dans un état « pâteux ». Dans cette zone, le coefficient de diffusion turbulente est désactivé, car la modélisation d'un écoulement laminaire semble être une meilleure représentation.

Une fois pris en compte les phénomènes physiques les plus importants pour la représentation du mélange dans le bain liquide formé par laser, les plans d'expériences numériques ont été utilisés pour calibrer les paramètres empiriques des différents modèles physiques, ainsi que pour améliorer notre choix sur les valeurs des propriétés thermophysiques dont nous n'avons pas de données, principale-

ment les propriétés des matériaux à l'état liquide. Le plan d'expériences numérique est un outil très performant qui permet de trouver avec un minimum d'expérimentations numériques un modèle numérique dont les résultats sont en adéquation avec les résultats expérimentaux. Le modèle calibré avec la méthode des plans d'expériences numériques a servi de point de départ pour l'ensemble des modèles numériques construits par la suite. Le travail de modélisation est en effet simplifié lorsque nous partons d'un modèle adéquat, bien maîtrisé et stable. Il est nécessaire de progresser pas à pas pour concevoir une modélisation multi-physiques d'un phénomène physique et il est fortement déconseillé de partir d'un modèle vierge si l'objectif est de développer un modèle complet et donc complexe.

Le modèle numérique développé délivre de manière satisfaisante la composition chimique de la zone fondue en fonction des paramètres opératoires. Il existe une bonne corrélation entre la composition chimique moyenne calculée et expérimentale lorsque le faisceau laser est décalé par rapport au plan de joint. Le couplage fort des équations mathématiques permet de calculer un rapport de dilution des aciers dans la zone fondue différent selon la position du faisceau laser.

Finalement, la simulation numérique permet de différencier deux régimes d'écoulement, « Rosenthal » et « Single Wave », en fonction de la puissance laser, la vitesse de soudage et l'épaisseur des tôles soudées. Les paramètres du modèle numérique, notamment le cisaillement de la plume de vapeur et la géométrie du capillaire de vapeur, doivent être différents pour la représentation de l'un ou l'autre de ces régimes.

Chapitre 5

Simulation numérique appliquée à des cas industriels

5.1 Soudage avec fil d'apport

Dans le cas des flans rabotés par laser, il peut être intéressant dans certains cas de souder avec un matériau d'apport, soit pour compenser un gap, soit pour modifier la métallurgie de la zone fondue. Dans ce paragraphe est étudiée la problématique de l'ajout de matière sous la forme d'un fil dans la simulation numérique. Pour des raisons de confidentialité, les matériaux et conditions opératoires utilisés seront peu documentés.

5.1.1 Protocole expérimental

Deux soudures laser avec fil d'apport ont été analysées. Les tôles d'acier ont une épaisseur de 1,5 mm et le fil d'apport est un fil de diamètre 1 mm. Les vitesses d'avance du fil sont respectivement de 2 et 4 m/min. Lors du soudage, le fil est en contact avec la surface supérieure des tôles et est positionné devant le faisceau laser. Les mesures quantitatives de la fraction massique des éléments d'alliage dans la soudure sont obtenues à l'aide d'une sonde EDX montée sur un microscope à balayage de la marque JEOL®.

5.1.2 Résultats expérimentaux

Les distributions expérimentales des éléments X, Y et Z sont présentées sur la Figure 5.1, car ce sont les éléments d'alliage avec les plus grandes concentrations dans le fil d'apport. Sur les trois distributions expérimentales, nous observons un enrichissement en élément d'alliage dans les angles supérieurs de la soudure. Néanmoins, les contrastes les plus importants sont obtenus pour l'élément X. Nous n'étudierons donc que la distribution de l'élément X dans la zone fondue.

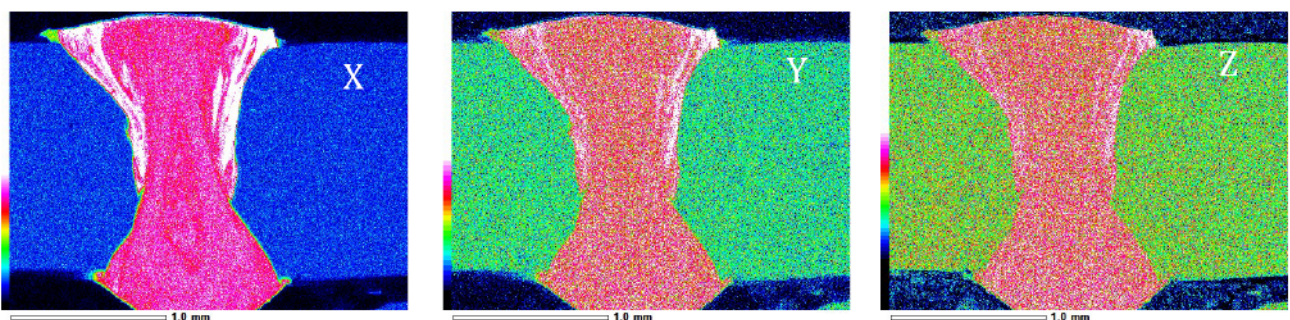


FIGURE 5.1 – Distributions expérimentales des éléments alliés X, Y et Z pour une soudure réalisée avec une vitesse d'avance du fil de 4 m/min

La distribution de l'élément X dans les soudures est relativement homogène dans les deux cas, exceptée dans les angles supérieurs des soudures où nous observons un enrichissement de cette zone en élément d'alliage (Figure 5.2). Ce résultat est similaire à celui trouvé dans le cas des expériences réalisées pour la compréhension générale du mélange où un feuillard de nickel était déposé sur la surface supérieure des flans. Dans cette configuration, le fil fondu s'écoule dans le bain liquide de la même manière qu'un revêtement métallique sur les tôles. Dans les deux configurations de soudage, les concentrations en X dans les angles de la soudure sont semblables. Ces concentrations sont, pour ces deux soudures, indépendantes de la quantité de matière apportée et ne dépendent que de la concentration initiale en X dans le fil. Enfin, la teneur en X dans la soudure augmente lorsque le débit du fil est accru, mais la soudure présente alors des surépaisseurs qui ne sont pas toujours acceptées dans les cahiers des charges des constructeurs automobiles.

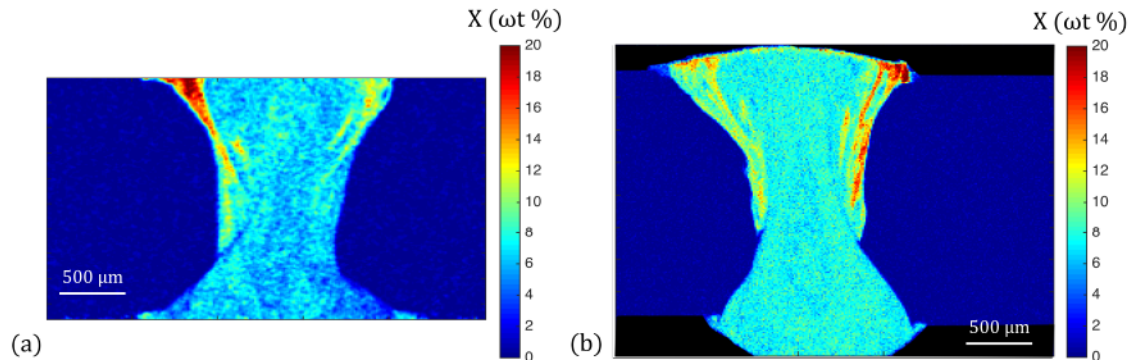


FIGURE 5.2 – Fractions massiques expérimentales de l'élément X pour les soudures laser avec les vitesses d'avance du fil de 2 m/min (a) et 4 m/min (b)

5.1.3 Modélisation numérique du soudage laser avec fil d'apport

La représentation du soudage laser avec un fil d'apport a été prise en compte dans le modèle numérique précédemment construit en ajoutant sur la géométrie un nouvel objet solide qui modélise le fil d'apport (Figure 5.3). Cet objet solide est de forme cylindrique et a le même diamètre que le fil d'apport. Ensuite, la vitesse d'avance du fil et la composition chimique de ce dernier sont modélisées au travers de conditions aux limites représentées en rouge sur la Figure 5.3. Il s'agit d'imposer la vitesse d'entrée dans le fil égale à la vitesse d'avance du fil et de définir la composition chimique de la matière entrante par cette surface.

5.1.4 Résultats et discussion

La distribution de l'élément X calculée par la simulation numérique montre, comme déjà observé expérimentalement, que les angles supérieurs de la soudure sont les zones les plus riches en éléments d'alliage (Figure 5.4). Néanmoins, la simulation numérique sous-estime la concentration maximale en X dans les angles de la soudure réalisée avec une vitesse d'avance de 2 m/min . La simulation numérique prévoit une importante dilution du fil d'apport dans la partie supérieure du bain liquide alors qu'expérimentalement les angles de la soudure peuvent présenter des compositions chimiques très proches de celle du fil d'apport. Il faudrait estimer la dispersion des résultats expérimentaux afin de comparer le résultat de la simulation numérique avec une image moyenne de la soudure et non une unique coupe transversale. Ensuite, la fraction massique numérique en X proche de la surface supérieure est semblable à celle observée expérimentalement. La manière d'introduire numériquement le fil d'apport fondu dans le bain liquide ne semble pas être parfaitement adaptée. Nous supposons que le fluide entre dans le bain liquide avec un angle θ' par rapport à la surface du bain liquide. Il serait intéressant de revoir cette hypothèse de modélisation. En effet, les résultats expérimentaux présentent une distribution du fil d'apport dans la zone fondue très semblable à celle observée lors de l'étude du mélange du clinquant de nickel disposé sur la surface supérieure des tôles à assembler. Représenter numériquement l'apport de matière sous la forme d'un revêtement métallique équivalent au lieu d'un

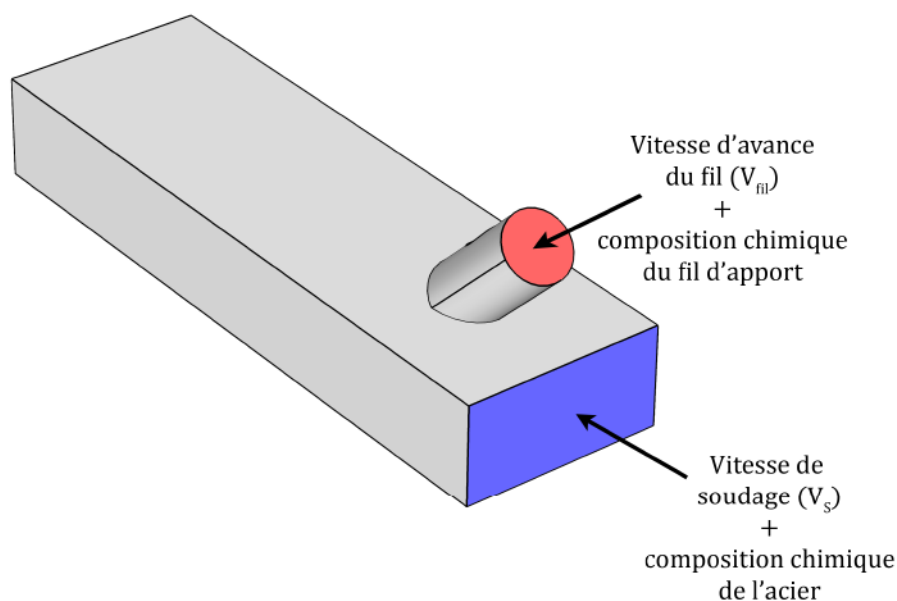


FIGURE 5.3 – Géométrie du domaine de calcul avec fil d'apport

fil peut être une piste intéressante. Il faudrait calculer un volume de matière équivalent réparti de façon homogène sur la largeur de la soudure.

Les premiers résultats obtenus pour la modélisation numérique du soudage laser avec un fil d'apport sont prometteurs. Les grandes tendances sont observées, mais ce modèle numérique demande encore à être amélioré. Les concentrations en éléments X dans les angles supérieurs de la soudure sont réalistes. Néanmoins les résultats de la simulation numérique présentent un excès au centre de la soudure proche de la surface supérieure. Cette erreur a peut-être pour origine la géométrie du fil d'apport dans la simulation numérique. En effet, dans le modèle numérique le fil d'apport a une géométrie cylindrique avec un perçage représentant le capillaire de vapeur. Cela signifie que le fil d'apport, à l'état liquide, contourne le capillaire de vapeur avant de s'écouler derrière le capillaire de vapeur au-dessus du bain liquide. Or, d'après les films réalisés à l'aide d'une caméra rapide, le fil d'apport fond devant le capillaire de vapeur. Il est alors nécessaire de retravailler la méthode d'apport du fil dans la zone fondue. De plus, il serait intéressant de modéliser la formation des surépaisseurs dont la taille dépend directement de la quantité de matière ajoutée. La modélisation des déformations des surfaces libres du bain liquide à l'aide d'un maillage mobile (Arbitrary Lagrangian-Eulerian Formulation) doit être explorée en premier.

5.2 Dilution d'un revêtement dans une soudure

Le modèle numérique développé dans le cas du soudage bord à bord d'aciers de nature différente peut être étendu à l'étude de la dilution du revêtement des tôles dans le bain de métal liquide. On prendra comme exemple le soudage de l'acier USIBOR[®].

5.2.1 L'acier USIBOR[®]

L'acier USIBOR[®] est une nuance d'acier emboutissable à chaud et destinée aux pièces de structure et de sécurité pour les véhicules automobiles. Ses caractéristiques mécaniques sont très élevées, ce qui permet d'obtenir un important allègement de la caisse en blanc par rapport aux aciers conventionnels. ArcelorMittal a été le premier sidérurgiste à proposer un acier revêtu pour emboutissage à chaud : l'USIBOR[®] 1500-AS avec un revêtement à base d'aluminium et de silicium appliqué au trempé. Le revêtement avant emboutissage à chaud se répartit en une couche d'alliage ternaire à l'interface acier-

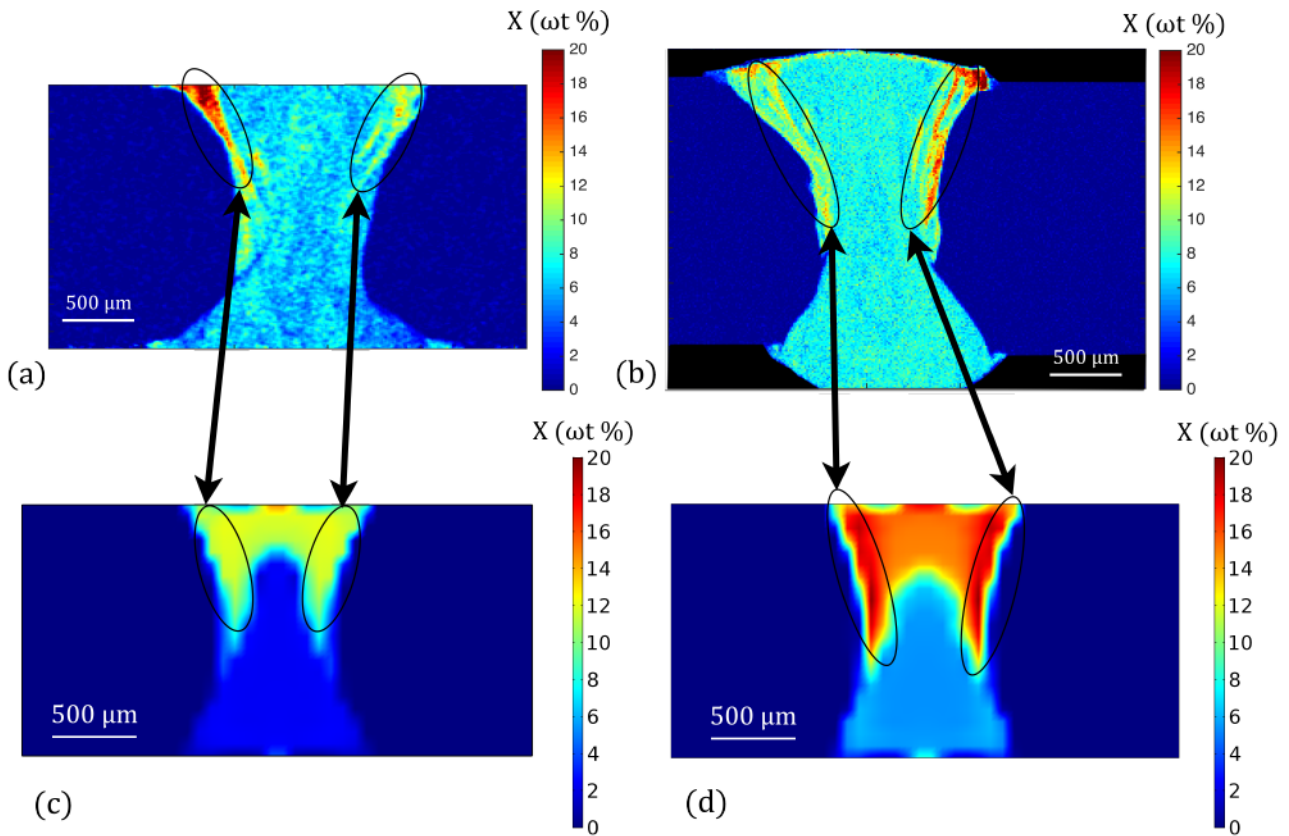


FIGURE 5.4 – Comparaison des fractions massiques expérimentales (a, b) et numériques (c, d) de l'élément X pour les soudures laser avec les vitesses d'avance du fil de 2 m/min (a, c) et 4 m/min (b, d)

revêtement et une couche d'aluminium-silicium libre. Dans le four, le revêtement se transforme et forme des couches d'intermétalliques AlSiFe protectrices et parfaitement adhérentes (Figure 5.5).

5.2.2 Soudage de tôles revêtues par une couche d'aluminium-silicium

En 2011, Kim et al. [97] étudient les caractéristiques mécaniques des soudures laser des tôles d'emboutissage à chaud avec et sans revêtement aluminium-silicium. Ils étudient en particulier les effets du revêtement sur la soudabilité laser de ces aciers. Durant le soudage laser de ces aciers revêtus, le revêtement aluminium-silicium est dilué dans la zone fondue ce qui conduit à la formation d'intermétalliques FeAlSi. Les phases intermétalliques FeAlSi étant fragiles, elles conduisent à une dégradation des performances mécaniques des joints soudés. Dans cet article, Kim et al. ont consacré leurs efforts sur l'assemblage par transparence de l'acier 22MnB5 revêtu ou non d'une couche d'aluminium-silicium. Ils observent des modes de rupture différents avec ou sans la présence du revêtement lors du soudage, le long de l'interface entre les deux tôles pour les aciers non revêtus et le long de l'interface entre la soudure et le matériau de base dans le cas du soudage avec revêtement. Ils expliquent ces résultats par l'initiation de la rupture dans les intermétalliques (Figure 5.6). En 2015, Gerhards et al. [98] investiguent également sur cet assemblage laser par transparence. Ils font état du même résultat, les performances mécaniques diminuent avec la présence d'aluminium dans le joint soudé. Les régions formées d'intermétalliques riches en aluminium le long de l'interface entre la zone fondue et le matériau de base seront les sites d'amorce de fissuration. Ils observent une influence de la vitesse de soudage sur la distribution de l'aluminium dans la soudure et mettent en évidence qu'augmenter les mouvements du fluide dans le bain de fusion réduit l'impact de l'aluminium sur la métallurgie de la fissure. En effet, l'augmentation des mouvements du fluide améliore le mélange convectif, permet une meilleure dilution de l'aluminium dans la soudure et évite ainsi les zones très riches en aluminium où la matière précipite sous forme d'intermétalliques fragiles FeAl.

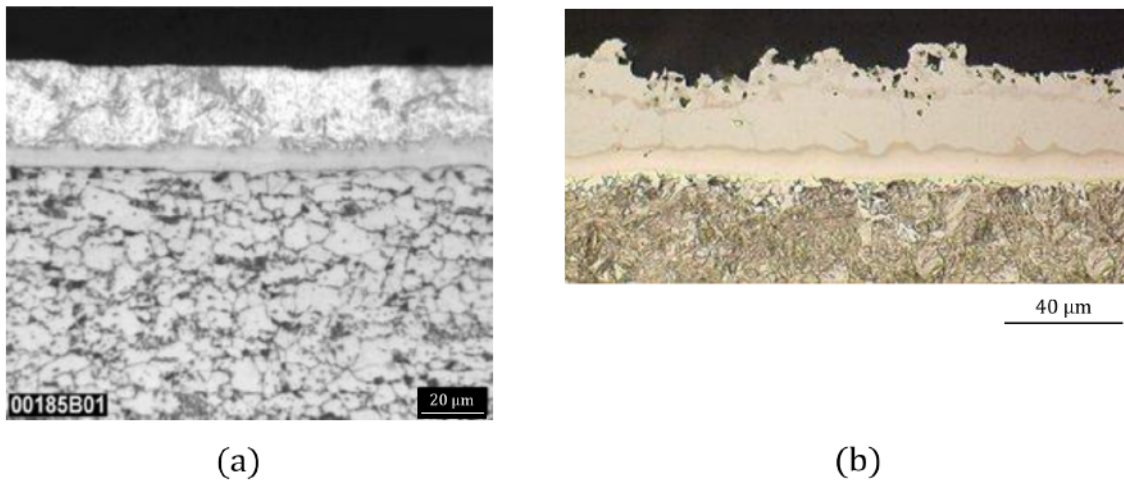


FIGURE 5.5 – Aspect du revêtement de l'USIBOR[®] avant (a) et après (b) emboutissage à chaud

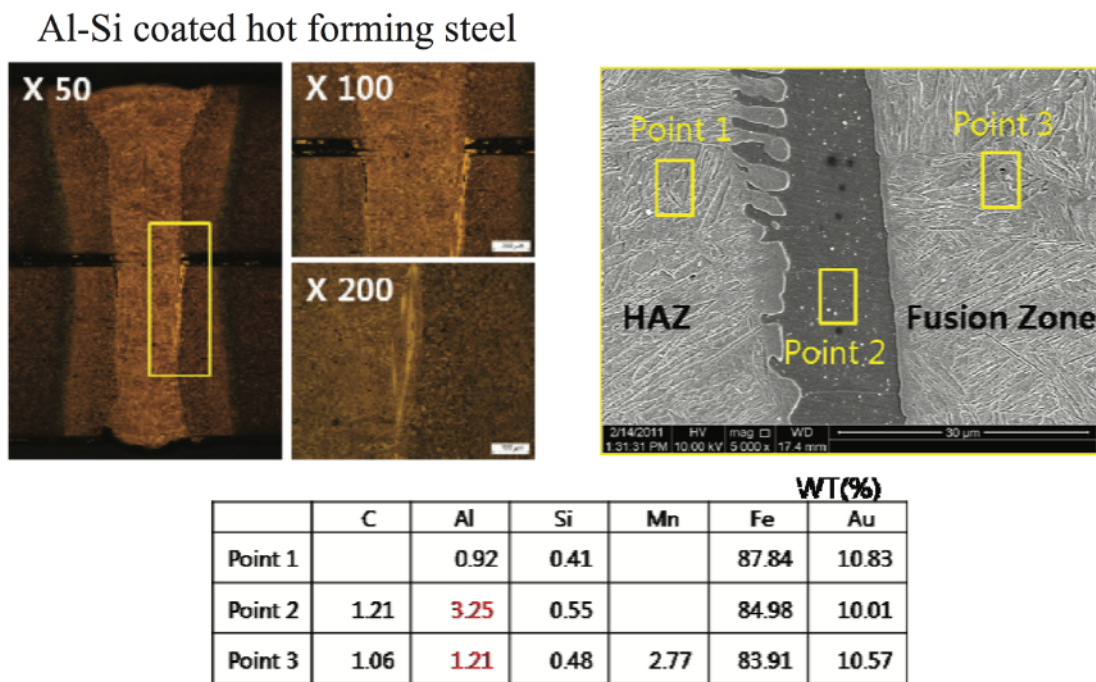


FIGURE 5.6 – Analyse de la composition chimique des précipités dans les soudures de tôles revêtues [97]

En 2017, Yoon et al. [99] présentent une comparaison de la microstructure et des transformations de phase dans les joints soudés entre aciers revêtus aluminium-silicium avant et après emboutissage à chaud. Ils ont formé des flans rabotés par laser avec un laser Nd :YAG, une tache focale de $600 \mu m$, une puissance de $3,2 kW$ et une vitesse d'avance de $4,55 m/min$. Pendant le soudage, l'aluminium et le silicium dilués dans le bain liquide vont ségréger suivant les lignes de solidification (Figure 5.7). Les zones de ségrégation se divisent en deux types. Un premier type où l'aluminium est réparti de façon inégale dans la zone fondue avec des teneurs comprises entre $1,3 wt\%$ et $0,3 wt\%$. La microstructure est alors martensitique dans les régions les plus pauvres en aluminium et bainitique pour les régions les plus riches. La microstructure dans la zone fondue avant et après emboutissage à chaud est identique. La concentration en aluminium a tendance à diminuer et s'homogénéiser dans la zone fondue car l'aluminium diffuse à l'état solide durant le traitement thermique. Le deuxième type de zone de ségrégation se localise proche de la limite de la zone fondue et se dessine sous la forme de queue de comète avec des concentrations entre $8 wt\%$ et $15 wt\%$ (Figure 5.9). Dans ces régions, un précipité

$Fe_3(Al, Si)$ se forme. Cela mène à une grande quantité de ferrite après emboutissage à chaud. Yoon et al. concluent que la distribution de l'aluminium dans la soudure affecte la formation de ferrite. Enfin, il a été identifié par ArcelorMittal que le revêtement aluminium dilué dans la zone fondue peut conduire à l'apparition de fissures et la détérioration des propriétés mécaniques de la soudure formée par laser. Il est donc important de comprendre comment se dilue le revêtement dans la zone fondue et son impact sur les transformations métallurgiques.

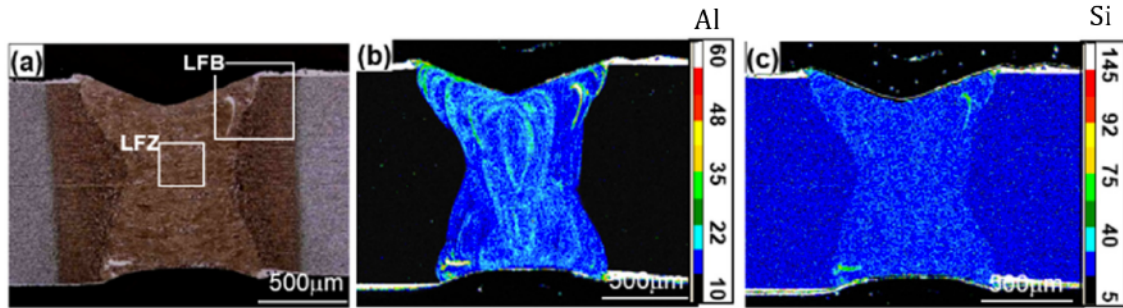


FIGURE 5.7 – Microscopie optique d'un joint soudé sur tôles revêtues (a). Distribution de l'aluminium (b) et du silicium (c) dans le joint soudé [99]

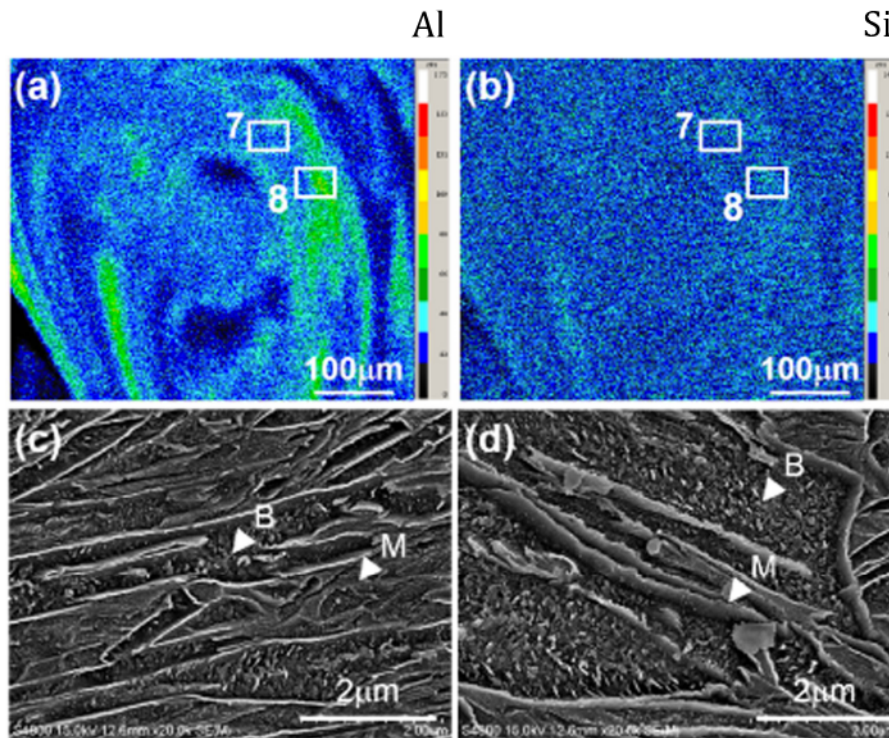


FIGURE 5.8 – Distribution des éléments aluminium (a) et silicium (b) dans la région LFZ. Microscopie électronique à balayage des régions 7 [0,69 wt% Al] (c) et 8 [1,28 wt% Al] (d). (M : martensite, B : bainite) [99]

5.2.3 Adaptation du modèle développé à l'application de tôles revêtues

Le modèle numérique présenté dans le cadre de ce travail fut initialement développé pour la simulation numérique du mélange des éléments d'alliage dans le bain liquide formé par fusion laser entre deux aciers de nature différente. Il est montré dans ce chapitre que le modèle numérique peut facilement être adapté à l'étude de la dilution d'un revêtement lors du soudage laser. Dans le but d'enrichir ce travail, nous avons comparé les résultats obtenus précédemment avec ceux que nous obtenons dans le cas d'une soudure laser sur un acier revêtu d'un alliage aluminium-silicium (Figure 5.13).

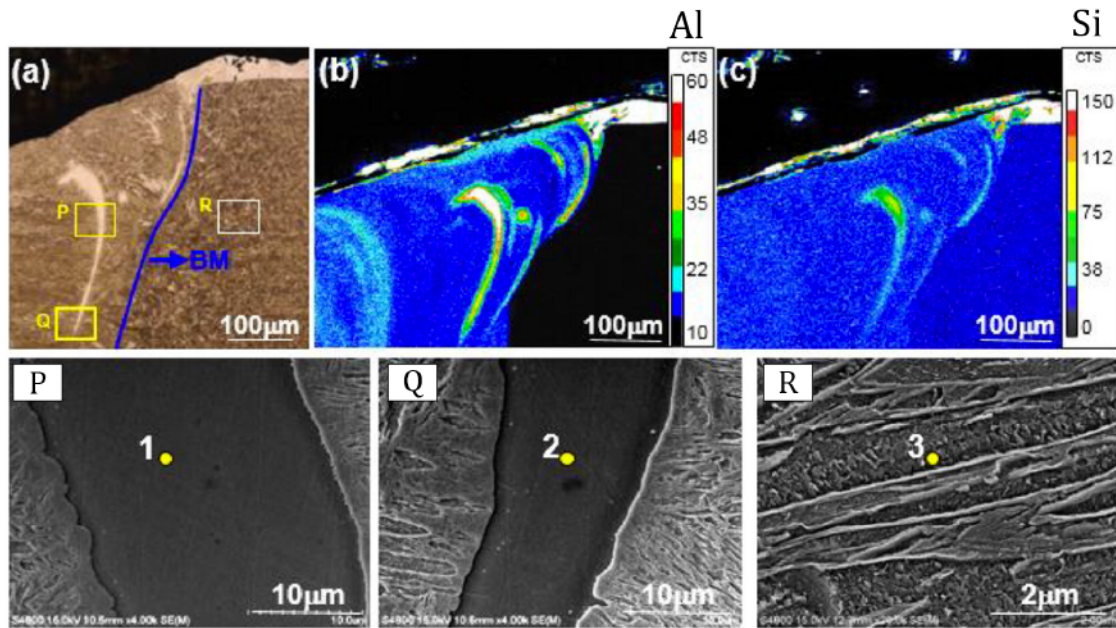


FIGURE 5.9 – Ségrégation de l’aluminium sous la forme de queue de comète dans la région LFB du joint soudé (1 : 15,10 Al wt%, 2 : 8,24 Al wt%, 3 : 0,69 Al wt%) [99]

Les résultats sont sensiblement les mêmes, il est possible d’observer les deux zones identifiées dans le paragraphe précédent. C’est-à-dire des régions très riches en aluminium dont la forme est assimilée à une virgule ou encore une queue de comète formée d’intermétalliques fragiles FeAl et le reste de la soudure où l’aluminium est dilué avec des teneurs suffisamment basses pour éviter toute précipitation. Bien que le revêtement aluminium-silicium ait des propriétés thermophysiques très différentes de celles du fer à l’état liquide, le transport d’espèce par convection est le phénomène le plus important.

5.2.3.1 Protocole expérimental

Dans le but d’étudier la dilution d’un revêtement aluminium-silicium dans le bain de fusion par laser, nous avons choisi d’étudier deux configurations de soudage. Une configuration avec ablation du revêtement en face endroit et l’autre avec ablation en face envers (Figure 5.10). Les paramètres machine (puissance, vitesse, taille de tache focale, etc.) sont les mêmes dans les deux expériences. Les mesures quantitatives de la fraction massique en aluminium dans la soudure sont obtenues à l’aide d’une sonde EDX montée sur un microscope à balayage de la marque JEOL®.

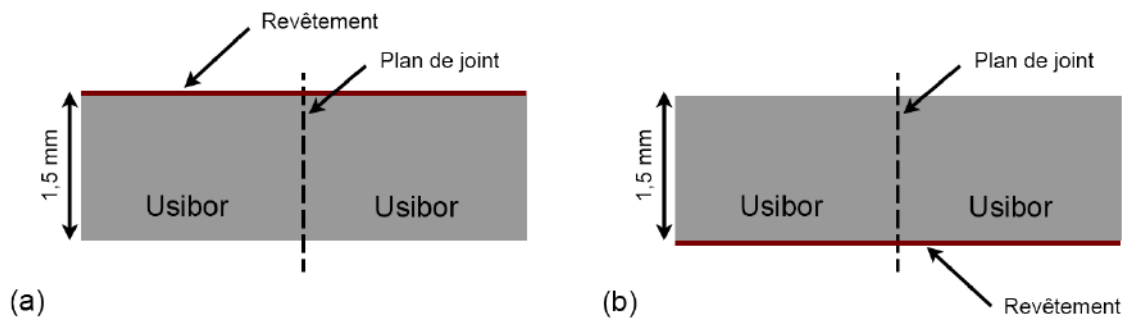


FIGURE 5.10 – Configurations de soudage avec ablation du revêtement en face envers (a) et face endroit (b)

5.2.3.2 Discussion sur les résultats numériques et expérimentaux

Concernant la distribution de l'aluminium pour la soudure avec ablation du revêtement en face endroit, nous identifions deux zones dans la soudure présentant des teneurs en aluminium plus faibles. Ces zones se situent dans les angles supérieurs de la soudure (Figure 5.11). En analysant les résultats de la simulation numérique, nous identifions ces deux zones comme les deux premières régions se solidifiant. La matière se solidifiant très rapidement, il n'y a pas assez de temps pour la matière de s'homogénéiser. En d'autres mots, l'aluminium qui se trouve en bas du bain liquide n'a pas le temps d'être brassé dans la hauteur du joint soudé avant que la matière ne commence à se solidifier sur les bords supérieurs de la soudure. Le reste de la soudure présente une concentration massique relativement homogène autour de $0,9 \text{ wt}\%$.

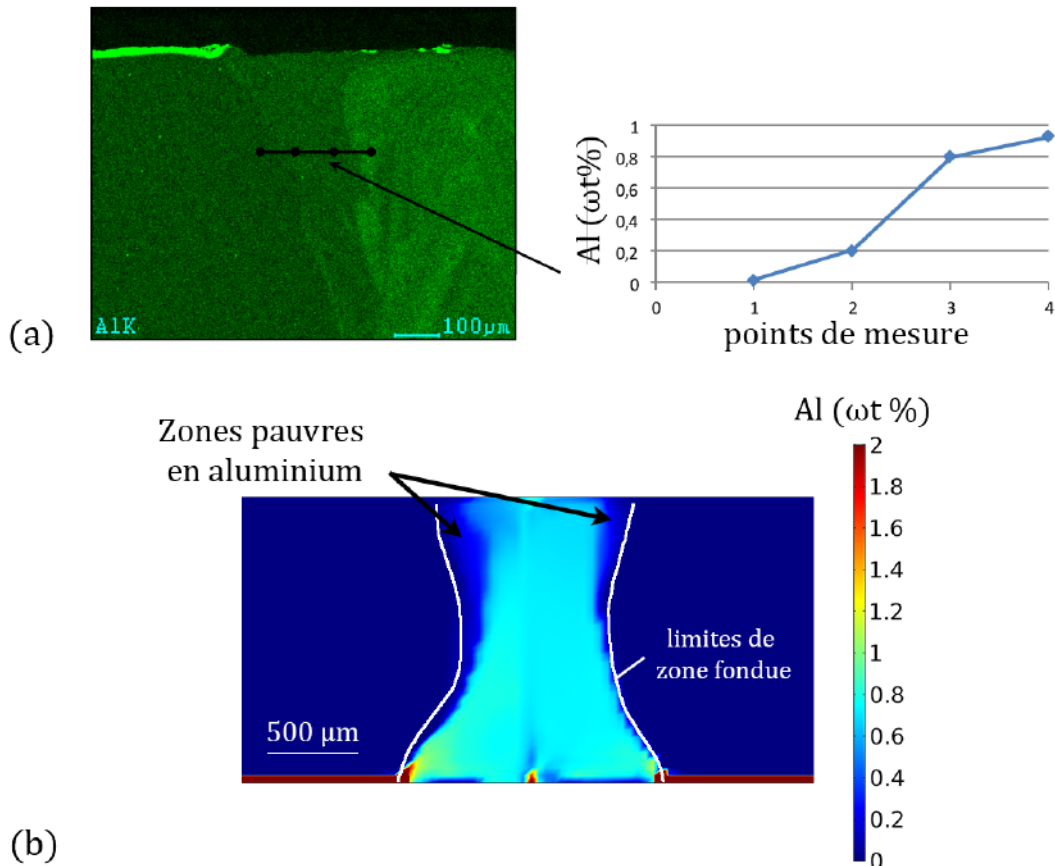


FIGURE 5.11 – Distribution expérimentale (a) et numérique (b) de l'aluminium proche de la surface supérieure dans le cas d'une soudure avec ablation du revêtement en face endroit

Lorsque nous analysons une coupe transversale d'une soudure obtenue sur acier dont le revêtement a été ablaté en face envers, ces deux régions particulières sont également observables. A la différence du cas précédent, cette fois-ci, les angles supérieurs de la soudure sont les zones les plus riches en aluminium (Figure 5.12). Dans le cas où nous admettons que la modélisation numérique est une bonne représentation de la réalité, deux phénomènes physiques majoritaires expliquent ce résultat. La convection de Marangoni qui génère une contrainte de cisaillement au niveau de la surface libre impose au fluide de circuler du centre du joint vers l'extérieur où les températures sont plus basses. A cause de cet écoulement surfacique, le fluide plonge à l'intérieur du bain au niveau de l'interface de la zone fondue avec le matériau de base. C'est donc cet écoulement surfacique qui impose au revêtement d'aluminium de se propager dans les angles supérieurs de la soudure. Ensuite, l'existence d'une zone pâteuse entre les températures de solidus et liquidus où la matière présente une viscosité dynamique élevée explique la faible dilution de l'aluminium. Dans cette zone, le transport d'espèces s'effectue majoritairement par diffusion, or ce moteur de mélange est très faible par rapport au transport convectif et turbulent.

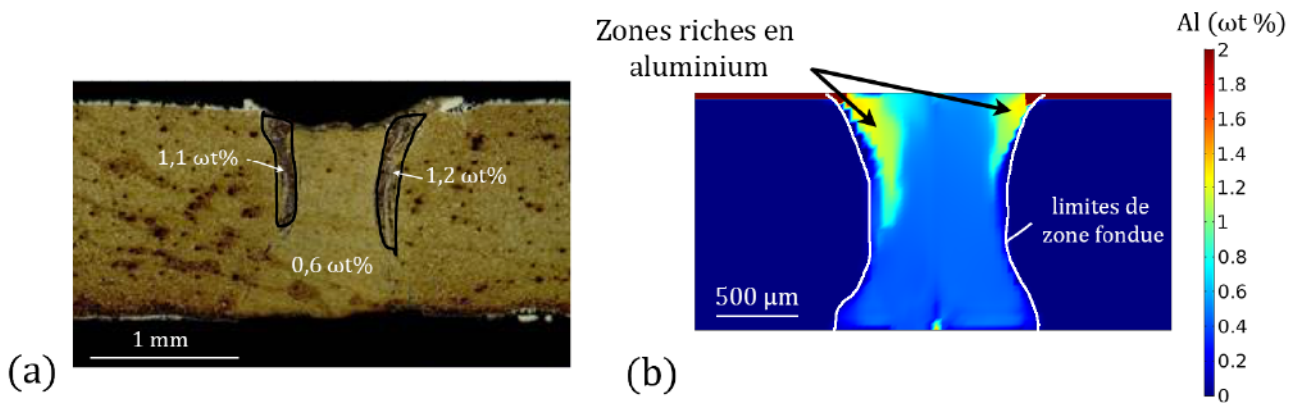


FIGURE 5.12 – Distribution expérimentale (a) et numérique (b) de l'aluminium dans le cas d'une soudure avec ablation du revêtement en face envers

Les teneurs d'aluminium en solution dans la soudure étant très faibles, il serait intéressant d'analyser la distribution de l'aluminium dans la soudure à l'aide d'une microsonde Castaing. En effet, la microsonde Castaing offre à l'expérimentateur une résolution de mesure beaucoup plus importante qu'avec la sonde EDX. L'exemple de la Figure 5.13 correspond à une cartographie de l'élément aluminium dans une soudure où aucune ablation du revêtement n'a été réalisée. Sur cet exemple, les queues de comète riches en aluminium, qui se forment dans les angles de la soudure, sont plus facilement identifiables grâce à la plus haute résolution spatiale de la mesure. La description expérimentale de ces précipités FeAl est alors bien meilleure avec cet appareil de mesure, néanmoins dans le cadre de ce travail couplé à la modélisation numérique, ces résultats sont peu exploitables. En effet, le modèle tridimensionnel développé est maillé avec des éléments d'environ $50 \mu\text{m}$ de côté. Le maillage n'est alors pas assez fin pour représenter ces structures particulières riche en aluminium qui font quelques micromètres de large. La mesure EDX plus facile d'accès dans le cadre de ce travail a donc été jugée suffisante par rapport au niveau de précision atteint avec la simulation numérique. Ce résultat est donné à titre d'exemple, pour présenter le niveau de précision atteignable expérimentalement. Une comparaison simulation/expérience devrait un jour être possible au regard de l'augmentation constante des performances numériques ces dernières décennies.

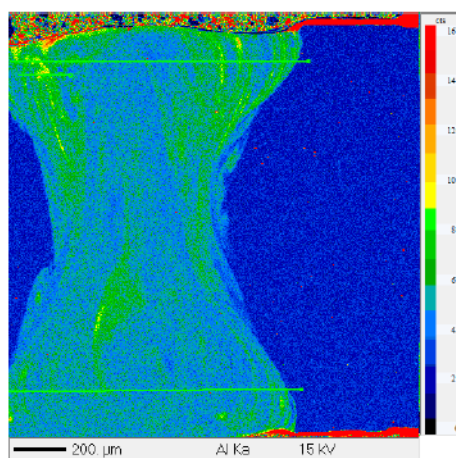


FIGURE 5.13 – Mise en évidence de la distribution de l'aluminium dans un cordon de soudure formé entre deux aciers revêtus d'un alliage aluminium-silicium grâce à une microsonde Castaing (Source : document interne ArcelorMittal)

5.3 Perspectives : Influence du mélange sur la métallurgie dans la zone fondue

L'acier USIBOR[®] qui est un acier pour emboutissage à chaud subit un traitement thermique dans un four à 900 °C pendant quelques minutes afin de réaliser la transformation austénitique de la matière et ensuite une trempe lors de l'emboutissage. Ce traitement thermique confère à l'USIBOR[®] ses hautes caractéristiques mécaniques. Les transformations de phase à l'état solide lors du refroidissement dépendent de la composition chimique locale ainsi que des vitesses de refroidissement mises en jeu. Il a été choisi d'explorer avec le logiciel COMSOL Multiphysics[®] l'ajout d'un module de calcul métallurgique afin de mesurer directement l'influence du mélange de l'aluminium dans la zone fondue sur la distribution des phases métallurgiques.

5.3.1 Modélisation des transformations métallurgiques

Les transformations métallurgiques, qui s'opèrent lors du refroidissement d'un acier austénitique, se divisent en deux catégories : les transformations diffusives et non-diffusives. La transformation non-diffusive correspond à la transformation de l'austénite en martensite. Pour calculer la quantité de martensite formée, nous utilisons l'équation de Koistinen-Marburger. Cette équation est indépendante du temps et ne dépend que de la température.

$$\eta_M(T) = \eta_A^{\%} \left[1 - \exp \left(\ln(0,01) \cdot \frac{M_s - T}{M_s - M_f} \right) \right] \quad (5.1)$$

avec $\eta_A^{\%}$ la fraction d'austénite restante à la température $T = M_s$. Le martensite start M_s et le martensite finish M_f dépendant de la concentration en aluminium.

Concernant les transformations diffusives, elles sont modélisées par une loi modifiée de Johnson-Mehl-Avrami.

$$\eta_{(\cdot)}(T, t) = \eta_{(\cdot)}^{\%}(T) \left(1 - \exp \left(- \left(b_{(\cdot)}(T) \cdot t \right)^{n_{(\cdot)}(T)} \right) \right) \quad (5.2)$$

avec $\eta_{(\cdot)}(T, t)$ la proportion de phase (\cdot) formée à la température T après un temps t , $\eta_{(\cdot)}^{\%}(T)$ la proportion maximale de phase formée à la température T , $b_{(\cdot)}(T)$ et $n_{(\cdot)}(T)$ deux coefficients dépendent de la température.

Dans le but de construire le diagramme de transformations en refroidissement continu (TRC) à partir du diagramme temps-température-transformation (TTT), il faut introduire la notion de temps fictif [100]. Le temps est discrétisé avec un pas de temps Δt . Le temps fictif t_{i+1}^* est le temps auquel une proportion de phase η_i est formée à la température T_{i+1} . La nouvelle proportion de phase est calculée à partir des relations suivantes :

$$t_{i+1}^* = \frac{1}{b_{i+1}} \left(\ln \left(1 - \frac{\eta_i}{\eta_{i+1}^{\%}} \right) \right)^{\frac{1}{n_{i+1}}} \quad (5.3)$$

$$\eta_{i+1} = \eta_{i+1}^{\%} \left(1 - \exp \left(- \left(b_{i+1} \cdot (t_{i+1}^* + \Delta t) \right)^{n_{i+1}} \right) \right) \quad (5.4)$$

5.3.2 Modélisation du cycle thermique de l'emboutissage à chaud

L'emboutissage à chaud consiste à chauffer les flans à emboutir à environ 900°C, puis de les transférer dans l'outil d'emboutissage où ils sont mis en forme (Figure 5.14). Lors de l'emboutissage, les flans subissent une trempe qui confère à la pièce finale ses caractéristiques mécaniques. L'équation de diffusion de la chaleur permet de modéliser le traitement thermique. Les transferts de chaleur par rayonnement et convection naturelle sont modélisés, l'émissivité est égale à 0,6 et le coefficient de

transfert thermique à l'air vaut $h_{air} = 25 \text{ (W.m}^{-2}.k^{-1}\text{)}$. L'échange de chaleur entre les flans et la presse est pris en compte au travers d'un coefficient d'échange thermique équivalent.

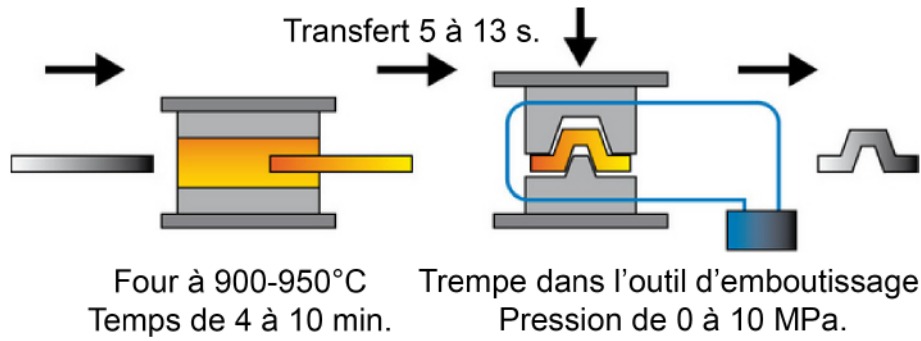


FIGURE 5.14 – Schéma de principe de l'emboutissage à chaud

5.3.3 Résultats et discussion

Nous nous intéressons à la formation de la ferrite dans la zone fondue car nous l'avons identifiée comme ayant un impact négatif sur la tenue mécanique [101].

5.3.3.1 Influence du pas de temps

Nous avons dans un premier temps étudié l'influence du pas de temps Δt sur le calcul de la proportion de ferrite formée dans la zone fondue. Un exemple de calcul (Figure 5.15) montre que la proportion maximale de ferrite converge vers la valeur de 50 wt % dès que le pas de temps Δt est inférieur à 12 ms. Les temps de calcul sont, pour la résolution des équations métallurgiques, directement proportionnels au nombre de pas de calcul. Plus le pas de temps est petit plus les temps de calcul sont longs. Il est donc intéressant de rechercher un pas de temps offrant un bon compromis entre les temps de calcul et la qualité des résultats. L'ensemble des résultats présentés ci-dessous ont été résolus avec un pas de temps $\Delta t = 12 \text{ ms}$.

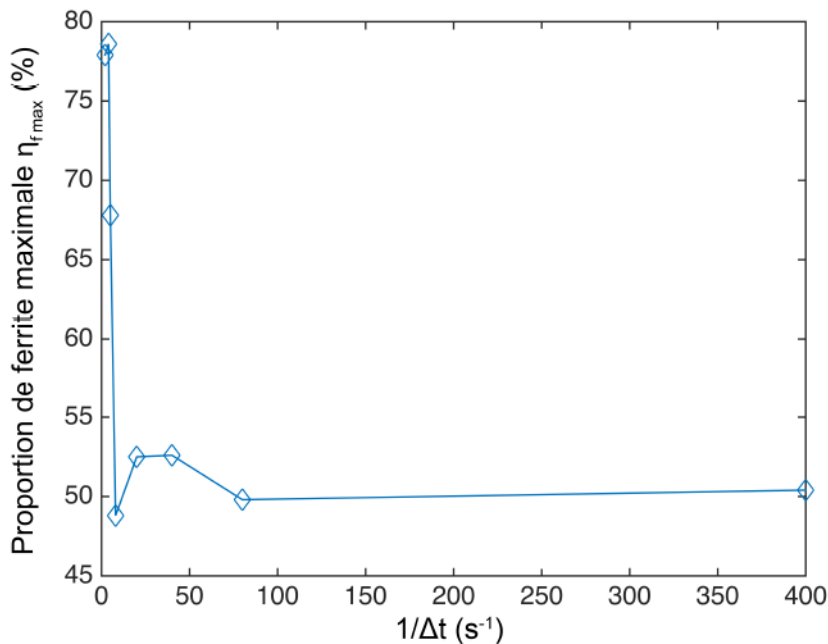


FIGURE 5.15 – Proportion maximale de ferrite formée en fonction de l'inverse du pas de temps

5.3.3.2 Influence de la pression d'emboutissage

L'influence de la pression des outils d'emboutissage sur la formation de la ferrite a été étudiée numériquement sur un matériau dont la teneur massique en aluminium est uniforme et égale à $0,7 \text{ wt } \%$. Deux remarques peuvent être faites à partir des résultats de la Figure 5.16. Premièrement, au-delà d'une pression sur les flans de 2 Mpa la proportion de ferrite n'évolue plus. Cela signifie que la trempe réalisée est de bonne qualité pour toute pression de l'outil d'emboutissage supérieure à 2 Mpa . Deuxièmement, la quantité de ferrite dans la soudure augmente de manière exponentielle quand la pression de l'outil diminue jusqu'à devenir nulle. En effet, lors de l'emboutissage des flans, il n'est pas exclu d'observer un amincissement local de la matière tel que la pression entre le flan et l'outil diminue jusqu'à s'annuler. Dans ce cas, les calculs numériques montrent que la formation de ferrite dans ces régions ne peut être négligée. La pièce finale présentera localement des propriétés mécaniques dégradées. Ces résultats pourraient être utilisés pour définir un critère de qualité supplémentaire sur l'emboutissage des flans rabotés par laser.

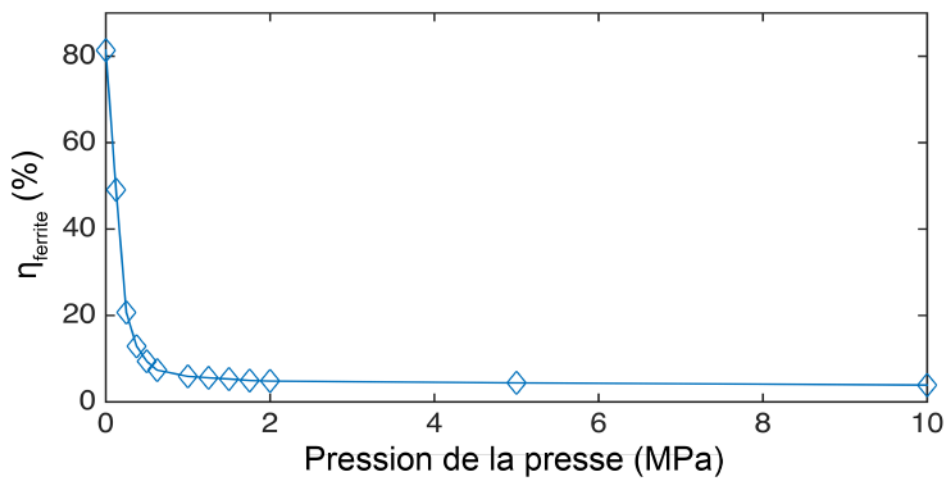


FIGURE 5.16 – Proportion de ferrite formée en fonction de la pression de la presse pour une soudure à $0,7 \text{ Al wt } \%$ et un temps de transfert de 7 secondes

5.3.3.3 Influence du temps de transfert

Le temps de transfert entre la sortie du four et le début de trempe influe beaucoup sur la proportion de ferrite formée dans la soudure, car les vitesses de refroidissement à l'air sont faibles (de l'ordre de 20°C/s). Dans le cas d'une soudure homogène dont la teneur massique en aluminium serait de $0,7 \text{ Al wt } \%$, nous observons que la quantité de ferrite finale dans la zone fondue reste inférieure à 10 % pour les temps de transfert inférieurs à 8 secondes (Figure 5.17). Au-delà de ces 8 secondes de temps de transfert, la proportion de ferrite formée augmente très rapidement en fonction du temps de transfert. Nous obtenons une zone fondue composée de 50 % de ferrite après seulement 11 secondes de refroidissement à l'air. Le temps de transfert moyen réalisé par un opérateur au centre R&D d'ArcelorMittal Montataire est d'environ 7 secondes. Dans le cas particulier de cette composition chimique, la trempe réalisée est de bonne qualité car moins de 10 % de ferrite sont formées au cours des 7 secondes de transfert. Cependant, à cause de la difficulté de réalisation de cette opération à la main par un opérateur, certains flans subissent un temps de transfert à l'air supérieur à 10 secondes. Dans ces conditions et pour cette soudure enrichie en aluminium, la trempe réalisée serait cette fois de mauvaise qualité et les propriétés mécaniques de la pièce se trouveraient fortement dégradées. On peut donc conclure que la trempe des flans rabotés par laser, pour lesquels les soudures ont une teneur massique moyenne en aluminium de $0,7 \text{ Al wt } \%$, demande des conditions beaucoup plus exigeantes. Les fenêtres opératoires sont de plus en plus restreintes. L'objectif est de réduire au maximum la formation de ferrite ; or les outils de simulations numériques peuvent aider à atteindre cet objectif.

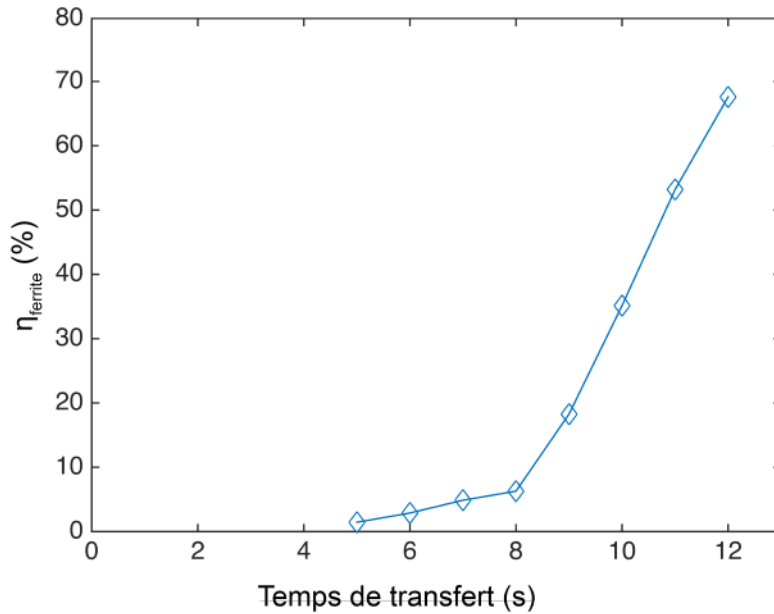


FIGURE 5.17 – Proportion de ferrite formée en fonction du temps de transfert entre la sortie du four et le début de la trempe pour une soudure à 0,7 Al wt % et une pression de la presse de 2 MPa

5.3.3.4 Comparaison des configurations de soudage

Deux tests numériques ont été réalisés pour comparer le taux de ferrite formé dans la zone fondue en fonction des configurations de soudage présentées dans le paragraphe 5.2.3.1. L'aluminium est un élément alphasène qui stabilise la ferrite aux dépens de l'austénite. Pour austénitiser l'acier, il est nécessaire de se trouver au-dessus de la température Ac_3 au cours du traitement thermique. Cependant la valeur Ac_3 augmente avec la teneur en aluminium (Figure 5.18). Il est alors possible d'avoir des zones dans la soudure où l'austénitisation n'est pas complète. Cela est pris en compte via la relation suivante :

$$\eta_A = \frac{T_{max} - Ac_1(t)}{Ac_3(t) - Ac_1(t)} \quad (5.5)$$

Nous émettons l'hypothèse que toutes les régions de la zone fondue ayant une fraction massique en aluminium supérieure à 1 wt % ne seront pas entièrement austénitisées lors du chauffage dans le four. Les calculs de transformations métallurgiques à l'état solide ne sont pas pris en compte dans ces régions. Ces régions seront seulement identifiées comme des zones à risque dans les post-traitements présentés ci-dessous.

L'épaisseur du revêtement aluminium-silicium est identique sur les faces endroit et envers des flans, ainsi la quantité moyenne d'aluminium diluée dans la zone fondue est semblable entre les deux soudures. Néanmoins, nous observons une distribution de l'aluminium très différente entre les deux soudures (Figure 5.19 - a et b). Cette distribution de l'aluminium dans la soudure a des conséquences importantes sur la métallurgie finale de la zone fondue après le traitement thermique. En effet, dans le cas de la soudure réalisée sur les flans ablatés en face endroit, l'aluminium est mieux mélangé dans la zone fondue. Cela signifie que les concentrations locales en aluminium sont plus faibles et le pourcentage maximal de ferrite formé est lui aussi plus faible (Figure 5.19 - c). Pour la soudure où le revêtement est encore présent sur la surface supérieure des tôles, l'aluminium est rapidement rattrapé par le front de solidification et n'a pas le temps de se mélanger dans toute la soudure. Il en résulte que les angles supérieurs de la soudure sont très riches en aluminium. Les teneurs en aluminium peuvent

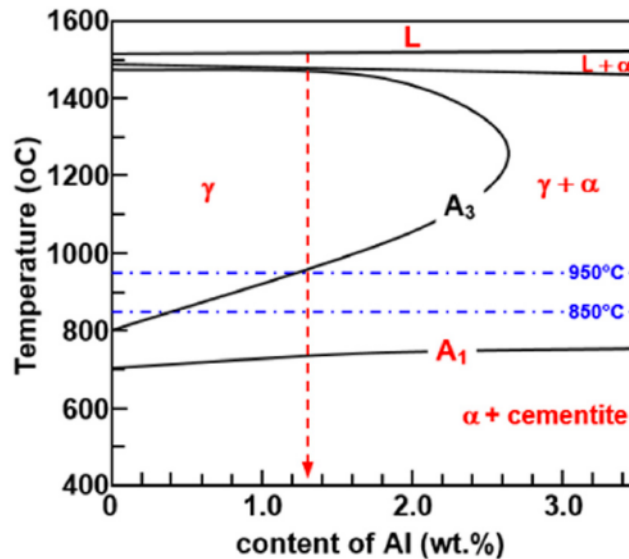


FIGURE 5.18 – Diagramme binaire Fe-Al [99]

dépasser localement 1 % en masse. A cause du caractère alphagène de l'aluminium, l'austénitisation dans les angles supérieurs de la soudure peut ne pas être complète et le taux de ferrite formé lors du transfert entre le four et l'outil d'emboutissage est important, supérieur à 10 % (Figure 5.19 - d). Dans ce cas, les fissures s'amorcent préférentiellement dans les angles de la soudure.

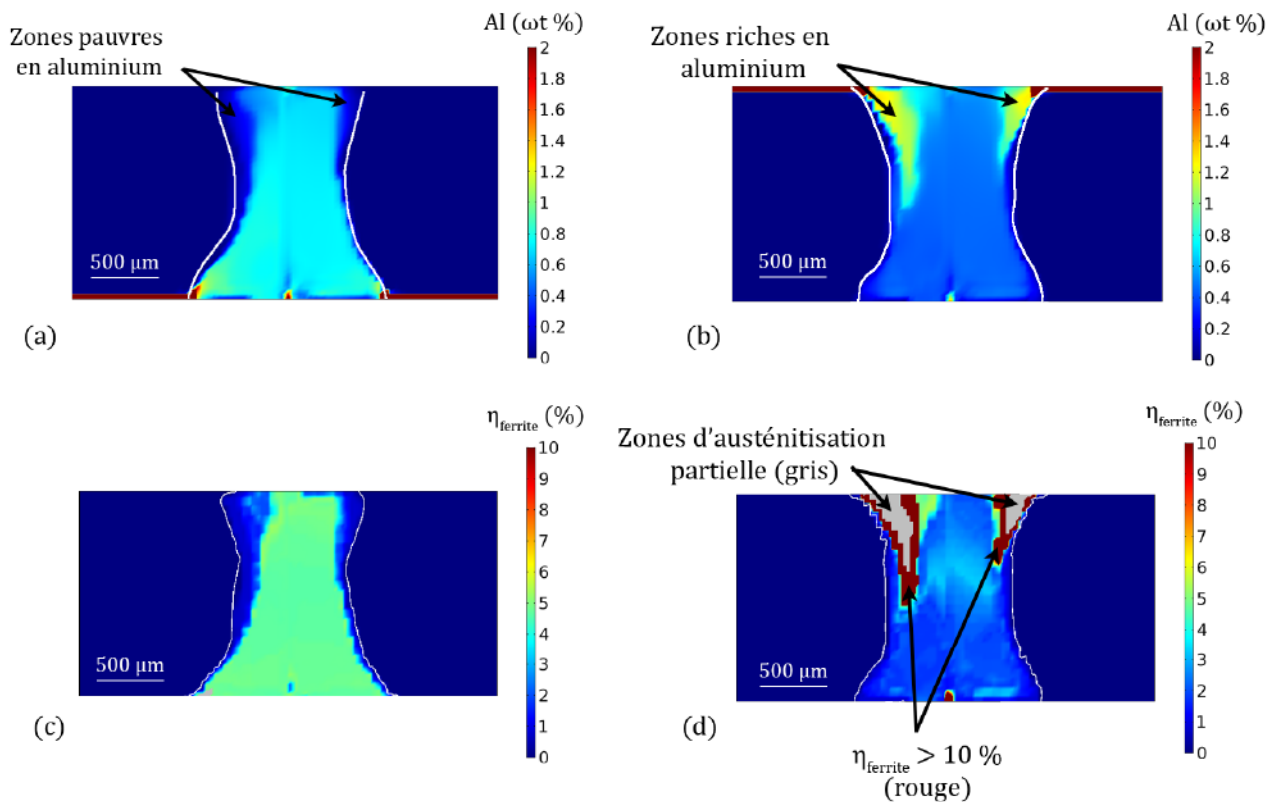


FIGURE 5.19 – Distributions numériques de l'aluminium dans le cas des soudures avec ablation du revêtement en face endroit (a) et envers (b). Pourcentage de ferrite formée dans la soudure ablatée face endroit (c) et face envers (d) pour un temps de transfert de 7 secondes et une pression de l'outil de 2 MPa.

La simulation numérique est alors utilisée pour apporter des éléments de choix sur la configuration de soudage à adopter. Le modèle tridimensionnel développé dans le cadre de ce travail de recherche couplé à ce module métallurgique offre la possibilité d'étudier le mélange dans la zone fondue au cours du procédé de soudage et permet désormais d'estimer les conséquences de la distribution des éléments chimiques sur la métallurgie de la soudure. L'étude du mélange dans le bain de métal fondu représente le noyau du modèle numérique. Néanmoins, il est possible d'ajouter sur ce noyau différentes couches supplémentaires telles que la résolution des équations métallurgiques et mécaniques. Le logiciel COMSOL Multiphysics[®] est un outil très intéressant pour la modélisation multi-physiques. A partir des modules disponibles à l'achat et ceux qui offrent la possibilité d'introduire nos propres équations, un très grand nombre de phénomènes physiques peuvent être représentés dans ce modèle numérique.

5.4 Conclusion

L'étude du mélange des éléments chimiques dans le bain liquide est de plus en plus nécessaire à la caractérisation des flans rabotés par laser. Que l'hétérogénéité chimique provienne du soudage de nuance différente, du revêtement des flans ou d'un fil d'apport, celle-ci a un impact sur les propriétés mécaniques finales de la soudure. Dans ce chapitre, nous avons souhaité montrer que le modèle numérique développé dans le cadre de ce travail de recherche peut être utilisé, dans l'état, pour la représentation du soudage laser de configurations industrielles. L'outil numérique développé répond aux exigences industrielles en matière de ressources numériques consommées et temps de calcul.

La modélisation multi-physiques est un outil performant pour l'aide à la décision et la capitalisation du savoir technique. Au travers de ces exemples industriels, nous remarquons que la simulation numérique du soudage laser peut sans cesse être enrichie afin de répondre aux différentes problématiques du secteur automobile.

Conclusion Générale

Ce travail de thèse, mené dans le cadre d'une collaboration entre le Laboratoire Interdisciplinaire Carnot de Bourgogne et ArcelorMittal, aborde la problématique de la modélisation numérique du soudage laser d'aciers de nature différente afin de mieux comprendre les processus de mélange dans le bain de métal en fusion. L'objectif était de développer un outil numérique capable d'aider à la compréhension des phénomènes hydrodynamiques et de diffusion des espèces présentes lors du soudage laser en mode « keyhole ». En effet, la compréhension des principaux phénomènes de mélange dans la zone fondue s'avère essentielle pour l'étude des flans rabotés de nature différente. Afin de remplir cet objectif, une approche numérique couplée à une approche expérimentale a été privilégiée en raison du manque de connaissance sur le comportement physique au niveau du bain liquide. Au regard de l'instrumentation extrêmement pointue nécessaire à la visualisation directe des mouvements hydrodynamiques dans le bain, les outils numériques sont un complément de choix aux études expérimentales. Ils permettent d'étudier de manière détaillée et individuelle des phénomènes physiques intervenant dans le soudage laser. A terme, nous pourrions même parler de prototypage virtuel où les campagnes d'expérimentations seraient caduques. C'est dans cette vision du monde numérique que ces travaux de recherches ont été menés.

Une importante variété de configurations expérimentales a été explorée afin de collecter un maximum d'informations sur les mécanismes de transport à l'intérieur du bain liquide pour ensuite incorporer une représentation mathématique de ces mécanismes dans un modèle numérique tridimensionnel construit à l'aide du code de calcul aux éléments finis COMSOL Multiphysics[®].

Après avoir réalisé dans le premier chapitre une revue bibliographique non exhaustive du soudage laser entre matériaux de nature différente ainsi que sur les modèles numériques servant à sa représentation, nous présentons des généralités qu'il est possible de rencontrer dans la littérature concernant la modélisation des phénomènes thermiques, hydrodynamiques et de transport des espèces. Il ressort de cette étude que les modèles numériques sont de plus en plus complets et complexes grâce aux importantes évolutions des performances numériques au cours de ces dernières décennies. Ainsi, les différentes avancées sur la modélisation numérique apparaissent au cours du temps. Les modèles résolvaient initialement seulement l'équation de la chaleur avec des représentations plus ou moins avancées de la source de chaleur. Ensuite, les modèles commencèrent à inclure la mécanique des fluides dans le bain de métal en fusion dont l'impact sur la géométrie de la soudure et le transport de l'énergie thermique est admis par tous. Les modèles thermo-hydrodynamiques les plus complets vont de nos jours jusqu'à modéliser l'évolution de la surface libre et le comportement dynamique du capillaire de vapeur. Grâce à ces avancées graduelles de la simulation numérique du soudage laser, il est possible dorénavant d'étudier le soudage laser entre différents métaux. En d'autres mots, des modèles multiphysiques étudiant le mélange miscible ou non de métaux dans le bain de métal liquide formé par fusion laser commencent à apparaître dans la littérature. Malheureusement, il reste certains phénomènes physiques intervenants lors du soudage laser qui sont mal connus, ce qui limite les modèles physiques disponibles à la représentation de ces phénomènes physiques dans les modèles numériques. Enfin, cette étude met en avant l'intérêt d'une comparaison des résultats numériques avec les observations expérimentales afin de juger de la qualité des résultats de la simulation numérique.

Le deuxième chapitre regroupe les résultats expérimentaux des différentes études qui ont servi au développement du modèle de simulation numérique. L'analyse des écoulements surfaciques a montré un résultat surprenant qui est un écoulement dirigé vers l'intérieur du bain liquide pour les tempé-

ratures proches de la température de fusion alors que le contraire était attendu d'après les données existantes dans la littérature. Les expériences menées avec le nickel comme traceur chimique ont été très riches d'enseignement. En analysant les cartographies EDX post-mortem des soudures, il est possible d'estimer le trajet global que le nickel a suivi lors du soudage laser. En changeant la position initiale du traceur chimique et en analysant la distribution finale de l'élément dans la zone fondue, nous estimons son déplacement par ingénierie inverse. La comparaison numérique-expérimentale des états finaux de la distribution du nickel dans la zone fondue a permis de discriminer certaines hypothèses pour la modélisation numérique. L'importance de la turbulence et du cisaillement de la plume de vapeur a été mise en évidence à l'aide de ces configurations expérimentales. Grâce à ces expérimentations sont également mis en évidence les plus grands tourbillons se formant dans le bain liquide. Dans une coupe transversale, nous estimons que quatre vortex se forment juste derrière le capillaire de vapeur à cause des effets Marangoni. Ils se forment dans les angles de la soudure. En regardant le bain liquide longitudinalement, deux grands tourbillons de sens de rotation opposés semblent se former dans la hauteur du bain liquide. Les expérimentations avec le nickel utilisé comme traceur chimique montrent également que le mélange proche des limites de la zone fondue peut être différent du reste de la soudure. Après avoir utilisé un traceur chimique dont les propriétés thermophysiques sont assez proches de celle de l'acier pour les supposer égales, nous avons étudié le rabotage laser d'un couple d'aciers dont les propriétés thermophysiques et compositions chimiques sont très différentes. En effet, l'acier Dual Phase est un acier bas carbone constitué de martensite dans une matrice ferritique alors que l'acier TWIP est un acier haut carbone et haut manganèse (22 wt%) entièrement austénitique. A cause des importantes différences de propriétés thermophysiques et en particulier la conductivité thermique, nous observons un cordon de soudure asymétrique par rapport au plan de joint initial. La géométrie de la zone fondue dépend donc fortement des propriétés des matériaux. Ensuite, nous avons souhaité étudier les propriétés mécaniques des joints soudés en fonction des paramètres opératoires. Nous voulions montrer que dans le cas du soudage d'aciers de nature différente, la distribution des éléments d'alliage joue un rôle essentiel sur les performances mécaniques des soudures. Dans le cas de ce couple dissimilaire, il a été trouvé qu'en dessous d'une concentration locale en manganèse inférieure à environ 15 wt%, une martensite α' se forme dans la zone fondue. Or cette martensite semble dégrader les performances mécaniques du joint. Ce couple d'aciers dissimilaires offre une compréhension particulièrement intéressante du soudage hétérogène. Les différents cas possibles de métallurgie dans la zone fondue sont facilement identifiables et montrent ainsi le rôle de chaque paramètre opératoire sur l'état final de la soudure (géométrie, composition chimique, composition métallurgique, etc.). Enfin, le soudage dissimilaire entre aciers de nature différente et épaisseur différente a été étudié. Nous avons continué à travailler avec le couple DP/TWIP car il se prête très bien à ce type d'exercices où les différents résultats sont facilement identifiables et où le passage d'un comportement à l'autre est sans ambiguïté. Dans le cas du soudage avec saut d'épaisseur les résultats expérimentaux sont beaucoup plus dispersés que dans le cas du soudage iso-épaisseur. Il est régulièrement observé dans la soudure un effondrement de la matière provenant du matériau le plus épais sur le haut de la zone fondue. Cela a pour conséquence de créer un important gradient de composition chimique et donc des propriétés de la soudure dans la direction verticale.

Une description détaillée du modèle numérique est proposée dans le chapitre trois. Le choix des modèles physiques et leurs représentations mathématiques sont décrits dans ce chapitre, ainsi que toutes les équations utilisées pour modéliser les transferts thermiques, les écoulements fluides, le transport de la matière liquide et certains autres phénomènes particuliers. La chaleur latente de changement de phase est prise en compte grâce à la méthode de la capacité thermique équivalente. Les équations de Navier-Stokes servant à la représentation des mouvements de fluides sont écrites dans leurs formes moyennées dans le but de représenter mathématiquement un écoulement turbulent. La difficulté de représentation de la phase solide et liquide en même temps dans le domaine de calcul a été levée en résolvant les équations de Navier-Stokes également dans le solide. Il s'agit de la méthode de viscosité équivalente qui consiste à utiliser une valeur élevée de la viscosité dynamique dans les cellules en dessous de la température de fusion. Le transport de la matière liquide quant à lui est modélisé à l'aide de la loi de Fick pour les espèces diluées. Cette forme a l'avantage d'être à la fois la plus

simple et la plus robuste. Un certain nombre d'hypothèses permet au modèle numérique d'être résolu en quelques heures seulement. C'est un critère essentiel pour qu'un modèle numérique soit utilisable industriellement. Pour arriver à ce résultat, la dynamique du capillaire et de la surface libre n'est pas prise en compte. Le capillaire de vapeur est supposé ayant une géométrie conique stationnaire au cours du processus laser. En dehors de toute corrélation avec l'expérimental, le modèle numérique permet déjà d'améliorer notre compréhension des différents phénomènes physiques grâce à l'accès total des champs de variables résolues. En effet, il est très difficile d'observer ce qui se passe au coeur de la matière liquide à l'aide des outils d'expérimentations alors que cela se réalise très simplement avec les outils numériques.

La validation du modèle numérique est réalisée dans le quatrième chapitre. Ce chapitre traite de la comparaison des résultats expérimentaux avec les résultats des simulations numériques. Les premières comparaisons ont été réalisées pour concevoir le modèle numérique. Des modèles numériques de plus en plus complets traitant du raboutage laser sont disponibles dans la littérature. Néanmoins l'ajout de phénomènes physiques peu intéressants vis-à-vis de notre étude peut mener à une dégradation du modèle numérique au lieu de son amélioration initialement souhaitée. Il faut représenter les phénomènes physiques nécessaires et suffisants à la compréhension des phénomènes hydrodynamiques et de diffusion des espèces. Il ne sert à rien de surcharger un modèle numérique inutilement. Les configurations avec clinquant de nickel dans le plan de joint et sur les surfaces de tôles ont permis de montrer l'importance de la convection de Marangoni sur les écoulements en haut en en bas du cordon de soudure. Il a également été montré que les modélisations de la diffusion turbulente et du cisaillement de la plume de vapeur sont essentielles pour représenter correctement l'intensité du mélange dans la zone fondue. Il existe encore un important nombre d'inconnues sur les paramètres des différents modèles mathématiques utilisés dans la simulation. Ce sont par exemple toutes les propriétés matériaux à haute température, dans la phase liquide. La méthodologie des plans d'expériences numériques nous a aidé à trouver un ensemble de paramètres garantissant un résultat numérique proche des grandeurs mesurées expérimentalement. Ensuite plusieurs études numériques sur la variation des paramètres opératoires, en utilisant cet ensemble de paramètres optimisé, ont montré que la géométrie de la zone fondue dépend fortement de la différence des propriétés thermophysiques entre les deux métaux, que la position de la source laser est le paramètre le plus influent sur le rapport de dilution des aciers et donc sur la composition chimique globale, etc. Le modèle numérique tridimensionnel développé est capable de prédire les grandes tendances concernant le mélange dans la zone fondue. La simulation numérique permet également de différencier deux régimes d'écoulement : « Rosenthal » et « Single Wave », en fonction de la puissance laser, la vitesse de soudage et l'épaisseur des tôles soudées. Enfin, dans le cas du soudage avec saut d'épaisseur, le modèle aide à la compréhension du phénomène d'effondrement du matériau le plus épais sur le haut de la zone fondue. Actuellement, le modèle numérique trouve son application limitée par les possibilités de discrétisation que nous avons. Les structures de solidification les plus fines modélisables avec l'outil numérique ont des tailles supérieures à 200 μm .

Pour terminer, rappelons que l'objectif initial était de proposer un outil capable d'étudier les phénomènes hydrodynamiques et de diffusion des éléments chimiques lors du soudage laser. Le cinquième chapitre a pour objectif de placer ce travail de simulation numérique au coeur d'une problématique industrielle dont la compréhension et éventuellement la résolution sont d'actualité. Il s'agit du soudage laser avec fil d'apport ou encore du raboutage de flans en USIBOR[®] revêtu d'un alliage aluminium-silicium. Dans le cadre de l'étude de l'acier USIBOR[®] le revêtement offre une résistance à la corrosion particulièrement intéressante. Néanmoins, il a été observé expérimentalement que la présence d'aluminium dans la zone fondue pouvait dans certains cas dégrader les performances mécaniques de la soudure. Nous proposons d'utiliser le modèle numérique développé dans le cadre de ce travail de thèse pour améliorer la soudabilité des assemblages USIBOR[®]. Il est possible d'étudier la variation des paramètres opératoires sur la distribution globale de l'aluminium dans la zone fondue et le long de l'interface entre la zone fondue et le matériau de base. Enfin, ce cas industriel est très intéressant pour présenter un potentiel complément à ce modèle numérique. La modélisation multi-physiques est très riche et son utilisation est croissante. Il est tout à fait envisageable de rajouter dans les modèles

numériques la résolution d'équations permettant de représenter les transformations métallurgiques. Sur l'outil de simulation COMSOL Multiphysics[®] nous pouvons même parler de rajouter un module métallurgique. Le logiciel COMSOL Multiphysics[®] est en effet un outil de simulation numérique où l'utilisateur a la possibilité d'écrire lui-même les équations, ce qui laisse la possibilité de travailler avec n'importe quelle représentation mathématique d'un phénomène physique. L'utilisateur peut développer son modèle avec les équations disponibles de base dans le logiciel, les équations proposées dans la littérature ou encore ses propres équations.

Le modèle créé dans cette étude est susceptible d'être amélioré. Il constitue une introduction au développement d'un outil numérique complet permettant de prévoir l'influence des paramètres opératoires sur la géométrie des joints soudés, le mélange de la matière dans le bain de fusion, les transformations de phase, etc. Le développement d'un modèle bidimensionnel représentant une coupe transversale du modèle tridimensionnel dont la résolution numérique se réalise avec un maillage 125 fois plus fin permet de faire apparaître des phénomènes plus fins, ce qui laisse présager un bel avenir pour la modélisation numérique du soudage laser. Les phénomènes physiques principaux sont présents, augmenter la puissance de calcul permettrait aussi de prendre en compte des phénomènes physiques sur lesquels nous avons fait l'impasse.

Annexe A

Les sources LASER

A.1 Principe d'émission de la lumière laser

Le terme LASER est un acronyme qui provient de « Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation ». La création d'un faisceau dit LASER repose sur le principe de l'émission stimulée postulée par Einstein en 1917. Le principe consiste à faire passer les molécules du milieu actif d'un état faiblement excité (ou fondamental) à un état plus excité. Cet état d'énergie plus important est forcé par une source d'énergie extérieure (pompage optique, électronique ou chimique). Dans cet état excité, les électrons vont naturellement vouloir passer à un état d'énergie plus stable et donc plus faible. Ceci va être réalisé en libérant des photons à une fréquence donnée en fonction du milieu actif. Le faisceau est ainsi créé grâce à une cavité résonnante composée de miroirs dont un est partiellement réfléchissant [1].

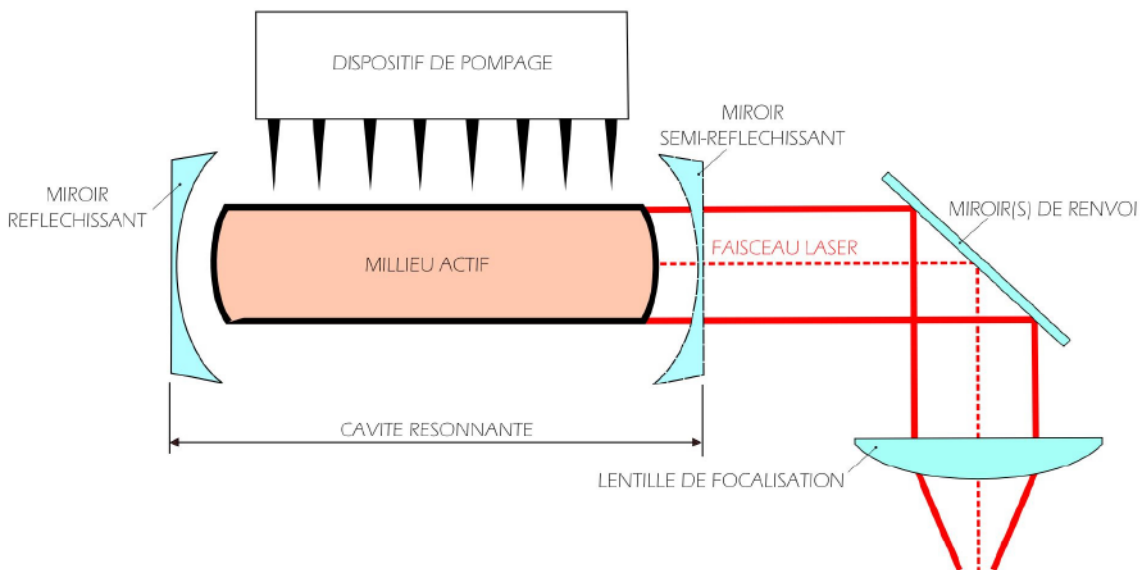


FIGURE A.1 – Schéma de principe de génération d'un faisceau laser [49]

Le faisceau laser est une onde électromagnétique monochromatique possédant des caractéristiques intrinsèques. Les longueurs d'onde les plus courantes sont $10,6 \mu m$ et $1,06 \mu m$ respectivement celles du laser à CO_2 et du laser Nd :YAG. Une des propriétés fondamentales du laser est son faisceau dit « cohérent spatialement » qui signifie que le rayon est extrêmement directionnel. Le rayon n'est cependant pas parfaitement cylindrique. Les caractéristiques de sa convergence puis divergence (Figure A.2) le long de son axe de propagation z peuvent être décrites par les équations suivantes donnant respectivement le rayon du faisceau (eq. A.1), son rayon de courbure (eq. A.2) et la longueur de Rayleigh (eq. A.3) [102] :

$$\omega(z) = \omega_0 \cdot \sqrt{1 + \left(\frac{\lambda z}{\pi \omega_0^2}\right)^2} \quad (\text{A.1})$$

$$R(z) = z \cdot \left[1 + \left(\frac{\pi \omega_0^2}{\lambda z}\right)^2 \right] \quad (\text{A.2})$$

$$L_R = \frac{\pi \omega_0^2}{\lambda} \quad (\text{A.3})$$

avec λ la longueur d'onde, x la distance au plan focal et ω_0 le rayon du faisceau au plan focal. La longueur de Rayleigh L_R est la distance sur laquelle le faisceau est considéré comme collimaté. Elle est définie comme la distance à partir de laquelle la section du faisceau fait deux fois la section au plan focal.

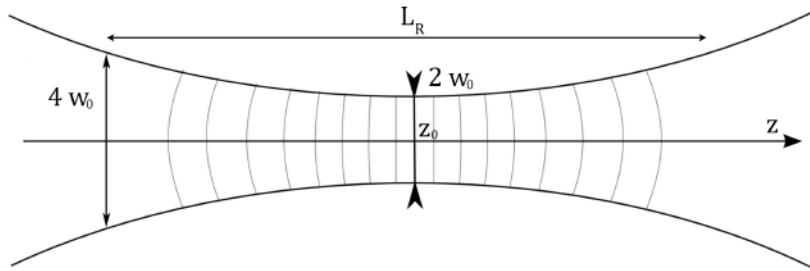


FIGURE A.2 – Schématisation du plan focal

A.2 Les lasers Nd :YAG et Yb :YAG

Le laser Nd :YAG est l'un des lasers les plus utilisés dans les applications industrielles et scientifiques. L'émission de lumière se situe à $1,06 \mu\text{m}$ (dans l'infrarouge). C'est cette émission à $1,06 \mu\text{m}$ qui donne un avantage aux lasers YAG par rapport aux lasers CO_2 car cela permet d'utiliser les fibres optiques pour le transport du faisceau sur plusieurs dizaines de mètres. Les lasers Nd :YAG peuvent fonctionner en mode pulsé ou continu. En ce qui concerne le laser YAG continu, le milieu actif (barreau de Nd :YAG) est excité par une ou deux lampes flash émettant en « continu », l'ensemble constituant la chambre de pompage (Figure A.1). Il est possible d'assembler plusieurs chambres de pompage afin de réaliser des lasers pouvant atteindre une puissance totale de 16kW . L'amplification du faisceau s'effectue par allers et retours successifs dans le milieu amplificateur constitué d'un résonateur simple et d'une chambre de pompage montée en amplificateur. Le faisceau émis est guidé vers le ou les postes de travail par des miroirs fixes ou mobiles ou par des fibres optiques.

Le laser Yb :YAG diffère du laser présenté précédemment simplement par un milieu actif différent. Le néodyme dopé est remplacé par l'ytterbium dopé. Cela a pour conséquence d'abaisser la longueur d'onde caractéristique du laser à $1,03 \mu\text{m}$.

Annexe B

Les plans d'expériences numériques

Les plans d'expériences numériques sont une suite ordonnée d'essais, chacun permettant d'acquérir de nouvelles connaissances en contrôlant un ou plusieurs paramètres d'entrée pour obtenir des résultats validant un modèle. Augmenter ces connaissances, c'est trouver la réponse à une question posée. Cette question délimite le problème à résoudre et fixe les travaux à exécuter. La méthode des plans d'expériences doit faciliter l'interprétation des résultats tout en minimisant le nombre d'essais. La théorie des plans d'expériences assure les conditions pour lesquelles on obtient la meilleure précision possible avec le minimum d'essais afin de ne pas sacrifier la qualité des résultats.

B.1 Les plans d'expériences appliqués aux procédés laser

En 2004, Cicala et al. [103] étudient la fissuration à chaud des soudures laser Al-Mg-Si à l'aide des plans d'expériences numériques. Deux plans factoriels basés sur la méthode de Taguchi leur permettent d'étudier les effets des paramètres opératoires sur la géométrie et les propriétés de la soudure. Les paramètres étudiés sont : le type de fil d'apport et sa vitesse d'avance, la puissance du laser, la nature et le débit du gaz de protection, le gap entre les deux tôles à assembler, la vitesse de soudage, la position de la protection gazeuse et la position focale du faisceau laser. La méthode Taguchi permet d'étudier un grand nombre de paramètres avec un minimum d'expérimentations. En effet, les variations sur 2 à 4 niveaux de 12 paramètres sont étudiées grâce à 2 plans factoriels de 8 essais. Soit 16 expériences pour 12 paramètres opératoires. La mesure de la résistance à rupture sur chaque échantillon permet, en lien avec la méthode Taguchi, d'estimer l'influence de chaque paramètre (Figure B.1). Cicala et al. trouvent ainsi que la nature du gaz, son débit et la position de la buse n'ont que très peu d'influence sur les fonctions résultats (résistance à rupture et nombre de fissures). Les facteurs les plus importants sont la vitesse de soudage et les paramètres du fil d'apport. Enfin, ils montrent qu'un modèle polynomial peut être construit pour décrire la résistance à traction comme une fonction de la vitesse de soudage et de la quantité de fil déposée.

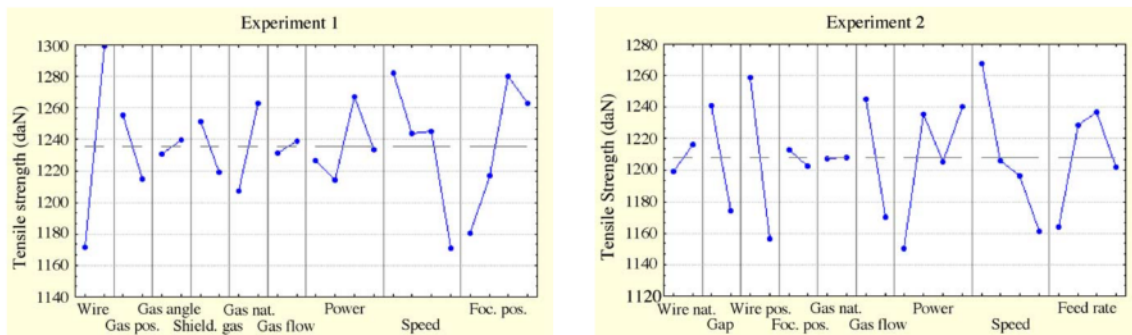


FIGURE B.1 – Diagrammes des effets : influence des facteurs dans le plan d'expériences numérique

En 2008, Soveja et al. [104] ont travaillé sur l'optimisation de la texturation par laser d'une surface

d'un alliage de titane. L'optimisation est réalisée grâce à l'utilisation d'un plan d'expérimentation factoriel et un plan de surface de réponse. En effet, la méthodologie du plan de surface de réponse est souvent utilisée pour mettre au point des modèles suite à la détermination de facteurs importants à l'aide de plans factoriels. Le plan de surface de réponse composite centré d'ordre deux a été trouvé comme l'outil le plus efficace et demandant le moins de tests tout en garantissant une bonne qualité des résultats. Après avoir choisi un critère de qualité, la méthodologie des plans de surface de réponse permet de définir un domaine de travail optimal (Figure B.2).

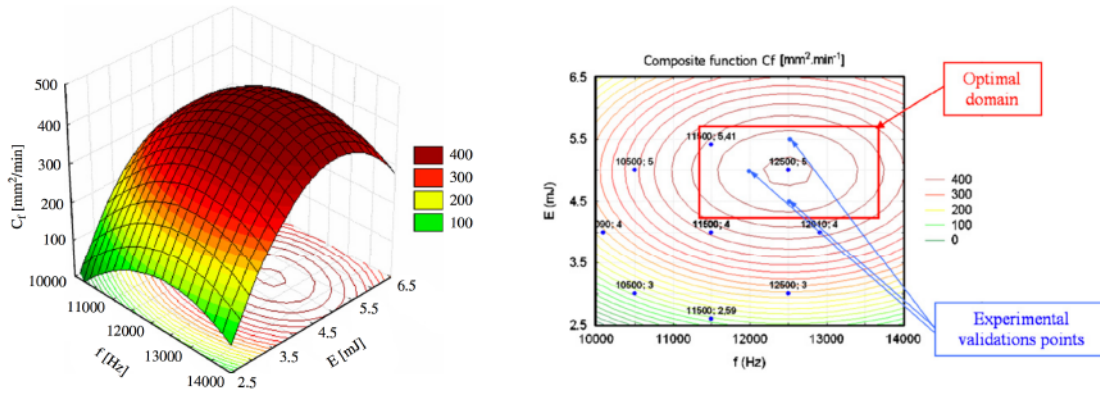


FIGURE B.2 – Surface de réponse et domaine de travail optimal

La méthode des plans d'expériences est souvent utilisée pour trouver les paramètres de soudage optimaux. C'est la cas de Ilie et al. [105] qui, en 2009, définissent un domaine de soudabilité pour le soudage des plastiques ABS avec une source laser diode. Encore plus récemment en 2017, Tomashchuk et al. [106] montrent l'importance de l'angle du chanfrein et de la nature du fil d'apport sur la résistance mécanique de l'assemblage du titane avec l'aluminium. Tous ces travaux discutent de l'utilisation des plans d'expériences exclusivement d'un point de vue expérimental, néanmoins il est possible d'utiliser cette méthodologie pour aider dans la construction de modèles pour la simulation numérique.

En 2014, Bendaoud et al. [107] présentent une étude dédiée à la simulation numérique des phénomènes thermiques opérants lors du soudage hybride laser-MIG de l'acier duplex UR2507Cu. Ils utilisent la méthode des plans d'expériences pour trouver les paramètres optimaux d'une source de chaleur équivalente. La source de chaleur équivalente est la somme de deux ellipsoïdes selon la définition donnée par Goldak [42]. Bendaoud et al. se trouvent alors avec 8 paramètres à optimiser (Figure B.3). Les paramètres estimés avec cette méthode permettent d'obtenir une géométrie calculée du joint soudé avec moins de 10% d'erreur avec la mesure expérimentale. Ils montrent ainsi une utilisation très intéressante des plans d'expériences numériques où il est possible d'optimiser le choix des différents paramètres dans les modèles mathématiques ou d'estimer de manière plus précise des grandeurs qui ne seraient connues que grossièrement dans la littérature.

B.2 Résultats des plans d'expériences numériques

Dans les 3 plans d'expériences numériques mis en place dans le cadre de ce travail de recherche, 24 paramètres ont été étudiés (Table B.1). Ces paramètres correspondent aux paramètres de la source de chaleur, aux propriétés thermophysiques des matériaux, aux propriétés du fluide, à la contribution de Marangoni, au cisaillement de la plume de vapeur, etc. Ces facteurs d'influences sont résumés dans la Table 4.2. Les fonctions objectifs étudiées sont : les largeurs du joint soudé proche de la surface supérieure (Y1), à mi-hauteur (Y2), proche de la surface inférieure (Y3) et la fraction massique moyenne de l'élément manganèse dans la soudure (Y4). Les fonctions objectifs Y1 à Y3 sont liées à la géométrie (Géom) du cordon de soudure alors que la fonction objectif Y4 représente la composition chimique (Ch.) de la zone fondue.

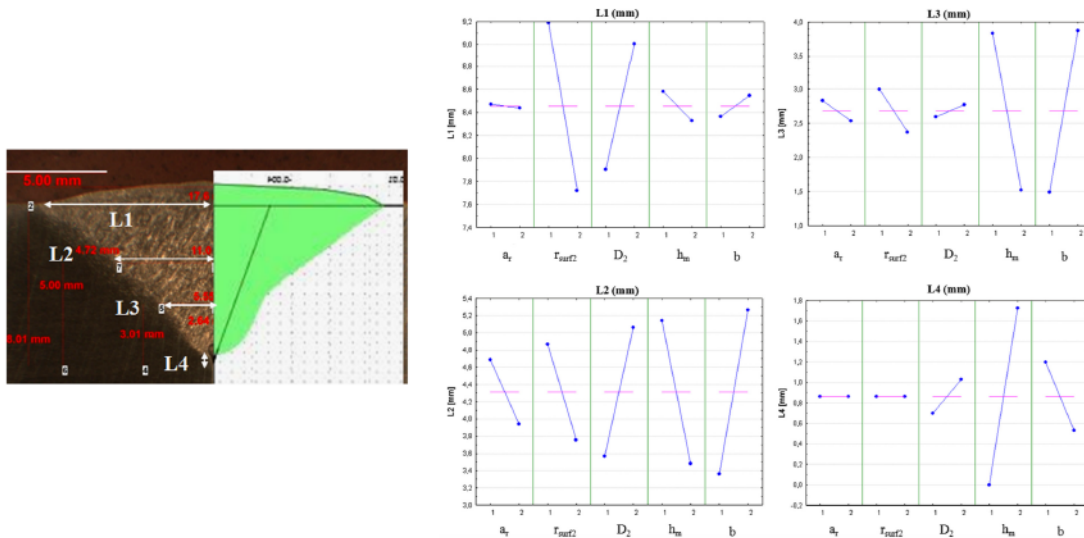


FIGURE B.3 – Comparaison de la géométrie expérimentale avec la géométrie calculée et diagramme des effets des paramètres de la source de chaleur équivalente

TABLE B.1 – Facteurs d'influences

| | |
|-----|---|
| X1 | Conductivité thermique de l'acier DP à l'état solide |
| X2 | Capacité thermique massique de l'acier DP à l'état solide |
| X3 | Conductivité thermique de l'acier DP à l'état liquide |
| X4 | Capacité thermique massique de l'acier DP à l'état liquide |
| X5 | Coefficient de dilatation thermique de l'acier DP |
| X6 | Intervalle de température entre l'état solide et l'état liquide |
| X7 | Conductivité thermique de l'acier TWIP à l'état solide |
| X8 | Capacité thermique massique de l'acier TWIP à l'état solide |
| X9 | Masse volumique de l'acier TWIP |
| X10 | Conductivité thermique de l'acier TWIP à l'état liquide |
| X11 | Capacité thermique massique de l'acier TWIP à l'état liquide |
| X12 | Coefficient de dilatation thermique de l'acier TWIP |
| X13 | Température sur les parois du capillaire de vapeur |
| X14 | Dimension du capillaire de vapeur en face endroit |
| X15 | Dimension du capillaire de vapeur en face envers |
| X16 | Norme maximale du coefficient de température de la tension de surface |
| X17 | Température où le coefficient de température de la tension de surface change de signe |
| X18 | Viscosité dynamique du liquide |
| X19 | Norme maximale de la contrainte de cisaillement dans le capillaire de vapeur |
| X20 | Position en z où la contrainte de cisaillement s'annule |
| X21 | Angle d'inclinaison du capillaire de vapeur |
| X22 | Fraction massique en manganèse dans l'acier TWIP |
| X23 | Coefficient d'échange thermique moyen avec le gaz de protection |
| X24 | Température de fusion de l'acier TWIP |

Dans la Table B.2 sont résumés les résultats des 3 plans d'expériences. Il est indiqué dans cette table si le facteur d'influence est significatif (s) ou non-significatif (ns) sur les 4 fonctions objectifs définis ci-dessus. L'importance du facteur d'influence est indiquée par sa position (Pos.). Enfin, l'effet de chaque facteur d'influence sur les différentes fonctions objectifs a été estimé. Les effets sont affichés dans la même unité que la fonction objectif associée et leurs signes indiquent dans quel sens évolue la fonction objectif lors du passage du niveau 1 au niveau 2 du facteur d'influence. Ces résultats peuvent également être présentés sous la forme de diagrammes des effets (Figures B.4, B.5 et B.6).

TABLE B.2: Résultats des plans d'expériences numériques

| FI | PEN | Niv. cod | Y1 | | Y2 | | Y3 | | Y4 | | Géom | Ch. |
|-----|-----|-------------|-------|----------|-------|----------|-------|----------|--------|----------|------|-----|
| | | | Effet | Pos. | Effet | Pos. | Effet | Pos. | Effet | Pos. | | |
| X1 | 1 | 1 2 | -15 | 12 ns | +2 | 15 ns | -14 | 14 ns | +0,574 | 6 | ns | s |
| X2 | 1 | 1 2 | +30 | 10 ns | +19 | 10 ns | +26 | 11 ns | +0,875 | 5 | ns | s |
| X3 | 1 | 1 2 | +93 | 4 | +78 | 5 | +107 | 4 | -1,987 | 2 | s | s |
| X4 | 1 | 1 2 | +34 | 9 ns | +13 | 13 ns | +39 | 10 ns | -0,398 | 7 ns | ns | ns |
| X5 | 1 | 1 2 | -15 | 12 ns | -11 | 14 ns | -21 | 13 ns | +0,110 | 12 ns | ns | ns |
| X6 | 1 | 1 2 | -84 | 5 | -53 | 6 | -88 | 5 | -0,108 | 13 ns | s | ns |
| X7 | 1 | 1 2 | -70 | 6 | -30 | 7 ns | -72 | 6 | -1,275 | 4 | s | s |
| X8 | 1 | 1 2 | -24 | 11 ns | -19 | 10 ns | -23 | 12 ns | -1,381 | 3 | ns | s |
| X9 | 1 | 1 2 | -40 | 8 ns | -28 | 8 ns | -44 | 9 ns | +0,319 | 9 ns | ns | ns |
| X10 | 1 | 1 2 | +125 | 3 | +94 | 3 | +133 | 3 | +2,421 | 1 | s | s |
| X11 | 1 | 1 2 | +59 | 7 | +22 | 9 ns | +62 | 7 | +0,394 | 8 ns | s | ns |
| X12 | 1 | 1 2 | -7 | 15 ns | -16 | 12 ns | -11 | 15 ns | +0,091 | 14 ns | ns | ns |
| X13 | 1 | 1 2 | +193 | 2 | +104 | 2 | +203 | 1 | -0,165 | 11 ns | s | ns |
| X14 | 1 | 1 2 | +205 | 1 | +115 | 1 | +60 | 8 | +0,223 | 10 ns | s | ns |
| X15 | 1 | 1 2 | +10 | 14 ns | +83 | 4 | +165 | 2 | +0,068 | 15 ns | s | ns |
| X16 | 2 | 1 2 | +68 | 1 | 0 | ns | +43 | 1 ns | +0,017 | ns | s | ns |
| X17 | 2 | 1 2 | -31 | 2 ns | +2 | ns | -24 | 2 ns | +0,058 | ns | ns | ns |
| X18 | 2 | 1 2 | +22 | 3 ns | -1 | ns | +17 | 4 ns | +0,040 | ns | ns | ns |
| X19 | 2 | 1 2 | +26 | 4 ns | -2 | ns | -5 | 6 ns | +0,028 | ns | ns | ns |
| X20 | 2 | 1 2 | -12 | 5 ns | -1 | ns | +19 | 3 ns | -0,031 | ns | ns | ns |
| X21 | 2 | 1 | +3 | 6 | +3 | | +3 | 7 | +0,004 | | ns | ns |

| | | | | | | | | | | | | |
|-----|---|--------|------|---------|------|---------|------|---------|---------|---------|----|----|
| | | 2 | | ns | | ns | | ns | | ns | | |
| X22 | 2 | 1 2 | 0 | 7 ns | 0 | ns | +8 | 5 ns | +2,496 | 1 | ns | s |
| X23 | 3 | 1 2 | +13 | 5 ns | -6 | 5 ns | +17 | 6 ns | -0,006 | 7 ns | ns | ns |
| X24 | 3 | 1 2 | +73 | 3 | +72 | 3 | +98 | 2 | +2,140 | 1 | s | s |
| X11 | 3 | 1 2 | 0 | ns | +6 | 5 ns | -12 | 7 ns | +0,437 | 2 ns | ns | ns |
| X14 | 3 | 1 2 | +304 | 1 | +161 | 1 | +63 | 4 | -0,193 | 3 ns | s | ns |
| X15 | 3 | 1 2 | +56 | 4 | +161 | 1 | +297 | 1 | -0,109 | 5 ns | s | ns |
| X16 | 3 | 1 2 | +89 | 2 | +7 | 4 ns | +77 | 3 | +0,172 | 4 ns | s | ns |
| X19 | 3 | 1 2 | 0 | ns | -4 | 7 ns | +47 | 5 ns | +0,0117 | 6 ns | ns | ns |

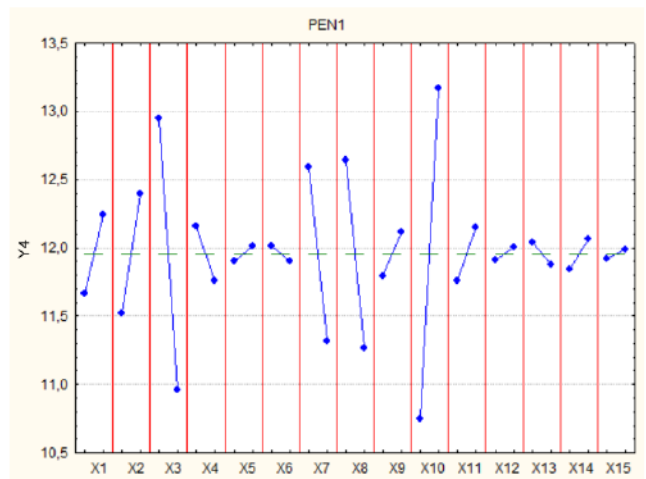
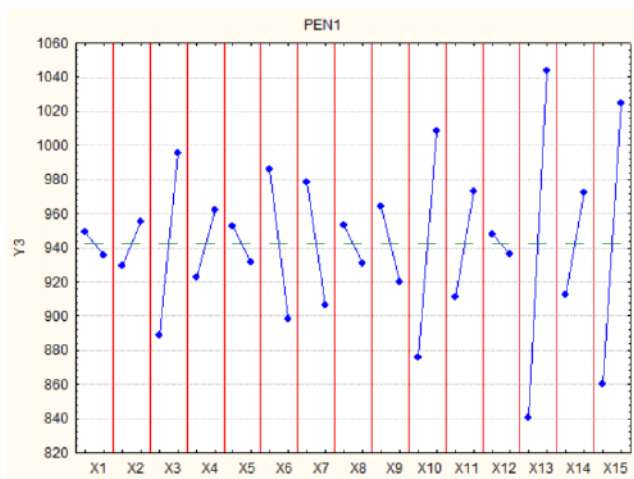
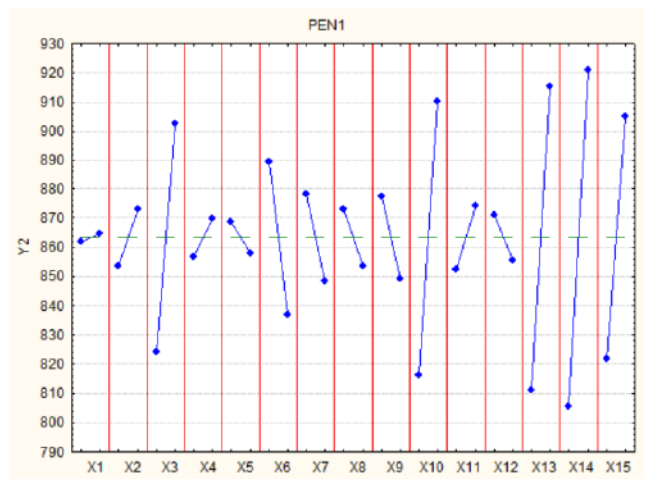
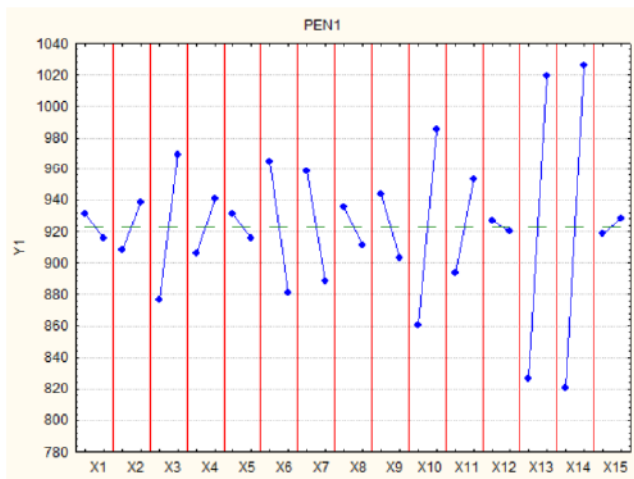


FIGURE B.4 – Diagrammes des effets - Plan d'expériences Nr 1

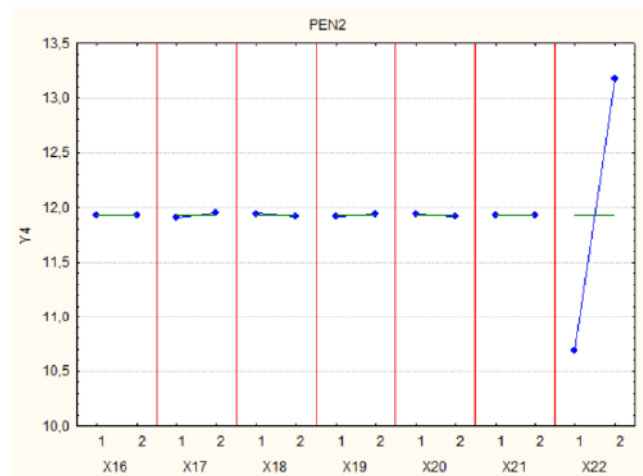
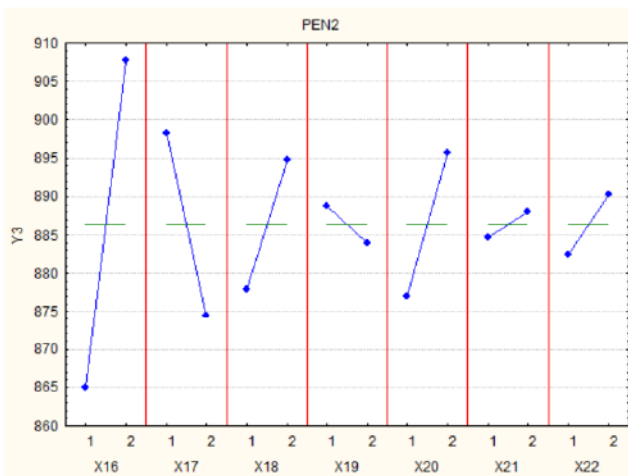
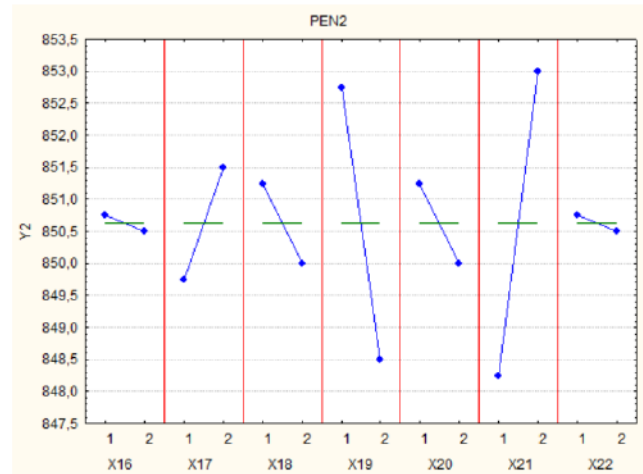
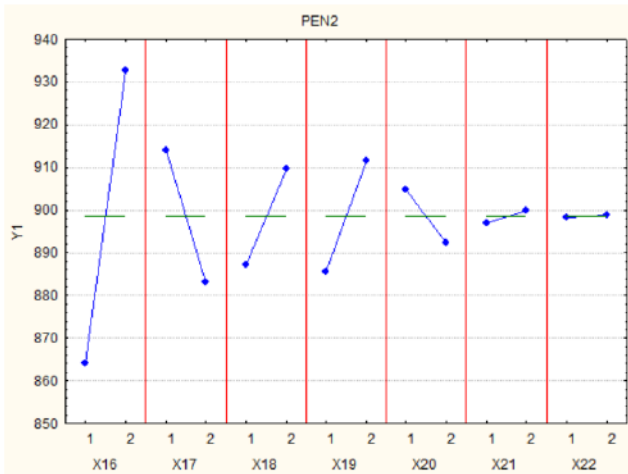


FIGURE B.5 – Diagrammes des effets - Plan d'expériences Nr 2

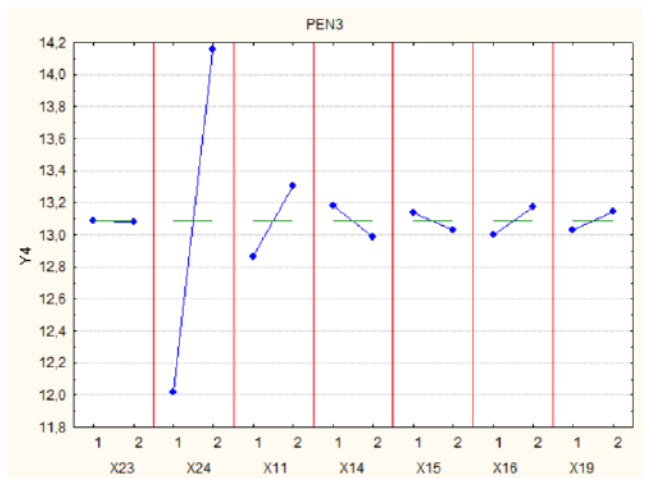
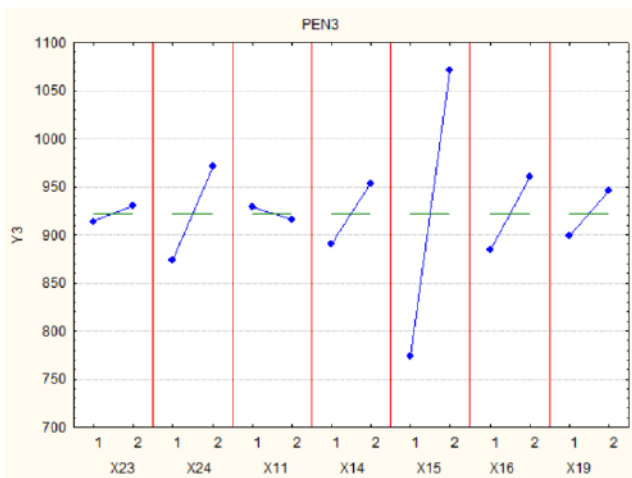
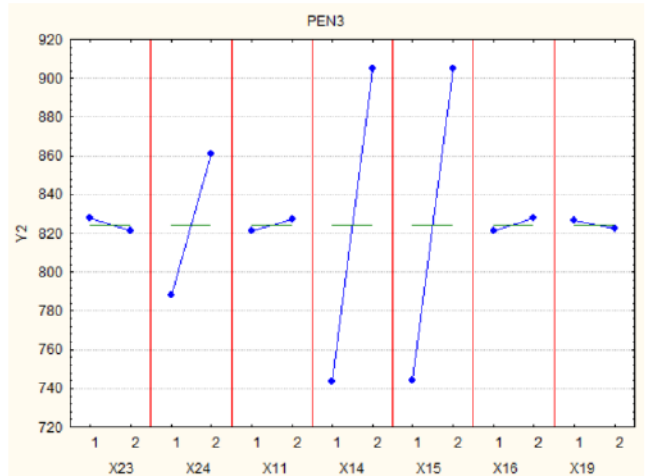
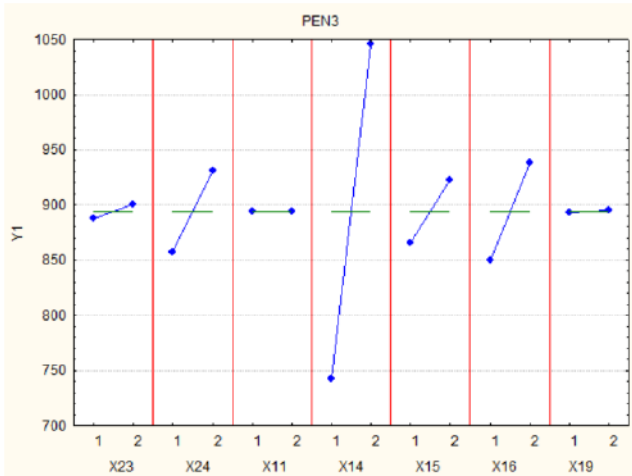


FIGURE B.6 – Diagrammes des effets - Plan d'expériences Nr 3

Annexe C

Soudage d'un acier Dual Phase (DP) avec un acier à moyenne teneur en manganèse

Une nouvelle génération d'aciers emboutissables à froid est actuellement en développement chez ArcelorMittal. Les teneurs en manganèse de ces nouveaux aciers sont plus faibles que celles des aciers TWIP. Néanmoins, les teneurs en manganèse sont suffisamment élevées (supérieure à 4 % en masse) pour modifier significativement les propriétés thermophysiques de ces aciers. La nuance qui sera présentée dans les paragraphes suivants est une coulée synthétique contenant 4 % en masse de manganèse. Cette nuance sera dénommée par la suite « Mn4 ». La différence de composition chimique entre les deux aciers à assembler (DP/Mn4) est beaucoup moins importante. Dans cette annexe, nous étudions les propriétés mécaniques des soudures dont les teneurs en manganèse seront comprises entre 2 et 4 wt%.

C.1 Les paramètres opératoires de soudage laser

Une série d'essais avec un acier « standard » et un acier à moyenne teneur en manganèse a été réalisée. L'influence de la vitesse de soudage et de la position du faisceau laser sont les deux paramètres analysés pour cet assemblage. La puissance laser est fixée à 6 kW dans le but de garantir une pénétration totale du faisceau laser pour l'ensemble des soudures (Table C.1). Les paramètres ont été choisis de façon à construire un plan d'expériences complet à 2 facteurs et 3 niveaux.

TABLE C.1 – Conditions opératoires des assemblages DP/Mn4

| N° | Puissance (kW) | Vitesse de soudage V_s (m/min) | Offset (μm) |
|----------|----------------|----------------------------------|-----------------------------|
| W_{C1} | 6 | 6 | 200 μm sur l'acier DP |
| W_{C2} | 6 | 8 | 200 μm sur l'acier DP |
| W_{C3} | 6 | 10 | 200 μm sur l'acier DP |
| W_{C4} | 6 | 6 | centré sur plan de joint |
| W_{C5} | 6 | 8 | centré sur plan de joint |
| W_{C6} | 6 | 10 | centré sur plan de joint |
| W_{C7} | 6 | 6 | 200 μm sur l'acier Mn4 |
| W_{C8} | 6 | 8 | 200 μm sur l'acier Mn4 |
| W_{C9} | 6 | 10 | 200 μm sur l'acier Mn4 |

C.2 L'étude de la géométrie des cordons

Les aciers DP et Mn4 présentent des différences de propriétés thermophysiques beaucoup plus faibles que celles du couple DP/TWIP étudié dans le paragraphe précédent. Le plan d'expériences complet à deux facteurs : la vitesse de soudage et la position du faisceau laser, permet de présenter une estimation continue des résultats sur la plage de données définie. Ici les largeurs en face supérieure, inférieure et au centre du cordon sont présentées sous la forme de courbes iso-valeur (Figures C.1 et C.2). Les résultats sont obtenus en calculant la moyenne des mesures sur deux coupes micrographiques. De façon générale, les cordons de soudure les plus larges sont obtenus pour les faibles vitesses de soudage et pour un faisceau laser centré sur le plan de joint. Les aciers DP et Mn4 n'ayant pas des compositions chimiques et donc des propriétés thermophysiques très différentes, nous n'observons pas d'impact notable de la position du faisceau laser sur la géométrie du joint soudé, comparé aux résultats sur le couple DP/TWIP (paragraphe 2.4.3.1). D'autre part, une géométrie du joint soudé en forme de sablier est communément obtenue.

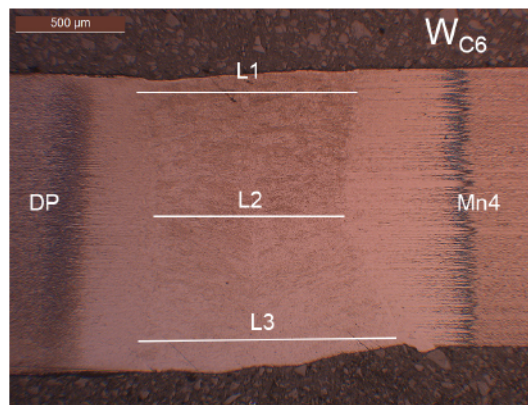


FIGURE C.1 – Position des lignes de mesure L1 à L3 pour la mesure de la largeur du joint soudé

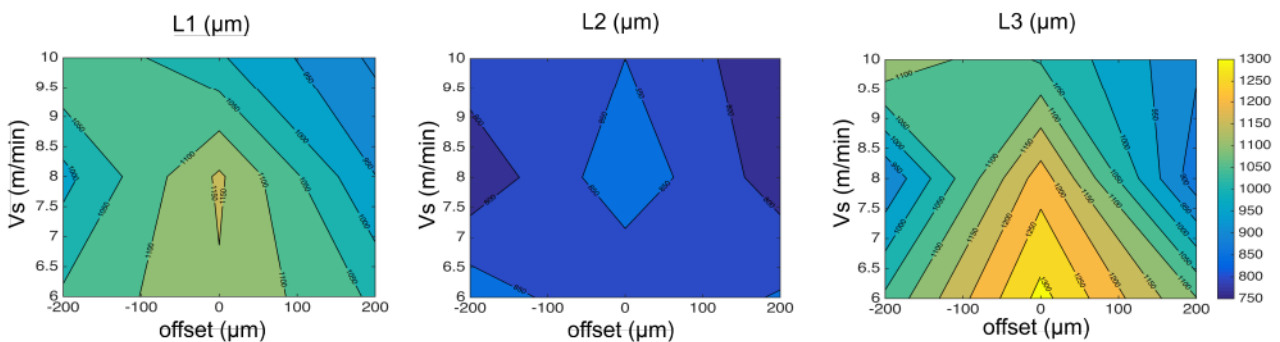


FIGURE C.2 – Largeurs des cordons de soudure L1, L2 et L3 définies Figure C.1 (intervalle des courbes de niveau : $50 \mu m$)

C.3 Distribution des éléments chimiques dans les soudures

Dans le cas du soudage laser des aciers DP et Mn4, la différence de composition chimique est bien moins importante que pour le couple DP/TWIP. La différence est de seulement 2 % en masse de manganèse. Selon, les moyens de mesure mis en place, nous observons une distribution du manganèse homogène ou au contraire suivant des lignes de ségrégation (Figure C.3). En effet, les gradients de concentration étant beaucoup plus faibles, il est plus difficile d'en repérer les variations. Ce résultat montre qu'il est important de se poser les bonnes questions : quelle est la précision souhaitée sur la mesure de la concentration massique en manganèse ? Ou encore de quelle précision avons-nous besoin pour valider le modèle numérique ? Nous voyons dans le chapitre 4 que la simulation numérique du

soudage laser est encore fortement limitée par les ressources numériques à notre disposition. Le modèle numérique présenté dans ce manuscrit n'est pas capable de représenter la microségrégation observable sur la Figure C.3 - b, il n'est donc pas utile de gaspiller des ressources expérimentales pour obtenir des résultats dont la précision est trop forte par rapport à celle de la simulation numérique. Néanmoins ce test permet de montrer le niveau de précision atteignable expérimentalement. Lorsque les performances numériques auront suffisamment progressé, il sera intéressant de travailler avec ce niveau de précision.

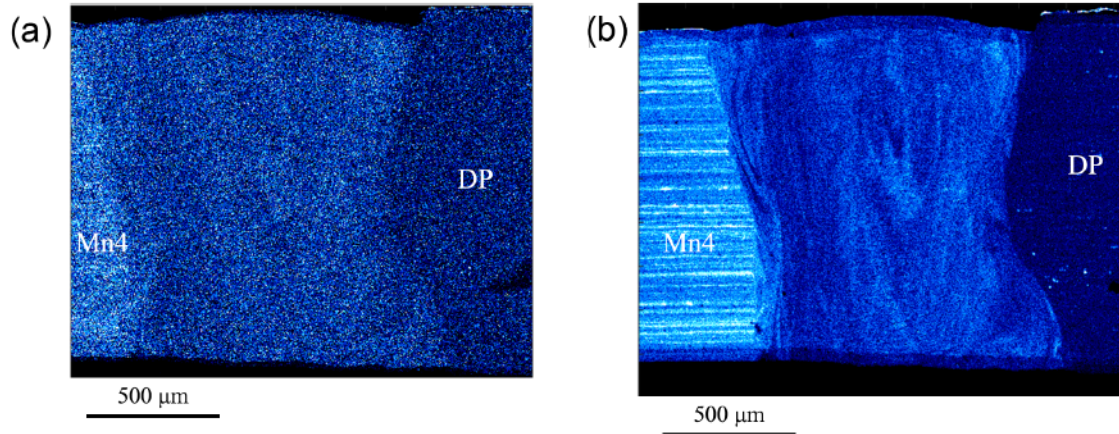


FIGURE C.3 – Cartographie EDX (soudure WC_5) de l'élément manganèse pour un temps d'acquisition de 1 heure (a) et 16 heures (b) (résolution : 256 x 256 pixels)

En attendant, nous travaillons avec des valeurs moyennes de la concentration en manganèse dans la soudure en faisant l'hypothèse d'une distribution uniforme de cet élément dans les cordons. La Table C.2 contient les résultats des mesures expérimentales obtenues pour les 9 soudures du plan d'expériences expérimental. Le taux de dilution est calculé à partir de la géométrie du joint soudé mesurée sur six coupes transversales. Aucun impact significatif de la vitesse n'est observé sur la distribution du manganèse dans le bain liquide. Seule la position du faisceau laser joue un rôle sur la teneur moyenne en manganèse dans la soudure. En comparant les résultats pour les trois positions du faisceau laser, nous pouvons remarquer une certaine tendance sur le rapport de dilution entre les deux aciers. Pour les trois configurations, la quantité d'acier DP fondue est plus grande que celle attendue théoriquement. Bien qu'assez faibles, les différences de propriétés thermo-physiques entre ces deux aciers semblent expliquer ce résultat.

TABLE C.2 – Fraction massique moyenne de l'éléments manganèse ($wt\%$) pour les différentes soudures du plan d'expériences

| | offset 200 μm sur DP | faisceau laser centré | offset 200 μm sur Mn4 |
|---------------------|---------------------------|-----------------------|----------------------------|
| 10 m/min | 2,6 | 2,7 | 3,4 |
| 8 m/min | 2,4 | 2,9 | 3,6 |
| 6 m/min | 2,2 | 2,9 | 3,3 |
| Moyenne | 2,4 | 2,8 | 3,5 |
| Ecart | 0,2 | 0,1 | 0,2 |
| Dilution % [DP/Mn4] | [80/20] | [55/45] | [30/70] |

C.4 Les propriétés mécaniques des soudures

Des caractérisations de microdureté et de résilience ont été menées pour comprendre les facteurs qui influencent la ténacité de la soudure et la formation du mélange.

C.4.1 Microdureté

Les filiations de dureté sur les soudures du plan d'expériences W_C (Figure C.4) sont représentatives d'une zone fondue relativement homogène à l'échelle macroscopique. Les soudures ont une dureté supérieure aux matériaux de base, généralement entre 400 et 500 $HV_{0,1}$. Les mesures de dureté au travers des ZAT ont été réalisées pour estimer la longueur de recuit. La longueur de la ZAT est déterminée entre la limite de la zone fondue et le lieu où la dureté se stabilise à la valeur mesurée dans le matériau de base loin de la zone fondue. A cause de la différence des propriétés thermophysiques des matériaux DP 600 et Mn4, la largeur de la ZAT côté DP est plus faible que celle côté Mn4. Les très hautes valeurs de dureté dans la ZAT côté Mn4 montrent la formation d'une structure très dure dans la ZAT. Enfin, il n'a pas été observé d'influence de la vitesse de soudage et de la position du faisceau laser sur les niveaux de dureté.

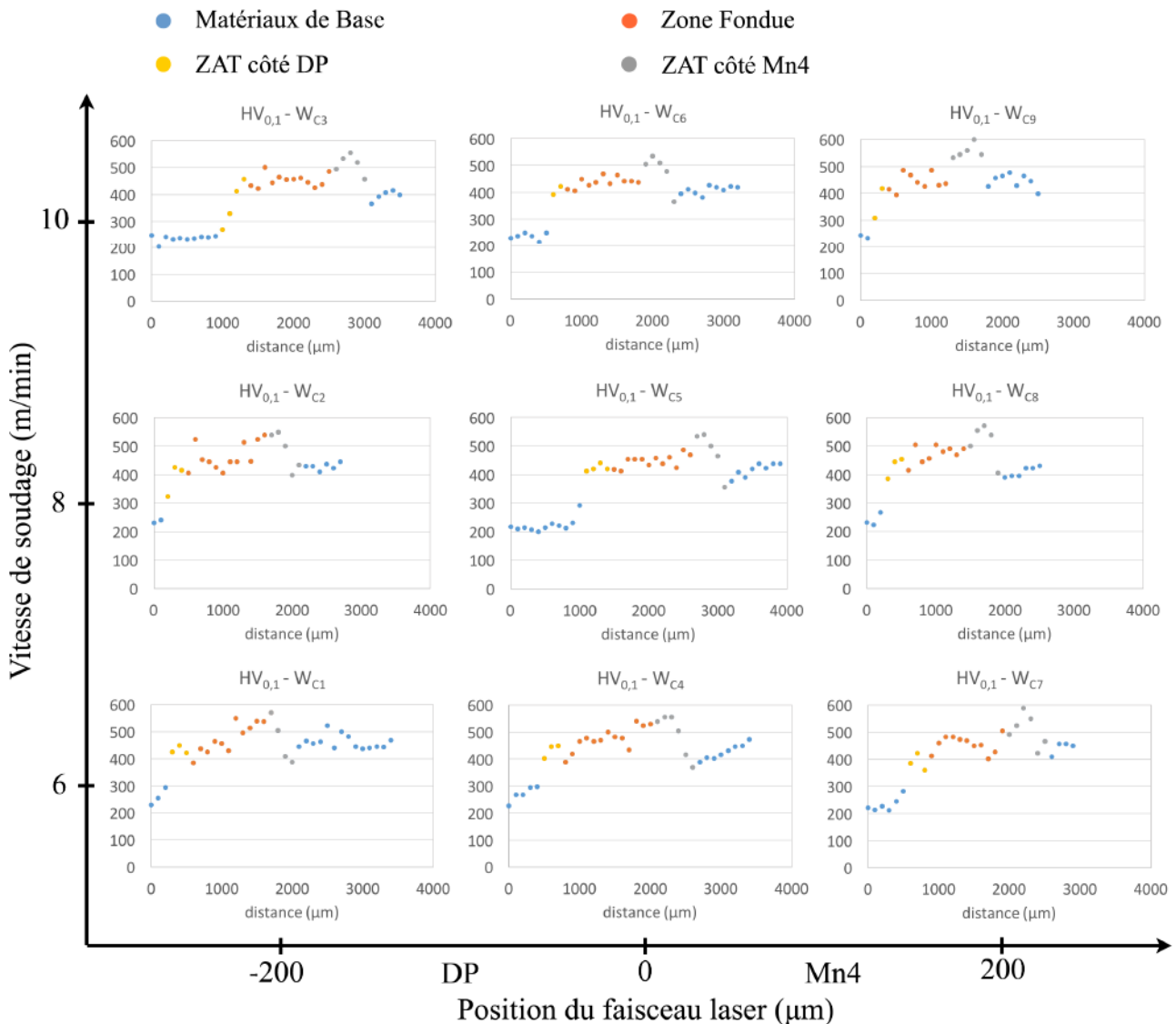


FIGURE C.4 – Filiations de dureté transversales pour les soudures du plan d'expériences W_C

C.4.2 Essai Charpy

Dans le but de caractériser la tenue mécanique des soudures hétérogènes DP/Mn4, des essais de traction et de résilience Charpy ont été menés sur l'ensemble des soudures. Lors des essais de traction, aucune rupture dans la zone fondue ou dans la zone affectée thermiquement n'a été observée. Le test de traction n'est pas, pour cet assemblage, en mesure de caractériser mécaniquement les soudures. Un autre test, cette fois dynamique, a été envisagé pour permettre la caractérisation des joints soudés. Il s'agit de l'essai de résilience Charpy. Durant cet essai, nous mesurons à température ambiante l'énergie nécessaire pour rompre en une seule fois une éprouvette préalablement entaillée en V dans la soudure. Pour cela, nous avons travaillé avec un Mouton Charpy Zwick 50J MA290. L'objectif est d'étudier l'influence de la vitesse de soudage et de la position du faisceau laser sur la tenue mécanique de la soudure. Les résultats des mesures de résilience sont présentés dans la Table C.3. A cause des très fines épaisseurs des tôles (1,4 et 1,2 mm), certaines éprouvettes se sont pliées pendant l'essai de résilience et n'ont pas été rompues. En effet, la norme ISO - 148 prévoit des éprouvettes de hauteur 10 mm mais ceci n'est pas réalisable avec les produits plats pour l'industrie automobile. Les valeurs en énergie de ces éprouvettes « non valides » ne sont pas utilisées pour regarder l'influence de la teneur massique moyenne en manganèse dans la soudure sur la résistance à la rupture (Figure C.5). Tous les faciès de rupture sont caractéristiques d'une rupture ductile du matériau. Nous n'observons pas de tendances particulières et l'énergie à rupture est de 10 J en moyenne. Pour les soudures ayant une composition chimique moyenne en manganèse comprise entre 2,2 et 3,6 wt%, les propriétés mécaniques de la soudure ne changent pas de façon significative. La soudure est toujours satisfaisante d'un point de vue mécanique, quels que soient les paramètres de soudages utilisés. Dans le cas de cet assemblage, nous pouvons conclure que le procédé de soudage laser est particulièrement stable, comparé à l'assemblage DP/TWIP présenté dans le chapitre 2.

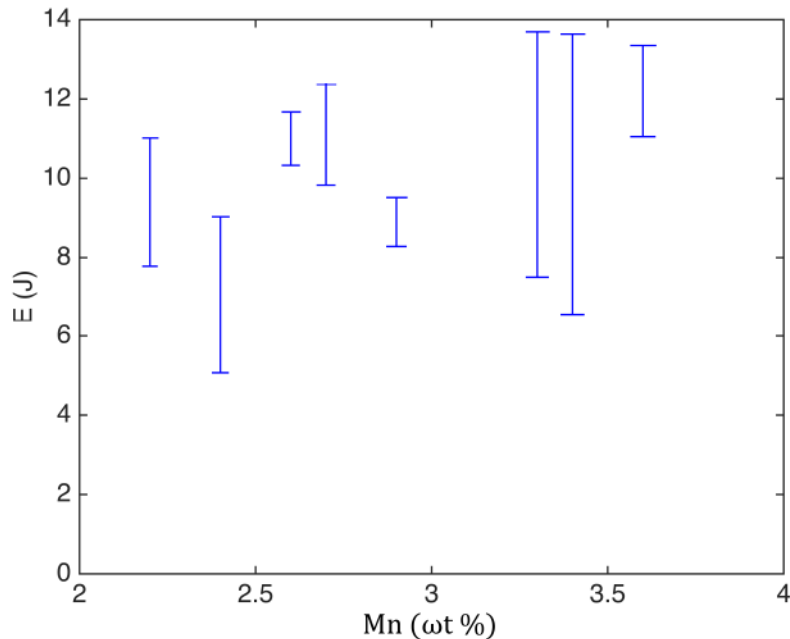


FIGURE C.5 – Energie à rupture en fonction de la teneur massique moyenne en manganèse dans les soudures

TABLE C.3 – Résultats des essais de résilience Charpy sur les assemblages DP 600 1,4 mm / Mn4 1,2 mm

| N° | P (kW) | V _s (m/min) | Offset (μm) | Energie rupture (J) | faciès de rupture |
|-----------------|--------|------------------------|--------------------------|-------------------------------------|---|
| W _{C1} | 6 | 6 | 200 μm sur l'acier DP | 10,8 11,6 8,4 8 9,6 | éprouvette non valide ductile ductile ductile ductile |
| W _{C2} | 6 | 8 | 200 μm sur l'acier DP | 11 10 6,4 6 5,8 | éprouvette non valide ductile ductile ductile ductile |
| W _{C3} | 6 | 10 | 200 μm sur l'acier DP | 12 10,8 10,6 10,6 10,6 | ductile ductile ductile ductile ductile |
| W _{C4} | 6 | 6 | centré sur plan de joint | 8,8 8,6 9,6 9,6 8,8 | ductile ductile ductile ductile ductile |
| W _{C5} | 6 | 8 | centré sur plan de joint | 11,4 11 11,2 12 8 | éprouvette non valide éprouvette non valide éprouvette non valide éprouvette non valide ductile |
| W _{C6} | 6 | 10 | centré sur plan de joint | 12 13 10,2 10,2 10,6 | ductile éprouvette non valide éprouvette non valide ductile éprouvette non valide |
| W _{C7} | 6 | 6 | 200 μm sur l'acier Mn4 | 5,2 11,6 11,2 12 13 | ductile ductile ductile ductile ductile |
| W _{C8} | 6 | 8 | 200 μm sur l'acier Mn4 | 12,2 14 12 10,8 12 | ductile ductile ductile ductile ductile |
| W _{C9} | 6 | 10 | 200 μm sur l'acier Mn4 | 12,6 11,8 7,6 10,6 12,2 | ductile éprouvette non valide ductile éprouvette non valide éprouvette non valide |

Bibliographie

- [1] D. Boisselier, O. Fréneaux, F.P. Gauffillet, J. Hamy, and D. Marchand. *Les procédés de soudage par fusion - Le soudage laser*. EGR, 1998.
- [2] S. Katayama. Laser welding. *McGraw Hill Encyclopedia of Science & Technology*, 9 :707–714, 2012.
- [3] I. Tomashchuk. *Assemblage hétérogène cuivre-inox et TA6V-inox par faisceaux de haute énergie : compréhension et modélisation des phénomènes physico-chimiques*. PhD thesis, Université de Bourgogne, 2010.
- [4] R. Fabbro. Melt pool and keyhole behaviour analysis for deep penetration laser welding. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 43(44) :445501, 2010.
- [5] R. Fabbro. 3 - developments in nd :yag laser welding. In Seiji Katayama, editor, *Handbook of Laser Welding Technologies*, Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials, pages 47 – 72. Woodhead Publishing, 2013.
- [6] R. Fabbro, S. Slimani, F. Coste, and F. Briand. Study of keyhole behaviour for full penetration nd–yag cw laser welding. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 38(12) :1881, 2005.
- [7] R. Fabbro, F. Coste, D. Goebels, and M. Kielwasser. Study of cw nd-yag laser welding of zn-coated steel sheets. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 39(2) :401, 2006.
- [8] K. Chouf. *Etude du comportement du capillaire en régime de soudage laser forte pénétration*. PhD thesis, Université Paris XIII, 2002.
- [9] R. Fabbro and K. Chouf. Dynamical description of the keyhole in deep penetration laser welding. *Journal of Laser Applications*, 12(4) :142–148, 2000.
- [10] R. Fabbro, M. Hamadou, and F. Coste. Metallic vapor ejection effect on melt pool dynamics in deep penetration laser welding. *Journal of Laser Applications*, 16(1) :16–19, 2004.
- [11] C. Brock, R. Hohenstein, and M. Schmidt. Mechanisms of vapour plume formation in laser deep penetration welding. *Optics and Lasers in Engineering*, 58(0) :93 – 101, 2014.
- [12] F. Tenner, C. Brock, F.J. Gürtler, F. Klämpfl, and M. Schmidt. Experimental and numerical analysis of gas dynamics in the keyhole during laser metal welding. *Physics Procedia*, 56(0) :1268 – 1276, 2014. 8th International Conference on Laser Assisted Net Shape Engineering {LANE} 2014.
- [13] F. Tenner, C. Brock, F. Klämpfl, and M. Schmidt. Analysis of the correlation between plasma plume and keyhole behavior in laser metal welding for the modeling of the keyhole geometry. *Optics and Lasers in Engineering*, 64(0) :32 – 41, 2015.
- [14] M. Boley, F. Abt, R. Weber, and T. Graf. X-ray and optical videography for 3d measurement of capillary and melt pool geometry in laser welding. *Physics Procedia*, 41(0) :488 – 495, 2013. Lasers in Manufacturing (LiM 2013).
- [15] F. Abt, M. Boley, R. Weber, T. Graf, G. Popko, and S. Nau. Novel x-ray system for in-situ diagnostics of laser based processes – first experimental results. *Physics Procedia*, 12 :761 – 770, 2011. Lasers in Manufacturing 2011 - Proceedings of the Sixth International WLT Conference on Lasers in Manufacturing.
- [16] J.R. Berretta, W. de Rossi, Mauricio D.M. Neves, I.A. de Almeida, and N.D.Jr. Vieira. Pulsed nd :yag laser welding of aisi 304 to aisi 420 stainless steels. *Optics and Lasers in Engineering*, 45(9) :960 – 966, 2007.

- [17] S.A.A. Akbari Mousavi and A.R. Sufizadeh. Metallurgical investigations of pulsed nd :yag laser welding of aisi 321 and aisi 630 stainless steels. *Materials & Design*, 30(8) :3150 – 3157, 2009.
- [18] M. Holzer, F. Hugger, M. Weigl, S. Roth, and M. Schmidt. Laser beam welding of dissimilar joints between austenitic and ferritic stainless steels. *Welding and Cutting*, 13(6), 2014.
- [19] S. Lu, H. Fujii, and K. Nogi. Marangoni convection and weld shape variations in ar–o₂ and ar–co₂ shielded {GTA} welding. *Materials Science and Engineering : A*, 380(1–2) :290 – 297, 2004.
- [20] A. Ruggiero, L. Tricarico, A.G. Olabi, and K.Y. Benyounis. Weld-bead profile and costs optimisation of the co₂ dissimilar laser welding process of low carbon steel and austenitic steel aisi316. *Optics & Laser Technology*, 43(1) :82 – 90, 2011.
- [21] S. Missori and C. Koerber. Laser beam welding of austenitic-ferritic transition joints. *J. Incl. Weld. Res. Suppl*, 76 :125–134, 1997.
- [22] A.I. Koruk, N. Akdut, L. Cretteur, and J.R. Corostola. Laser welded tailored blanks made of stainless steel/carbon steel. In *Proceedings of LANE*, 2001.
- [23] M. Nekouie Esfahani, J. Coupland, and S. Marimuthu. Microstructure and mechanical properties of a laser welded low carbon–stainless steel joint. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(12) :2941 – 2948, 2014.
- [24] W. Wu, S. Hu, and J. Shen. Microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of laser welded dissimilar joints between ferritic stainless steel and carbon steel. *Materials & Design (1980-2015)*, 65 :855 – 861, 2015.
- [25] D. Akbari and I. Sattari-Far. Effect of the welding heat input on residual stresses in butt-welds of dissimilar pipe joints. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 86(11) :769 – 776, 2009.
- [26] C.H. Lee and K.H. Chang. Temperature fields and residual stress distributions in dissimilar steel butt welds between carbon and stainless steels. *Applied Thermal Engineering*, 45 :33 – 41, 2012.
- [27] C.H. Lee and K.H. Chang. Numerical analysis of residual stresses in welds of similar or dissimilar steel weldments under superimposed tensile loads. *Computational Materials Science*, 40(4) :548 – 556, 2007.
- [28] N. Farabi, D.L. Chen, and Y. Zhou. Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar dp600/dp980 dual-phase steel joints. *Journal of Alloys and Compounds*, 509(3) :982 – 989, 2011.
- [29] L. Mujica, S. Weber, H. Pinto, C. Thomy, and F. Vollertsen. Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of {TWIP} and {TRIP} steels. *Materials Science and Engineering : A*, 527(7–8) :2071 – 2078, 2010.
- [30] M. Schmidt, F. Vollertsen, M. Merklein, V. Behm, M. Höfemann, A. Hatscher, A. Springer, S. Kaierle, D. Hein, M. Otto, and L. Overmeyer. 8th international conference on laser assisted net shape engineering lane 2014 investigations on laser beam welding dissimilar material combinations of austenitic high manganese (femn) and ferrite steels. *Physics Procedia*, 56 :610 – 619, 2014.
- [31] V. Behm, G.A. Hoffmann, J. Trzebiatowski, A. Springer, S. Kaierle, and L. Overmeyer. Method for evaluating the behavior of laser welded dissimilar material seams in single overlap configuration under impact loads by the example of twinning induced plasticity steels. *Journal of Laser Applications*, 27(S2), 2015.
- [32] M. Rossini, P. Russo Spena, L. Cortese, P. Matteis, and D. Firrao. Investigation on dissimilar laser welding of advanced high strength steel sheets for the automotive industry. *Materials Science and Engineering : A*, 628 :288 – 296, 2015.
- [33] D. Rosenthal. The theory of moving sources of heat and its applications to the metal treatments. *Trans. ASME*, 48 :849–866, 1946.

- [34] A.E.F. Gick D.T. Swift-Hook. Penetration welding with lasers. *Welding journal*, 52 :492–499, 1973.
- [35] H.E. Cline and T.R. Anthony. Heat treating and melting material with a scanning laser or electron beam. *Journal of Applied Physics*, 48(9) :3895–3900, 1977.
- [36] Y. Arata and K. Inoue. Automated control of arc welding (report ii)-optical sensing of joint configuration. *Transactions Japan Welding Research Institute (JWRI)*, 2, 1973.
- [37] W.M. Steen, J. Dowden, M. Davis, and P. Kapadia. A point and line source model of laser keyhole welding. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 21(8) :1255, 1988.
- [38] R. Akhter, M. Davis, J. Dowden, P. Kapadia, M. Ley, and W.M. Steen. A method for calculating the fused zone profile of laser keyhole welds. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 22(1) :23, 1989.
- [39] A. Kaplan. Heat transfer during laser material processing. In *Proceedings on M₄PL 12 : the 12th Meeting on Mathematical Modelling of Material Processing with Lasers : Igl/Innsbruck (A), 29. - 31.01.1997*. Vienna University of Technology, 1997. Upprättat ; 1997 ; 20070328 (cira).
- [40] K. Kazemi and J.A. Goldak. Numerical simulation of laser full penetration welding. *Computational Materials Science*, 44(3) :841 – 849, 2009.
- [41] J. Mazumder and W.M. Steen. Heat transfer model for cw laser material processing. *Journal of Applied Physics*, 51(2) :941–947, 1980.
- [42] J. Goldak, A. Chakravarti, and M. Bibby. A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical Transactions B*, 15(2) :299–305, 1984.
- [43] S.A. Tsirkas, P. Papanikos, and T. Kermanidis. Numerical simulation of the laser welding process in butt-joint specimens. *Journal of Materials Processing Technology*, 134(1) :59 – 69, 2003.
- [44] M. Zain ul abdein, D. Nélias, J.F. Jullien, and D. Deloison. Experimental investigation and finite element simulation of laser beam welding induced residual stresses and distortions in thin sheets of {AA} 6056-t4. *Materials Science and Engineering : A*, 527(12) :3025 – 3039, 2010.
- [45] A. Belhadj, J. Bessrou, J.E. Masse, M. Bouhaf, and L. Barrallier. Finite element simulation of magnesium alloys laser beam welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(9) :1131 – 1137, 2010.
- [46] G. Mi, L. Xiong, C. Wang, X. Hu, and Y. Wei. A thermal-metallurgical-mechanical model for laser welding {Q235} steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 238 :39 – 48, 2016.
- [47] M. Kubiak and W. Piekarska. Comprehensive model of thermal phenomena and phase transformations in laser welding process. *Computers & Structures*, 172 :29 – 39, 2016.
- [48] H. Ki, J. Mazumder, and P.S. Mohanty. Modeling of laser keyhole welding : Part i. mathematical modeling, numerical methodology, role of recoil pressure multiple reflections, and free surface evolution. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33 :1817–1830, 2002.
- [49] M. Courtois. *Modélisation thermohydraulique tri-dimensionnelle de soudage laser de flans rabotés et validation expérimentale*. PhD thesis, Université de bretagne sud, 2014.
- [50] S. Yokoya, Y. Asako, and A. Matsunawa. Surface tension driven flow in semicylindrical basin. *Transactions of the Japan Welding Society*, 14(2) :51–58, oct 1983.
- [51] H.G. Fan, H.L. Tsai, and S.J. Na. Heat transfer and fluid flow in a partially or fully penetrated weld pool in gas tungsten arc welding. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 44(2) :417 – 428, 2000.
- [52] H. Du, L. Hu, J. Liu, and X. Hu. A study on the metal flow in full penetration laser beam welding for titanium alloy. *Computational Materials Science*, 29(4) :419 – 427, 2004.
- [53] A. Mahrle and J. Schmidt. The influence of fluid flow phenomena on the laser beam welding process. *International Journal of Heat and Fluid Flow*, 23(3) :288 – 297, 2002.
- [54] C.X. Zhao, C. Kwakernaak, Y. Pan, I.M. Richardson, Z. Saldi, S. Kenjeres, and C.R. Kleijn. The effect of oxygen on transitional marangoni flow in laser spot welding. *Acta Materialia*, 58(19) :6345 – 6357, 2010.

- [55] K. Abderrazak, S. Bannour, H. Mhiri, G. Lepalec, and M. Autric. Numerical and experimental study of molten pool formation during continuous laser welding of {AZ91} magnesium alloy. *Computational Materials Science*, 44(3) :858–866, 2009.
- [56] W.I. Cho, S.J. Na, C. Thomy, and F. Vollertsen. Numerical simulation of molten pool dynamics in high power disk laser welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(1) :262 – 275, 2012.
- [57] J.G. Andrews and D.R. Atthey. Hydrodynamic limit to penetration of a material by a high-power beam. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 9(15) :2181, 1976.
- [58] P. Solana and J.L. Ocaña. A mathematical model for penetration laser welding as a free-boundary problem. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 30(9) :1300, 1997.
- [59] R. Fabbro and K. Chouf. Keyhole modeling during laser welding. *Journal of Applied Physics*, 87(9) :4075–4083, 2000.
- [60] H. Ki, J. Mazumder, and P.S. Mohanty. Modeling of laser keyhole welding : Part i. mathematical modeling, numerical methodology, role of recoil pressure, multiple reflections, and free surface evolution. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33(6) :1817–1830, 2002.
- [61] H. Ki, J. Mazumder, and P.S. Mohanty. Modeling of laser keyhole welding : Part ii. simulation of keyhole evolution, velocity, temperature profile, and experimental verification. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33(6) :1831–1842, 2002.
- [62] M. Geiger, K.H. Leitz, H. Koch, and A. Otto. A 3d transient model of keyhole and melt pool dynamics in laser beam welding applied to the joining of zinc coated sheets. *Production Engineering*, 3(2) :127–136, 2009.
- [63] M. Bachmann, V. Avilov, A. Gumenyuk, and M. Rethmeier. About the influence of a steady magnetic field on weld pool dynamics in partial penetration high power laser beam welding of thick aluminium parts. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 60(0) :309 – 321, 2013.
- [64] M. Turňa, B. Taraba, P. Ambrož, and M. Sahul. Contribution to numerical simulation of laser welding. *Physics Procedia*, 12, Part A :638 – 645, 2011. Lasers in Manufacturing 2011 - Proceedings of the Sixth International {WLT} Conference on Lasers in Manufacturing.
- [65] O. Galicia-Gutiérrez, D. De Lange, B. Aalde-Rink, and R. Romero-Méndez. Analysis of laser welding of different aluminium alloys. In *ICALEO 2013 Proceedings*, 2013.
- [66] I. Tomashchuk, P. Sallamand, and J.M. Jouvard. The modeling of dissimilar welding of immiscible materials by using a phase field method. *Applied Mathematics and Computation*, 219(13) :7103–7114, 2013. {ESCO} 2010 Conference in Pilsen, June 21- 25, 2010.
- [67] S.M. Dörfler. Advanced modeling of friction stir welding - improved material model for aluminium alloys and modelling of different materials with different properties by using the level set method. In *Proceedings of COMSOL Conference*, 2008.
- [68] T. Chande and J. Mazumder. Mass transport in laser surface alloying : Iron-nickel system. *Applied Physics Letters*, 41(1) :42–43, 1982.
- [69] G. Phanikumar, K. Chattopadhyay, and P. Dutta. Modelling of transport phenomena in laser welding of dissimilar metals. *International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow*, 11(2) :156–174, 2001.
- [70] G. Phanikumar, K. Chattopadhyay, and P. Dutta. Computational modeling of laser welding of cu-ni dissimilar couple. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 35(2) :339–350, 2004.
- [71] N. Chakraborty and S. Chakraborty. Modelling of turbulent molten pool convection in laser welding of a copper–nickel dissimilar couple. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 50(9–10) :1805–1822, 2007.
- [72] N. Chakraborty, D. Chatterjee, and S. Chakraborty. Modeling of turbulent transport in laser surface alloying. *Numerical Heat Transfer, Part A : Applications*, 46(10) :1009–1032, 2004.
- [73] N. Chakraborty. The effects of turbulence on molten pool transport during melting and solidification processes in continuous conduction mode laser welding of copper–nickel dissimilar couple. *Applied Thermal Engineering*, 29(17–18) :3618 – 3631, 2009.

- [74] Y. Hu, X. He, G. Yu, Z. Ge, C. Zheng, and W. Ning. Heat and mass transfer in laser dissimilar welding of stainless steel and nickel. *Applied Surface Science*, 258(15) :5914 – 5922, 2012.
- [75] M.R. Nekouie Esfahani, J. Coupland, and S. Marimuthu. Numerical simulation of alloy composition in dissimilar laser welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 224 :135 – 142, 2015.
- [76] D. Keil, M. Zinke, and H. Pries. *Investigations on Hot Cracking of Novel High Manganese TWIP-Steels*, pages 209–223. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2011.
- [77] E. Boucard. *Étude de l'influence de l'état métallurgique de l'austénite sur la microstructure de transformation de phase dans les aciers bas carbone*. PhD thesis, Université de Lorraine, 2014. Thèse de doctorat dirigée par A. Tidu et N. Gey Sciences des matériaux.
- [78] P. Sahoo, T. Debroy, and M.J. McNallan. Surface tension of binary metal—surface active solute systems under conditions relevant to welding metallurgy. *Metallurgical Transactions B*, 19(3) :483–491, 1988.
- [79] H. Schumann. Distribution of phases in fe- mn-c system after deformation. *Neue Hutte*, 17 :605–609, 1972.
- [80] S. Allain. *Caractérisation et modélisation thermomécaniques multi-échelles des mécanismes de déformation et d'écrouissage d'aciers austénitiques à haute teneur en manganèse : application à l'effet TWIP*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Lorraine, 2004.
- [81] G. Dubois. *La simulation numérique - Enjeux et bonnes pratiques pour l'industrie*. Dunod, 2016.
- [82] D. Gobin and A. Bricard. Transferts de chaleur avec changement d'état solide-liquide. *Techniques de l'ingénieur Transferts thermiques*, base documentaire : TIB214DUO.(ref. article : be8240), 2014. fre.
- [83] N. Shamsundar and E.M. Sparrow. Analysis of multidimensional conduction phase change via the enthalpy model. *Journal of Heat Transfer*, 97(3) :333–340, 08 1975.
- [84] E. Guyon, J-P. Hulin, and L. Petit. *Hydrodynamique physique*. Savoirs Actuels InterEditions/CNRSEditions, 1994.
- [85] H. Eisazadeh, D.J. Haines, and M. Torabizadeh. Effects of gravity on mechanical properties of gta welded joints. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(5) :1136 – 1142, 2014.
- [86] W. Dong, S. Lu, D. Li, and Y. Li. Gtaw liquid pool convections and the weld shape variations under helium gas shielding. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 54(7) :1420 – 1431, 2011.
- [87] Y.L. Xu, Z.B. Dong, Y.H. Wei, and C.L. Yang. Marangoni convection and weld shape variation in a-tig welding process. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 48(2) :178 – 186, 2007.
- [88] E.H. Amara et A. Bendib. Modelling of vapour flow in deep penetration laser welding. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 2002.
- [89] L.D. Lucas. Viscosité des principaux métaux et métalloïdes. *Techniques de l'ingénieur Bases de données : matériaux métalliques*, base documentaire : TIB584210.(ref. article : m66), 2017. fre.
- [90] P.C. Carman. Fluid flow through granular beds. *Chemical Engineering Research and Design*, 75 :S32 – S48, 1997.
- [91] X.H. Ye and X. Chen. Three-dimensional modelling of heat transfer and fluid flow in laser full-penetration welding. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 2002.
- [92] P. Guiraldenq. Diffusion dans les métaux. *Techniques de l'ingénieur Étude des métaux et des alliages : état métallique*, base documentaire : TIB345DUO.(ref. article : m55) :13, 2014. fre.
- [93] B. Talbot. *Turbulent mixing and dynamics in variable-viscosity free-fluid flows*. Theses, INSA de Rouen, November 2009.
- [94] T.K. Flesch, J.H. Prueger, and J.L. Hatfield. Turbulent schmidt number from a tracer experiment. *Agricultural and Forest Meteorology*, 111(4) :299 – 307, 2002.
- [95] COMSOL. *CFD Module User's Guide*.

- [96] W. Tan and Y.C. Shin. Multi-scale modeling of solidification and microstructure development in laser keyhole welding process for austenitic stainless steel. *Computational Materials Science*, 98 :446 – 458, 2015.
- [97] C. Kim, M.J. Kang, and Y.D. Park. Laser welding of al-si coated hot stamping steel. *Procedia Engineering*, 10 :2226 – 2231, 2011.
- [98] B. Gerhards, O. Engels, S. Olschok, and U. Reisgen. Laser beam welding of press hardened ultra-high strength 22mnb5 steel. In *Lasers in Manufacturing Conference 2015*, 2015.
- [99] T.J. Yoon, M.H. Oh, H.J. Shin, and C.Y. Kang. Comparison of microstructure and phase transformation of laser-welded joints in al-10wt *Materials Characterization*, 128 :195 – 202, 2017.
- [100] A. Blaise. Fitting of the metallurgical model to the experimental data using genetic algorithm : Hot stamping application. Technical report, ArcelorMittal, 2011.
- [101] W. Ehling, L. Cretteur, A. Pic, R. Vierstraete, and Q. Yin. Development of a laser decoating process for fully functional al-si coated press hardened steel laser welded blank solutions. In *Proceedings of the Fifth International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing 2009 Munich, June 2009*.
- [102] B. Cagnac and J.P. Faroux. *LASER - Interaction lumière-atomes*. EDP Sciences / CNRS Editions, 2002.
- [103] E. Cicală, G. Duffet, H. Andrzejewski, D. Grevey, and S. Ignat. Hot cracking in al–mg–si alloy laser welding – operating parameters and their effects. *Materials Science and Engineering : A*, 395(1–2) :1 – 9, 2005.
- [104] A. Soveja, E. Cicală, D. Grevey, and J.M. Jouvard. Optimisation of {TA6V} alloy surface laser texturing using an experimental design approach. *Optics and Lasers in Engineering*, 46(9) :671 – 678, 2008.
- [105] M. Ilie, E. Cicală, D. Grevey, S. Mattei, and V. Stoica. Diode laser welding of abs : Experiments and process modeling. *Optics and Laser Technology*, 41(5) :608 – 614, 2009.
- [106] I. Tomashchuk, P. Sallamand, A. Méasson, E. Cicală, M. Duband, and P. Peyre. Aluminum to titanium laser welding-brazing in v-shaped groove. *Journal of Materials Processing Technology*, 245 :24 – 36, 2017.
- [107] I. Bendaoud, S. Matteï, E. Cicală, I. Tomashchuk, H. Andrzejewski, P. Sallamand, A. Mathieu, and F. Bouchaud. The numerical simulation of heat transfer during a hybrid laser–mig welding using equivalent heat source approach. *Optics and Laser Technology*, 56 :334 – 342, 2014.

Résumé

La formulation de nouvelles nuances d'aciers présentant des caractéristiques mécaniques équivalentes pour des épaisseurs moindres et la plus-value associée à la possibilité d'assembler deux nuances différentes, nécessitent le développement et la maîtrise des procédés d'assemblage. Grâce à sa haute précision et à sa flexibilité, le procédé de soudage par laser est devenu une des principales techniques pour le raboutage des flans d'aciers de nature différente. La prédiction de la composition chimique locale de la zone fondue formée entre deux aciers en fonction des paramètres de soudage est de grande importance, puisque la dilution et la distribution des éléments d'alliage conditionnent la résistance mécanique finale du cordon. La présente étude a pour objectif la conception et la validation d'un modèle numérique multiphysiques décrivant la formation du mélange dans le cordon de soudure entre des aciers de nature différente, obtenu par fusion laser. Pour une meilleure compréhension du mélange issu de la diffusion et de la convection dans le bain liquide formé lors d'un soudage laser débouchant, une simulation 3D à l'aide du code de calcul commercial Comsol Multiphysics®, couplant les transferts thermiques, l'écoulement du métal liquide, et la diffusion des espèces, a été réalisée afin de prédire la géométrie du bain liquide et d'obtenir des informations sur la distribution des éléments chimiques à l'intérieur du cordon. Afin de réduire le temps de calcul, le modèle a été développé avec les hypothèses simplificatrices suivantes : le capillaire de vapeur a une géométrie fixe et l'ensemble des équations est résolu sous forme pseudo-stationnaire. Un modèle d'écoulement turbulent est utilisé pour le calcul du champ de vitesse. La loi de Fick est introduite pour modéliser le transport des espèces dans le bain liquide. Dans un premier temps et afin de valider les hypothèses sur les phénomènes de convection, une série d'essais de soudage avec des inserts de nickel pur, utilisés comme traceur chimique, a été réalisée pour cartographier post-mortem la distribution du nickel dans le cordon de soudure. Les résultats de la simulation numérique ont été trouvés en bon accord avec les résultats expérimentaux. Par la suite, le modèle a été appliqué au cas du soudage entre un acier Dual Phase et un acier TWIP riche en manganèse et enfin adapté à l'étude du mélange des revêtements dans le bain de métal liquide formé durant le soudage laser.

Mots clés : soudage, laser, bain liquide, keyhole, tranfert de chaleur, écoulement turbulent, transport d'espèce, modélisation

Abstract

The design of new steel grades offering equivalent mechanical performances for lower thicknesses and the added value with the possibility to join two different steel grades, require development and control of joining processes. Thanks to high precision and good flexibility, the laser welding became one of the most used processes for joining of dissimilar welded blanks. The prediction of local chemical composition in the weld formed between dissimilar steels in function of the welding parameters is essential because the dilution rate and the distribution of alloying elements in the melted zone determine the final tensile strength of the weld. The goal of the present study is to create and to validate a multiphysical numerical model studying the mixing of dissimilar steels in laser weld pool. For a better understanding of materials mixing based on convection-diffusion process in the melted pool in case of full penetrated laser welding, a 3D simulation developed within COMSOL Multiphysics®, including heat transfer, fluid flow and transport of species has been performed to provide the weld geometry and quantitative mapping of elements distributions in the melted zone. In order to reduce computation time, the model has been developed basing on the following hypothesis: a steady keyhole approximation and solved in quasi-stationary form. Turbulent flow model was used to calculate velocity field. Fick law for diluted species was integrated to simulate the transport of alloying elements in the weld pool. In parallel, to validate the model, a number of experiments using pure Ni foils as tracers have been performed to obtain mapping post-mortem of Ni distribution in the melted zone. The results of simulations have been found in good agreement with experimental data. Afterwards the model was applied to laser welding between Dual Phase steel (DP) and high Mn steel (TWIP) and finally it was adapted to the study of coating dissolution in laser weld pool.

Key words: laser welding, melted pool, keyhole, heat transfer, turbulent flow, transport of species, multiphysical modelling