



**HAL**  
open science

# Modélisation de la macrostructure de soudures TIG épaisses multipasses en acier inoxydable austénitique. Application aux contrôles ultrasonores de soudures du circuit primaire des RNR-Na.

Quentin Marsac

## ► To cite this version:

Quentin Marsac. Modélisation de la macrostructure de soudures TIG épaisses multipasses en acier inoxydable austénitique. Application aux contrôles ultrasonores de soudures du circuit primaire des RNR-Na.. Génie mécanique [physics.class-ph]. Aix-Marseille Université, 2020. Français. NNT : . tel-03343150

**HAL Id: tel-03343150**

**<https://theses.hal.science/tel-03343150>**

Submitted on 14 Sep 2021

**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.

.....

# THÈSE DE DOCTORAT

Soutenue à Aix-Marseille Université  
le 19 novembre 2020 par

**Quentin MARSAC**

**Modélisation de la macrostructure de soudures TIG épaisses multipasses  
en acier inoxydable austénitique.**

**Application au contrôle ultrasonore de soudures du circuit primaire des RNR-Na**

**Discipline**

Sciences pour l'Ingénieur : Mécanique,  
Physique, Micro et Nanoélectronique

**Spécialité**

Acoustique

**École doctorale**

353

**Laboratoire/Partenaires de recherche**

CEA-DES-IRESNE-DTN-STCP-LISM

Cadarache

Aix Marseille Univ, CNRS, Centrale

Marseille, LMA UMR 7031, Marseille

• **Composition du jury**

• Michel DARMON	Rapporteur
• Ingénieur-chercheur Expert HDR, CEA, Saclay	
• Frédéric Deschaux-Beaume	Rapporteur
• Professeur des Universités, LMGC, Université Montpellier	
• Dominique Eyheramendy	Examineur
• Professeur des Universités, LMA, Ecole Centrale Marseille	
• Marc Medale	Examineur
• Professeur des Universités, IUSTI, Aix-Marseille Université	
• Catherine Potel	Présidente du jury
• Professeur des Universités, LAUM, Université du Mans	
• Claire Prada	Examinatrice
• Directrice de recherche CNRS, Institut Langevin, Paris	
• François Baqué	Invité
• Ingénieur – Expert sénior, CEA, Cadarache	
• Gilles Corneloup	Invité
• Professeur des Universités Emérite, LMA, Aix-Marseille Université	
• Pierre-Emile Lhuillier	Invité
• Ingénieur-chercheur, EDF R&D, Les Renardières	

# Affidavit

Je soussigné, Quentin MARSAC, déclare par la présente que le travail présenté dans ce manuscrit est mon propre travail, réalisé sous la direction scientifique de Cécile GUEUDRE et Marie-Aude PLOIX, dans le respect des principes d'honnêteté, d'intégrité et de responsabilité inhérents à la mission de recherche. Les travaux de recherche et la rédaction de ce manuscrit ont été réalisés dans le respect à la fois de la charte nationale de déontologie des métiers de la recherche et de la charte d'Aix-Marseille Université relative à la lutte contre le plagiat.

Ce travail n'a pas été précédemment soumis en France ou à l'étranger dans une version identique ou similaire à un organisme examinateur.

Fait à Aix-en-Provence, le 17 décembre 2020



Cette œuvre est mise à disposition selon les termes de la [Licence Creative Commons Attribution - Pas d'Utilisation Commerciale - Pas de Modification 4.0 International](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/).

---

**Table des matières**

<b>Affidavit</b> .....	2
<b>Remerciements</b> .....	8
<b>Titre de la thèse et résumé</b> .....	12
<b>Liste des symboles</b> .....	15
<b>Liste des abréviations</b> .....	19
<b>Liste des figures</b> .....	22
<b>Liste des tableaux</b> .....	28
<b>Introduction générale</b> .....	30
<b>Chapitre 1 : Propagation d’ondes ultrasonores dans les milieux solides élastiques linéaires</b> .....	35
1.1. Propagation d’ondes en milieux élastiques linéaires homogènes : généralités .....	36
1.1.1. Obtention de l’équation de propagation .....	36
1.1.2. Onde plane : solution de l’équation de propagation d’ondes .....	39
1.1.3. Notion de vitesse de phase et d’énergie.....	41
1.2. Cas homogène et orthotrope, application à une soudure.....	42
1.2.1. Hypothèse d’orthotropie des soudures homogènes .....	42
1.2.2. Vitesses de phase et angle de déviation $\Delta$ des ondes QL, QT <sub>v</sub> et QT <sub>H</sub> .....	44
1.2.3. Effets de déformation du faisceau .....	47
1.3. Propagation d’ondes ultrasonores dans une soudure « réelle » : conséquences .....	49
1.3.1. Division du faisceau ultrasonore au sein des soudures .....	49
1.3.2. Atténuation par diffusion .....	50
1.4. Modèles de propagation ultrasonore .....	53
1.5. Bilan .....	56
<b>Chapitre 2 : Métallurgie du soudage TIG</b> .....	58
2.1. Soudage à l’arc : généralités.....	60
2.1.1. Les principaux procédés de soudage à l’arc.....	60
2.1.1.1. Le soudage à l’électrode enrobée .....	60
2.1.1.2. Le soudage sous flux en poudre .....	60
2.1.1.3. Le soudage MIG / MAG .....	61
2.1.1.4. Le soudage TIG .....	61
2.1.2. L’arc électrique : source de chaleur .....	62
2.1.3. Les positions de soudage.....	62
2.1.4. Le soudage monopasse et multipasses .....	63
2.1.5. Le balayage de la passe .....	64

2.2. Les différents paramètres du soudage TIG.....	64
2.3. Les phénomènes physiques influençant la forme du bain de fusion .....	68
2.3.1. La force de flottabilité .....	70
2.3.2. La force de Lorentz .....	70
2.3.3. La force de Marangoni .....	72
2.3.4. La force de cisaillement aérodynamique .....	75
2.3.5. La pression d'arc.....	76
2.4. La solidification : généralités .....	77
2.4.1. Les paramètres de solidification .....	77
2.4.2. Les effets de la surfusion constitutionnelle sur les types de solidification .....	80
2.4.3. Les mécanismes de croissance de grains : par épitaxie et sélective .....	84
2.5. La solidification dans les soudures EE multipasses .....	85
2.6. Les modèles existants de description de macrostructures de soudures multipasses en acier inoxydable austénitique.....	90
2.6.1. Les modèles à l'échelle dendritique.....	90
2.6.2. Les modèles à l'échelle du grain.....	91
2.1.1.5. Descriptions simplifiées.....	91
2.1.1.6. Description réaliste .....	93
2.7. Conclusion et axes d'étude.....	95
<b>Chapitre 3 : Choix des paramètres expérimentaux et étude des maquettes d'essai.....</b>	<b>98</b>
3.1. Description générale des maquettes .....	100
3.1.1. Choix des désignations métallurgiques des métaux de base et d'apport.....	100
3.1.2. Géométrie et dimensions de la plaque soudée et du chanfrein .....	100
3.1.3. Paramètres de soudage fixés et paramètres de soudage variables.....	102
3.2. Description de la démarche d'analyse des macrographies .....	107
3.2.1. Démarche adoptée .....	107
3.2.2. Types de réactifs utilisés .....	110
3.2.3. Procédure choisie pour les attaques chimiques .....	111
3.3. Etude des coupes macrographiques effectuées sur chaque maquette.....	111
3.3.1. Analyse de la maquette Référence .....	111
3.3.1.1. Etude des passes .....	111
3.3.1.2. Etude des directions de croissance des grains .....	112
3.3.2. Influence de la puissance, de la vitesse de soudage et de la vitesse de fil .....	118
3.3.2.1. Etude de la forme des passes.....	119
3.3.2.2. Etude des directions de croissance des grains .....	122

3.3.3. Influence du balayage de la passe.....	124
3.3.3.1. Étude de la forme des passes.....	124
3.3.3.2. Etude des directions de croissance des grains.....	126
3.3.4. Influence de l'ordre des passes.....	127
3.3.4.1. Étude de la forme des passes.....	127
3.3.4.2. Etude des directions de croissance des grains.....	131
3.4. Bilan.....	133
<b>Chapitre 4 : Développement d'un modèle réaliste de description de macrostructure de soudures TIG multipasses en acier inoxydable austénitique : MINA-TIG.....</b>	<b>136</b>
4.1 Mesure des dimensions et de la refusion verticale d'une ligne de soudage.....	140
4.1.1 Élaboration d'une ligne de soudage.....	141
4.1.2 Méthode de mesure des dimensions d'une ligne de soudage.....	142
4.1.3 Etude paramétrique.....	143
4.1.3.1 Influence de la vitesse de soudage.....	144
4.1.3.2 Influence de la vitesse de fil.....	146
4.1.3.3 Influence de la puissance de soudage.....	148
4.2 Comparaison des dimensions et de la refusion verticale issues des mesures sur lignes de soudage à celles issues des mesures sur les maquettes.....	150
4.3 Calcul des paramètres phénoménologiques.....	152
4.3.1 Calcul de la refusion verticale de passe : $R_{VPASS}$ .....	153
4.3.2 Calcul de la hauteur totale de passe : $H_{PASS}$ .....	153
4.3.3 Calcul de la largeur de passe : $W_{PASS}$ .....	155
4.3.4 Calcul de la refusion latérale de passe pour chaque couche : $R_{LPASS}$ .....	156
4.4 Modélisation des directions du gradient thermique pour une seule passe.....	157
4.5 Prise en compte de la position de la passe dans la soudure multipasses et intégration de l'ordre des passes.....	159
4.5.1 Modélisation de l'effet de la position de la passe dans le chanfrein sur les directions du gradient thermique.....	159
4.5.2 Intégration de l'ordre des passes.....	166
4.6 Modélisation des directions de croissance des grains.....	167
4.6.1 Calcul de la direction de croissance des grains sur le contour de la passe.....	168
4.6.2 Calcul de la direction de croissance des grains au sein de la passe.....	169
4.7 Bilan.....	170
<b>Chapitre 5 : Validation du modèle MINA-TIG.....</b>	<b>173</b>
5.1. Validation intermédiaire : définition des méthodes d'évaluation utilisées.....	175
5.1.1. Comparaison des macrostructures réelles et modélisées.....	175

5.1.2. Comparaison des propagations ultrasonores simulées .....	176
5.2. Résultats obtenus pour la validation intermédiaire.....	178
5.2.1. Comparaison des macrostructures .....	178
5.2.2. Comparaison des résultats ultrasonores simulés.....	183
5.2.3. Validité intermédiaire du modèle MINA-TIG : conclusion .....	187
5.3. Validation finale .....	187
5.3.1. Validation finale : mode opératoire .....	188
5.3.1.1. Géométrie des maquettes pour les essais en transmission.....	188
5.3.1.2. Dispositif expérimental .....	189
5.3.2. Étude de la variabilité de la macrostructure le long de la soudure .....	190
5.3.3. Essais ultrasonores .....	191
5.3.3.1. Maquette Référence .....	192
5.3.3.2. Maquette Vitesse .....	195
5.3.4. Pistes d'explication des écarts.....	198
5.4. Validation finale du modèle MINA-TIG : conclusion .....	200
<b>Conclusion générale</b> .....	203
<b>Bibliographie</b> .....	208
<b>Annexe : Macrostructures et mécanismes de solidification des maquettes Puissance, Vitesse, Fil, Balayage, Gauche Droite v1 et Gauche Droite v2</b> .....	215
A.1 Maquette Puissance.....	216
A.2 Maquette Vitesse .....	217
A.3 Maquette Fil.....	218
A.4 Maquette Balayage .....	219
A.5 Maquette Gauche Droite v1.....	220
A.6 Maquette Gauche Droite v2.....	221





## Remerciements

Ce travail de thèse est porté par le Commissariat à l’Energie Atomique et aux Energies Alternatives (CEA) et par le Laboratoire de Mécanique et d’Acoustique (LMA). Je remercie ces deux organismes, le personnel et notamment Jean-Philippe JEANNOT (CEA) et Marie-Aude PLOIX (LMA), pour m'avoir accueilli dans leurs locaux et mis à disposition le matériel nécessaire.

La réussite de ce travail réside en grande partie dans les nombreux échanges que j’ai pu avoir avec l’ensemble des personnes qui ont suivi ces recherches. Je souhaite ainsi les remercier.

Merci à vous, pour votre aide, votre accompagnement, votre encouragement durant ces trois années.

Un immense merci à vous Cécile GUEUDRE, Marie-Aude PLOIX et Gilles CORNELOUP pour vos soutiens perpétuels, votre disponibilité, pour vos nombreux enseignements riches en expérience dans ce domaine, ce qui m’a permis d’effectuer un travail extrêmement enrichissant. Je tiens également à exprimer ma gratitude pour la confiance que vous m'avez accordée pendant ces années.

Merci Marie-Aude pour ton accompagnement, ton aide extrêmement précieuse notamment sur l’aspect expérimental, tes conseils avisés et ton sens critique sans faille.

Merci Cécile pour tes observations très constructives, ton soutien, tes encouragements réguliers ainsi que ta disponibilité.

Merci Gilles pour l’ensemble de tes idées et remarques, toutes très pertinentes qui m’ont été très utiles pour avancer.

J'ai énormément appris à vos côtés et très sincèrement apprécié de travailler avec vous : « ce fut extraordinaire ! ».

Je tiens également à te remercier François BAQUE (CEA), pour ta disponibilité, ta sympathie, tes réflexions, ton investissement dans ce travail ainsi que pour la liberté que tu m’as accordée. Ce travail s’inscrit dans le cadre du projet TECNA, je remercie donc les personnes impliquées dans ce projet, et notamment son Chef de projet Lionel CACHON.

Je souhaite aussi remercier Bertrand CHASSIGNOLE et Pierre-Emile LHUILLIER (EDF) pour m’ avoir permis d’utiliser le code de calcul par éléments finis ATHENA qui bénéficie d’un long retour d’expérience sur la modélisation de la propagation d’ondes ultrasonores au sein des soudures. J’ai pu ainsi confronter mes résultats expérimentaux aux résultats simulés.

Je remercie très chaleureusement l'ensemble des membres du jury pour avoir accepté d'examiner ce travail ainsi que pour toute l'attention portée sur ce sujet de thèse. Je remercie particulièrement Michel DARMON et Frédéric DESCHAUX-BEAUME pour avoir relu mon manuscrit comme rapporteurs. Merci pour vos lectures, vos remarques et vos questions très constructives.

J'ai débuté mes études supérieures à l'IUT d'Aix-en-Provence au département Génie Mécanique et Productique ; au cours de cette formation, Gilles CORNELOUP et tant d'autres m'ont transmis cette envie de poursuivre dans le domaine du Contrôle Non Destructif et plus particulièrement de m'engager dans un travail de doctorat. Je suis très heureux de terminer mes études supérieures là où elles ont commencé. Merci à mes anciens professeurs aujourd'hui collègues pour tout ce qu'ils ont pu me transmettre.

Je tiens à adresser ma gratitude à tous ceux que j'ai pu solliciter pendant ces années et qui m'ont accordé de leurs temps pour répondre à mes questions. Je pense notamment à Ivan LILLAMAND, Joseph MOYSAN, Frédéric NAVACCHIA, Laurent FOREST, Laurent BRISSONNEAU, Josselin GOUSSEAU, Hugues LOURMES.

J'ai effectué mes travaux de thèse au sein des Laboratoires d'Instrumentation, Systèmes et Méthodes (LISM) au CEA Cadarache et au LMA à l'IUT GMP à Aix-en-Provence. J'ai aussi réalisé un certain nombre de déplacements au Laboratoire des Technologies d'Assemblages (LTA) au CEA Saclay qui était en charge de la fabrication des soudures utilisées dans le cadre de la thèse. J'ai pu assister à la fabrication de ces soudures et ainsi pu découvrir la réalité du soudage industriel.

Je tiens à remercier l'ensemble de mes collègues de travail :

Du LISM : Elsa, Marianne, Michelle, Sanae, Marilou, Frédéric R., Frédéric N., Frédéric M., Jérémie, Matthieu, Kévin, Christian, Gilles, Olivier et Jean-Philippe Jeannot.

Du LMA : Sandrine, Cécile S., Scarlett, Jean-François, Ivan, Joseph, Jean-Christophe, Florian, Jesus, Jean, Alban, Vincent ainsi que Florent, Antoine et Michel de l'atelier.

Du LTA : Anaïs, Danièle, Ioana, Anne-Laure, Morgane, Laurent, Rémi (le super soudeur), Stéphane, Christopher, Jérôme, Gilles, Diogo, François, Serge, Christophe, Olivier, Lucas, ainsi que Séverine (responsable du laboratoire) et Antonella Li Puma (ex responsable du laboratoire).

Du LETS (qui partage le même bâtiment que le LISM) : Caroline, Laurent, Pierre, Bruno, Serge, Gwendal, Denis, Pascal, Sébastien, Ciaran.

Merci pour toutes ces discussions, pour votre bonne humeur, votre sympathie et vos encouragements !

A mes parents

A mon frère et ma sœur

A ma femme et mes enfants



## **Titre de la thèse et résumé**

### **Modélisation de la macrostructure de soudures TIG épaisses multipasses en acier inoxydable austénitique. Application aux contrôles ultrasonores de soudures du circuit des RNR-Na**

**Résumé** - Le contrôle non destructif par ultrasons des soudures épaisses en acier inoxydable austénitique multipasses est complexe car la macrostructure de ces soudures est à la fois anisotrope et hétérogène : la propagation du faisceau ultrasonore est altérée (déviation, division, atténuation, ...), faussant le diagnostic. Pour fiabiliser le diagnostic, la modélisation de la propagation des ondes ultrasonores est requise. Pour cela, la description de la macrostructure (en particulier la direction des grains) est nécessaire. Elle peut être obtenue directement sur une macrographie, mais cela conduit à une analyse destructive de la soudure. Une autre solution consiste à modéliser la macrostructure en utilisant des données facilement disponibles, comme le cahier de soudage. Depuis les années 2000, le LMA, EDF et Naval Group ont développé le modèle MINA-EE afin de prédire la macrostructure, dans le plan transversal à la direction de soudage, des soudures multipasses fabriquées selon le procédé de soudage à l'électrode enrobée (EE). MINA-EE constitue un modèle 2D phénoménologique de la croissance de grains, qui se base sur l'idée que la solidification dans les soudures est totalement déterministe.

L'objectif du travail de thèse est de développer un nouveau modèle nommé MINA-TIG basé sur la philosophie de MINA-EE, pour les soudures fabriquées avec le procédé Tungsten Inert Gas (TIG).

La particularité du modèle MINA-TIG est que les paramètres d'entrée phénoménologiques sont obtenus à partir des informations du cahier de soudage et de mesures effectuées sur des lignes de soudage. Le calcul des directions du gradient thermique au sein d'une seule passe est établi à l'aide d'analyse de la macrostructure des lignes de soudage. Puis, la prise en compte de l'effet de la position de la passe dans le chanfrein est modélisée par un calcul de conduction thermique. La connaissance des directions locales du gradient thermique permet alors de calculer les directions de croissance des grains, en se basant également sur les observations des coupes macrographiques et sur la connaissance théorique de la croissance du grain (prise en compte et de la croissance par épitaxie sélective). Enfin, la pertinence du modèle est évaluée en deux étapes. La première correspond à un niveau de validation intermédiaire, pour lequel nous comparons d'une part les macrostructures réelles à celles modélisées, et d'autre part les résultats de propagation ultrasonore simulés à partir des macrostructures réelles et modélisées. La configuration testée est en immersion, en mode transmission et en incidence normale. La deuxième étape de la validation du modèle correspondant à la validation finale, où nous comparons les résultats de propagation ultrasonore simulés aux résultats expérimentaux mesurés. Une bonne concordance est observée, permettant de valider que le modèle MINA-TIG 2D prédit correctement les effets de déviation et de division du faisceau ultrasonore. L'intérêt du passage à un modèle 3D est discuté.

**Mots clés** : soudures TIG multipasses, acier inoxydable austénitique, modélisation de la macrostructure, croissance de grain, ultrasons, CND.

**Macrostructure modelling of thick austenitic stainless steel multipass GTAW welds. Application of ultrasonic testing of SFR primary circuit welds**

**Abstract** - The non-destructive ultrasonic testing of thick multipass austenitic stainless steel welds is complex because the macrostructure of these welds is both anisotropic and heterogeneous: the propagation of the ultrasonic beam is altered (deviation, splitting, attenuation, etc.), distorting the diagnosis. In order to make the diagnosis more reliable, modelling of the propagation of the ultrasonic waves is required. For this, the description of the macrostructure (particularly grain directions) is necessary, which can be obtained directly on a macrograph, but leading to a destructive analysis of the weld. Another solution is to model the macrostructure using readily available data, such as the welding notebook. Since the 2000s, the LMA, EDF and Naval Group have developed the MINA-EE model in order to predict the macrostructure of multipass welds manufactured using the Shielded Metal Arc Welding process. MINA-EE is a phenomenological 2D model of grain growth, which is based on the concept that solidification in welds is totally deterministic.

The aim of the thesis work is to develop a new model named MINA-TIG based on the same philosophy as MINA-EE, for welds manufactured with the Tungsten Inert Gas (TIG) (or GTAW) process.

The particularity of the MINA-TIG model is that the phenomenological input parameters are obtained from welding notebook data and measurements performed on beads on plate. The calculation of the directions of the thermal gradient within a single pass is established by analyzing the macrostructure of the beads on plate. The effect of the position of the pass in the chamfer is next modelled by a heat conduction calculation. The knowledge of the local thermal gradient then allows the calculation of the grain growth directions, based also on the observations of the macrographs and on the theoretical knowledge of grain growth (epitaxy and selective growth are taken into account).

Finally, the relevance of the model is evaluated in two steps. The first one corresponds to an intermediate level of validation, for which we compare, on the one hand, the real macrostructures to the modelled ones, and, on the other hand, the ultrasonic propagation results simulated through the real and modelled macrostructures. The tested configuration is in immersion, in transmission mode and in normal incidence. The second step of the model validation corresponds to the final validation, for which we compare the simulated ultrasonic propagation results with the experimental. A good agreement is observed, allowing to validate that MINA-TIG 2D model correctly predicts the effects of deviation and splitting of the ultrasonic beam. The interest of the transition to a 3D model is discussed.

**Keywords:** GTAW multipass weld, austenitic stainless steel, macrostructure modelling, grain growth, ultrasound, NDT.



## Liste des symboles

$A$	Amplitude des ondes ultrasonore	Pa
$a$	Hauteur du chanfrein	m
$A_{\text{Bead}}$	Aire du cordon	m <sup>2</sup>
$A_{\text{Pass}}$	Aire de la passe	m <sup>2</sup>
$A_{\text{RPass}}$	Aire de passe renforcée	m
$b$	Largeur bas du chanfrein	m
$c$	Largeur haut du chanfrein	m
$\bar{C}$	Tenseur des coefficients d'élasticité matériau	MPa
$\bar{d}$	Taille moyenne des grains	m
$D_1$ ou $D_2$	Demi-largeur de chanfrein, (1) à droite et (2) à gauche	m
$D_{\text{Bead}}$	Profondeur de pénétration du cordon	m
$D_L$	Coefficient de diffusion dans le liquide	m <sup>2</sup> /s
$D_{\text{Pass}}$	Profondeur de pénétration de la passe	m
$e(i,j)$	Différence absolue entre la direction moyenne autour de la maille (i,j) et de la direction du gradient thermique	°
$E_{\text{Modèle}}$	Energie de la courbe échodynamique modèle	u.a
$E_{\text{Réelle}}$	Energie de la courbe échodynamique réelle	u.a
$E_S$	Energie de soudage	J/m
$e_x$	Epaisseur du métal environnant selon la direction $\vec{x}$	m
$e_y$	Epaisseur du métal environnant selon la direction $\vec{y}$	m
$G$	Gradient thermique au sein du liquide	K/m
$H_{\text{Bead}}$	Hauteur totale du cordon	m
$H_{\text{Pass}}$	Hauteur totale de la passe	m
$I$	Intensité de soudage	A
Inter	Courbe d'intercorrélacion	
$J$	Densité de courant	A/m <sup>2</sup>
$\vec{k}$	Vecteur nombre d'onde	rad/m
$\vec{n}$	Vecteur normale au front d'onde	
$N_{\text{Pass}(k)}$	Nombre de passes à la couche k	
$P_{\text{arc}}$	Pression d'arc	N/m <sup>2</sup>
$P_S$	Puissance de soudage	W
$R$	Taux de croissance des grains (ou vitesse de croissance)	m/s
$\mathfrak{R}$	Repère cartésien	
$R_{\text{Bead}}$	Renforcement du cordon	m
$R_{\text{LPass}}$	Refusion latérale de la passe	m
$R_{\text{Pass}}$	Renforcement de la passe	m
$R_{\text{th}_x}$	Résistance thermique équivalente selon la direction $\vec{x}$	m.K/W
$R_{\text{th}_y}$	Résistance thermique équivalente selon la direction $\vec{y}$	m.K/W



$R_{V\text{Bead}}$	Refusion verticale du cordon	
$R_{V\text{Pass}}$	Refusion verticale de la passe	
$S_{\text{Fil}}$	Section transversale du fil d'apport	$m^2$
$T$	Température	K
$t$	Temps	s
$T_1$ ou $T_2$	Orientation des grains au niveau des bords	$^\circ$
$T_D$	Taux de dépôt	kg/h
$T_L$	Température au sein du liquide	K
$T_{\text{Liquidus}}$	Température du liquidus	K
$T_{\text{Solidus}}$	Température du solidus	K
$U$	Tension de soudage	V
$\vec{u}$	Champ de déplacement	m
$^\circ\vec{u}$	Vecteur polarisation	
$\vec{V}_e$	Vecteur vitesse d'énergie	m/s
$\vec{V}_\phi$	Vecteur vitesse de phase	m/s
$V_{\text{Fil}}$	Vitesse de dévidement de fil d'apport	m/s
$V_{\text{plasma}}$	Vitesse d'écoulement du plasma	m/s
$V_S$	Vitesse de soudage	m/s
$W_{\text{Bead}}$	Largeur du cordon	m
$W_{\text{Layer}}$	Largeur de la couche	m
$W_{\text{Pass}}$	Largeur de la passe	m
$W_{\text{RPass}}$	Largeur de passe renforcée	m
$X_{\text{Exp}}$	Position du pic d'amplitude maximale de la courbe Expérimentale	m
$X_{\text{Modèle}}$	Position du pic d'amplitude maximale de la courbe Modèle	m
$X_{\text{Réelle}}$	Position du pic d'amplitude maximale de la courbe Réelle	m
$y_{\text{Modèle}}$	Courbe échodynamique modèle (Courbe Modèle)	
$y_{\text{Réelle}}$	Courbe échodynamique réelle (Courbe Réelle)	

**Notations grecques**

$\alpha$	Angle entre la direction d'élongation des grains et la direction de propagation	$^\circ$
$\alpha_1$ ou $\alpha_2$	Angle du chanfrein, (1) à droite et (2) à gauche	$^\circ$
$\alpha_a$	Coefficient d'atténuation par absorption	Np/m
$\alpha_d$	Coefficient d'atténuation par diffusion	Np/m
$\alpha_g$	Orientation locale du gradient thermique	$^\circ$
$\beta$	Moyenne des directions de croissance au sein d'une passe	$^\circ$
$\gamma$	Tension de surface	N/m
$\bar{\Gamma}$	Tenseur de Christoffel	Pa
$\Delta$	Angle de déviation de la vitesse d'énergie	$^\circ$
$\delta$	Symbole de Kronecker	

$\Delta T$	Différence de température	K
$\Delta X_{Modèle}^{Exp}$	Différence absolue de position des pics d'amplitudes maximales des courbes Modèle et Expérimentale	m
$\Delta X_{Réelle}^{Exp}$	Différence absolue de position des pics d'amplitudes maximales des courbes Réelle et Expérimentale	m
$\Delta \theta_g$	Erreurs d'orientation globale	°
$\Delta \theta_w$	Erreurs d'orientation au sein de la zone soudée	°
$\varepsilon$	Taux de refroidissement (ou vitesse de refroidissement)	K/s
$\bar{\varepsilon}$	Tenseur des déformations	
$\eta$	Taux d'évolution de l'orientation des grains depuis les bords du chanfrein jusqu'au centre de la soudure	
$\theta$	Direction d'élongation des grains	°
$\bar{\theta}(i,j)$	Direction moyenne autour (i.e. en dessous et à côté) de la maille (i,j)	°
$\theta_1$ ou $\theta_2$	Orientation des grains aux niveaux des bords du chanfrein, (1) à droite et (2) à gauche	°
$\theta_b$	Inclinaison du gradient thermique d'une passe contre le bord du chanfrein	°
$\theta_c$	Inclinaison du gradient thermique d'une passe contre une autre passe	°
$\kappa$	Angle entre direction de soudage et la normale à l'interface S/L	°
$\lambda$	Longueur d'onde	m
$\mu_0$	Perméabilité magnétique dans le vide	T.m/A
$\nu$	Angle entre la direction de soudage et la direction de croissance privilégiée <100>	°
$\rho$	Masse volumique	kg/m <sup>3</sup>
$\rho_{Fil}$	Masse volumique du fil d'apport	kg/m <sup>3</sup>
$\rho_{gaz}$	Masse volumique du gaz	kg/m <sup>3</sup>
$\bar{\sigma}$	Tenseur des contraintes	Pa
$\sigma_g$	Ecart-type des erreurs d'orientation globale	°
$\sigma_w$	Ecart-type des erreurs d'orientation au sein de la zone soudée	°
$\vec{\varphi}$	Vecteur flux thermique linéique	W/m
$\vec{\phi}$	Vecteur flux thermique	W
$\psi$	Demi-angle d'ouverture du faisceau ultrasonore	°
$\omega$	Pulsation angulaire	rad/s



## Liste des abréviations

AM DG	AMéricaine Droite Gauche
AM GD	AMéricaine Gauche Droite
ASTRID	Advanced Sodium Technological Reactor for Industrial Demonstration
AVC	Arc Voltage Control
CA-FE	Cellular Automaton-Finite Element
CEA	Commissariat à l'Énergie Atomique et aux Énergies Alternatives
CND	Contrôle Non Destructif
Cscan	Cartographie {espace, espace} des maxima d'amplitude ultrasonore dans un plan perpendiculaire au plan de tir
Cv1	Chanfrein version 1
Cv2	Chanfrein version 2
DC-EN	Direct Current Electrode Negative
DG	Droite Gauche
DL	Direction de Laminage
DMOS	Description du Mode Opérateur de Soudage
DS	Direction de Soudage
DV	Direction Verticale
EBSD	Electron BackScattered Diffraction
EDF R&D	Electricité De France Recherche & Développement
EE ou SMAW	Electrode Enrobée ou Shielded Metal Arc Welding
GD	Gauche Droite
GTD	Geometrical Theory Diffraction
L	Onde Longitudinale
LISM	Laboratoire d'Instrumentation Système Méthode
LMA	Laboratoire de Mécanique et d'Acoustique
LTA	Laboratoire des Technologies d'Assemblages
MA	Métal d'Apport
MB	Métal de Base
MIG/MAG ou GTAW	Metal Inert Gas/Metal Active Gas ou Gas Metal Arc Welding
MINA	Modeling anIsotropy form Notebook Arc Welding
QL	Quasi-Longitudinale
QT <sub>H</sub>	Quasi-Transverse horizontale
QT <sub>V</sub>	Quasi-Transverse verticale
RNR - Na	Réacteur à Neutrons Rapide – Sodium
RSB	Rapport Signal sur Bruit
S/L	Interface Solide/Liquide
SAF	Soudage Autogène Français
SFR	Sodium Fast Reactor

T	Onde Transversale
TIG ou GTAW	Tungsten Inert Gas ou Gas Tungstern Arc Welding
TOFD	Time Of Flight Diffraction
ZAT	Zone Affectée Thermiquement



## Liste des figures

Figure 1-1 : Directions de propagation et de polarisation dans un milieu homogène et isotrope des ondes longitudinales L (a) et transversales T (b).....	37
Figure 1-2 : Caractéristiques des ondes solutions de l'équation de propagation dans le plan principal ( $e_2, e_3$ ) dans un milieu homogène isotrope (a) et dans un milieu homogène anisotrope (b). ....	40
Figure 1-3 : Illustration des vitesses de phase et d'énergie ainsi que de l'angle de déviation $\Delta$ . ....	41
Figure 1-4 : Figure de pôles expérimentale associé au plan $\{100\}$ (Ploix 2006). ....	43
Figure 1-5 : Illustration du repère exploité représentant la propagation d'une onde dans le plan ( $e_2, e_3$ ). ....	44
Figure 1-6 : Surface des lenteurs (a) et angle de déviation $\Delta$ de la vitesse d'énergie par rapport à la vitesse de phase (b) en fonction de la direction de propagation pour les trois modes de polarisation, où les coefficients d'élasticité utilisés sont donnés dans le Tableau 1-2. ....	46
Figure 1-7 : Effet de déformation du faisceau pour deux directions d'élongation des grains différentes ( $\theta = 0^\circ$ et $\theta = 48^\circ$ ) dans le cas des ondes QL avec une direction de propagation $\alpha$ nulle pour les deux cas et une demi-ouverture du faisceau $\psi = 5^\circ$ . ....	47
Figure 1-8 : Exemple de diagramme de rayonnement théorique pour un traducteur circulaire de diamètre 1/4" dans l'eau (célérité des ondes L = 1480 m/s) avec un demi-angle d'ouverture $\psi = 5^\circ$ à -6 dB. ....	48
Figure 1-9 : Macrostructure d'une soudure en acier inoxydable austénitique (Ogilvy 1986), permettant d'illustrer la variation de directions de croissance des grains au sein de la soudure, où les flèches orange représentent localement les directions de croissance des grains et la flèche bleue schématise une direction de propagation du faisceau ultrasonore. ....	49
Figure 1-10 : Phénomène de division de faisceau au sein d'une soudure : ondes QL (a) et ondes $QT_v$ (b) (Ogilvy 1986). ....	50
Figure 1-11 : Phénomène de diffusion causé par la présence d'un diffuseur. ....	51
Figure 2-1 : Positions de soudage pour les soudures bout à bout (SAF 1995). ....	62
Figure 2-2 : Techniques de soudage monopasse (a) et multipasses (b) (Cazes 2017). ....	63
Figure 2-3 : Les quatre stratégies d'enchaînement ou ordres des passes « classiques ». ....	63
Figure 2-4 : Technique de balayage de passes : passe sans balayage de la torche (a) et passe avec balayage de la torche (b). ....	64
Figure 2-5 : Principe du soudage TIG (a) (Foos 2017), et système de soudage robotisé du CEA utilisé dans le cadre de la thèse (b). ....	65
Figure 2-6 : Représentation schématique de la hauteur d'arc caractérisant la distance entre l'électrode et les pièces à assembler, et géométrie de la pointe de l'électrode dépendant de l'angle d'affûtage et de la troncature (M. C. Tsai et Kou 1990). ....	67
Figure 2-7 : Phénomènes physiques liés au plasma d'arc et au bain de fusion (Brochard 2009). ....	68
Figure 2-8 : Les différents écoulements engendrés par chacune des forces présentes dans le bain de fusion : (a,b) force de flottabilité, (c,d) force de Lorentz, (e,f) force de Marangoni, (g,h) force de cisaillement aérodynamique (Kou 2002). ....	69
Figure 2-9 : Deux types de mouvement du fluide dans le bain de fusion : écoulements radiaux centrifuges (gauche) et écoulements radiaux centripètes (droite) (Rückert 2005). ....	69
Figure 2-10 : Courants de convection associés à la force de flottabilité pour une position de soudage en corniche, cette force conduit à une forme de bain asymétrique (Traidia 2011). ....	70
Figure 2-11 : Etude de la géométrie du cordon de soudure dans un métal de Wood, selon la force de flottabilité (a) et la force de Lorentz (b) (Kou et Sun 1985). ....	71

Figure 2-12 : Evolution de la dérivée de la tension de surface par rapport à la température pour différents taux de soufre pour un acier inoxydable type 304L, basée sur (Mishra et al. 2008).....	73
Figure 2-13 : Inversion du signe de $\partial\gamma/\partial T$ et conséquences sur les courants de convection dues à la force de Marangoni, pour un taux de soufre compris entre 60 et 90 ppm (Perry 2000).....	74
Figure 2-14 : Illustration du processus de solidification d'un corps métallique dans le cas où les conditions d'équilibre sont maintenues, c'est-à-dire que l'interface S/L est plane. ....	78
Figure 2-15 : Illustration montrant que le taux de croissance (R) parallèle à la direction de croissance préférentielle ( $\langle 100 \rangle$ ) dépend de la vitesse de soudage ( $V_s$ ) et des angles $\kappa$ et $\nu$ , (Lienert et al. 2011). ....	79
Figure 2-16 : Illustration de l'influence des paramètres de solidification G et R sur la surfusion constitutionnelle, la courbe noire représente l'évolution de la température du liquidus depuis l'interface S/L jusqu'au liquide. ....	80
Figure 2-17 : Effets des paramètres de solidification G et R sur la morphologie de l'interface S/L, de haut en bas : plan, cellulaire, dendrite colonnaire et dendrite équiaxe (L : Liquide, S : Solide, M : "Mushy zone" correspondant à la zone de surfusion constitutionnelle) (Kou 2002) (à gauche) et sur la morphologie et la taille de la microstructure solidifiée (Kou 2002) (à droite). ....	81
Figure 2-18 : Evolution schématique du gradient thermique G au sein du liquide et (David and Vitek, 1989) (a) et évolution du taux de croissance R dans le bain de fusion (Brooks et Mahin 1990) (b)....	82
Figure 2-19 : Evolution de la morphologie de la microstructure dans une passe de soudage due à l'évolution des paramètres de solidification G et R (Lienert et al. 2011).....	82
Figure 2-20 : Morphologie selon les vitesses de soudage des bains de fusion (Kou 2002). ....	83
Figure 2-21 : Principe de la croissance par épitaxie et sélective pour une direction du gradient thermique donnée (Granjon 2000).....	84
Figure 2-22 : Grains de solidification issus de la croissance sélective (vue de dessus de la soudure) (Granjon 2000), trajectoire de solidification peu incurvée (bain de fusion allongé) ; les grains de solidification tendent à gagner l'axe du cordon (a), trajectoire de solidification incurvée (bain de fusion arrondi) ; remplacement des grains par des grains mieux orientés le long de la trajectoire (b). ....	85
Figure 2-23 : Corrélation entre la forme de la passe et les directions de croissance des grains (structure en éventail) (Apfel 2005). ....	86
Figure 2-24 : Analyse de la croissance de grains : macrostructure et mécanismes de croissance par épitaxie et sélective dans une soudure à l'électrode enrobée multipasses (Apfel 2005).....	87
Figure 2-25 : Croissance des grains dans la direction de soudage (Apfel 2005).....	87
Figure 2-26 : Macrostructure d'une soudure à l'électrode enrobée multipasses réalisée avec une amplitude de balayage de passe importante (Apfel 2005).....	88
Figure 2-27 : Influence de l'ordre des passes, dans le cas de soudures réalisées sans balayage des passes (a, b) et réalisées avec balayage des passes (c) (Apfel 2005).....	89
Figure 2-28 : Structure en domaines d'orientations, proposée par (Spies 1994).....	91
Figure 2-29 : Structure symétrique proposée par (Langenberg et al. 2000). ....	91
Figure 2-30 : Modèle d'une soudure multipasses proposé par (Ogilvy 1985). ....	92
Figure 2-31 : Illustration de la taille de maille comparée au changement de direction de la croissance de grains (Moysan et al. 2003). ....	93
Figure 2-32 : Illustration de la forme et des grandeurs caractéristiques de passe modélisée au sein du modèle MINA et du modèle de calcul des directions du gradient thermique (Apfel 2005).....	94
Figure 2-33 : Paramètres phénoménologiques d'entrées du modèle MINA (Gueudré et al. 2011).....	94
Figure 3-1 : Définition des maquettes, dimensions de la plaque soudée et repère de travail (a), et dimensions du chanfrein, version 1 (Cv1) (b) et version 2 (Cv2) (c).....	101
Figure 3-2 : Assemblage de la maquette avec clames et plaque support.....	102
Figure 3-3 : Illustration des quatre ordres des passes (en bleu la dernière passe de chaque couche)..	103



Figure 3-4 : Illustration de la pénétration d'une passe sur une autre.....	107
Figure 3-5 : Macrographie de la maquette Référence : mesure de la largeur ( $W_{Pass}$ ) et de l'aire totale ( $A_{Pass}$ ) de la passe après tracé du contour (en rouge), extrapolé pour les parties refusionnées latéralement (pointillés rouges), et mesure de largeur ( $W_{RPass}$ ) et de l'aire ( $A_{RPass}$ ) de renforcement de passe après tracé du contour (en jaune).....	108
Figure 3-6 : Forme et dimensions des passes observées (exemple de la dernière passe de la maquette Référence) (a), dimensions de la passe supposée « U-flat » (b) et superposition de la forme de passe observée à celle supposée « U-flat » (c).....	109
Figure 3-7 : Forme des passes de la maquette Référence, les contours gris correspondent aux passes aux bords et successives et les contours bleus sont les dernières passes de chaque couche. Au total, il y a 44 passes réparties sur 17 couches.....	111
Figure 3-8 : Macrographie de la maquette Référence : superposition du contour des passes sur la macrostructure.....	113
Figure 3-9 : Macrostructure de la maquette Référence, analyse des mécanismes de croissance des grains au sein de la première passes (a), au sein de la soudure (b) et au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (c).....	115
Figure 3-10 : Maquette Référence, géométrie du bain de fusion en cours de soudage, pour une passe reposant latéralement sur un bord du chanfrein ou sur une autre passe (ici à gauche), contour gris (a) et pour une passe reposant latéralement sur deux autres passes, contour bleu (b), l'axe rouge symbolise l'axe de déplacement de la torche.....	116
Figure 3-11 : Maquette Référence, influence de la position de la passe dans le chanfrein.....	117
Figure 3-12 : Forme des passes des maquettes Référence (a), Puissance (b), Vitesse (c) et Fil (d), les contours gris correspondent aux passes aux bords et successives et les contours bleus sont les dernières passes de chaque couche.....	119
Figure 3-13 : Forme des passes des maquettes Fil (a) et Balayage (b), les contours gris correspondent aux passes aux bords et successives et les contours bleus aux dernières passes de chaque couche....	125
Figure 3-14 : Superposition du contour des passes sur la macrostructure des maquettes Fil (a) et Balayage (b), les contours gris correspondent aux passes aux bords et successives et les contours bleus aux dernières passes de chaque couche.....	126
Figure 3-15 : Forme des passes des maquettes Référence (a), Gauche Droite v1 (b), et Gauche Droite v2 (c), les contours gris correspondent aux passes aux bords et successives, les contours verts aux avant-dernières passes de chaque couche et les contours bleus aux dernières passes de chaque couche.....	128
Figure 3-16 : Superposition du contour des passes sur la macrostructure des maquettes Référence (a), Gauche Droite v1 (b), et Gauche Droite v2 (c), les contours gris correspondent aux passes aux bords et successives, les contours verts aux avant-dernières passes de chaque couche et les contours bleus aux dernières passes de chaque couche.....	131
Figure 4-1 : Synoptique du modèle.....	137
Figure 4-2 : Dimensions de la section transverse d'une ligne de soudage et définition de la refusion verticale.....	140
Figure 4-3 : Dimensions des tôles utilisées (en mm), disposition et longueur des lignes de soudage, la coupe A-A correspond à la position de la coupe transverse pour les macrographies (une par ligne). 142	
Figure 4-4 : Evolution de la largeur $W_{Bead}$ (a), du renforcement $R_{Bead}$ (b) et de la profondeur de pénétration $D_{Bead}$ (c) de cordon en fonction de la vitesse de soudage $V_S$ pour deux valeurs de puissance de soudage ( $P_S$ , 1900 et 3480W) et de vitesse de fil ( $V_{Fil}$ , 500 et 2000 mm/minute).....	145
Figure 4-5 : Evolution de la largeur $W_{Bead}$ (a), du renforcement $R_{Bead}$ (b) et de la profondeur de pénétration $D_{Bead}$ (c) de cordon en fonction de la vitesse de fil $V_{Fil}$ pour deux valeurs de puissance de soudage ( $P_S$ , 1900 et 3480W) et de vitesse de soudage ( $V_S$ , 75 et 200 mm/minute).....	147

Figure 4-6 : Evolution de la largeur $W_{\text{Bead}}$ (a), du renforcement $R_{\text{Bead}}$ (b) et de la profondeur de pénétration $D_{\text{Bead}}$ (c) de cordon en fonction de la puissance de soudage $P_S$ pour une valeur de vitesse de soudage ( $V_S = 164$ mm/minute) et de vitesse de fil ( $V_{\text{Fil}} = 2000$ mm/minute).....	149
Figure 4-7 : Définition de la hauteur totale de la soudure (hauteur de chanfrein + hauteur du bourrelet) et de la largeur de la dernière couche (largeur du bourrelet).....	154
Figure 4-8 : Illustration de la largeur de la couche $k$ ( $W_{\text{Layer}(k)}$ ) dépendante de la géométrie du chanfrein (hauteur : a, largeur en bas : b et largeur en haut : c du chanfrein) et de la position verticale ( $G_Y(k)$ ) de la couche. ....	155
Figure 4-9 : Illustration de la refusion latérale entre deux passes ( $R_{\text{LPass}}$ ).....	156
Figure 4-10 : Analyse de la macrostructure des lignes de soudage dans une section transverse : définition de trois zones de croissance des grains. ....	158
Figure 4-11 : Illustration des directions du gradient thermique calculées pour chaque zone du cordon. ....	158
Figure 4-12 : Illustration des flux thermiques transmis : par conduction dans le métal environnant (les traits rouges symbolisent les contacts physiques avec le métal environnant) et par convection dans l'air environnante (trait vert).....	160
Figure 4-13 : Exemple dans la maquette Puissance, influence de la position de la passe dans le chanfrein : dernière passe dans une couche (contour vert) et passe au bord ou successive reposant sur une seule passe ou sur le chanfrein (contour jaune), l'angle $\beta$ correspond à la moyenne des directions de croissance des grains au sein de la passe considérée. ....	161
Figure 4-14 : Cas 1, passe (en rouge) reposant latéralement sur deux passes, illustration des flux thermiques transmis par conduction dans le métal environnant (les traits rouges symbolisent les contacts physiques avec le métal environnant). ....	162
Figure 4-15 : Cas 2, passe (en rouge) reposant latéralement sur une passe ou sur le chanfrein, illustration des flux thermiques transmis : par conduction dans le métal environnant (les traits rouges symbolisent les contacts physiques avec le métal environnant) et par convection dans l'air environnante (trait vert).....	162
Figure 4-16 : Ordre des passes « à l'américaine » modélisé, exemple ici d'un ordre à l'AMéricaine Gauche Droite (la dernière passe, n°5, est plus large puisqu'elle ne subit pas de refusion latérale)...	166
Figure 4-17 : Ordre des passes « linéaire » modélisé, exemple ici d'un ordre Gauche Droite (la dernière passe, n°5, est plus large puisqu'elle ne subit pas de refusion latérale). ....	166
Figure 4-18 : Exemple de modélisation d'une passe de géométrie rectangulaire (ici $8 \times 2$ mm <sup>2</sup> ) : calcul des directions de croissance de grains sur le contour de la passe (mailles grises) et au sein de la passe (mailles orange).....	168
Figure 4-19 : Croissance sélective (flèches jaunes) : variation brutale de direction de croissance des grains. ....	169
Figure 5-1 : Méthode de comparaison des macrostructures réelles et modélisées d'une section transverse de soudure, exemple de la maquette référence. L'erreur est représentée sur une échelle entre $0^\circ$ et $90^\circ$ par pas de $10^\circ$ . ....	175
Figure 5-2 : Configuration des simulations ultrasonores, exemple pour une position de l'émetteur à - 10 mm de l'axe de la soudure.....	177
Figure 5-3 : Sismogramme enregistré sur la ligne d'écoute (a) et extraction de la courbe échodynamique correspondant au maximum absolu d'amplitude pour chaque position de réception (b). ....	177
Figure 5-4 : Macrostructures réelle (haut) et modélisée (milieu), cartographie des erreurs (bas) pour la maquette Référence. L'erreur est représentée sur une échelle entre $0^\circ$ et $90^\circ$ par pas de $10^\circ$ .....	179

Figure 5-5 : Macrostructures réelles (gauche) et modélisées (milieu), cartographies des erreurs (droite) pour les maquettes Puissance (a), Vitesse (b), Fil (c), Gauche Droite v1 (d), Zig Zag v1 (e) et Gauche Droite v2 (f).....	180
Figure 5-6 : Superposition des courbes échodynamiques simulées à travers les macrostructures réelle (courbes bleues) et modélisée (courbes rouges pointillées) des maquettes Référence (a), Puissance (b), Vitesse (c), Fil (d), Gauche Droite v1 (e), Zig Zag v1 (e) et Gauche Droite v2 (g), pour trois positions de l'émetteur (-4 mm, 0 mm, +4 mm) par rapport à l'axe de la soudure. ....	184
Figure 5-7 : Géométrie des maquettes découpées pour les essais ultrasonores.....	189
Figure 5-8 : Mesures expérimentales dans les 3 plans transverses (z-20, z-25 et z-30) séparés de 5 mm pour les maquettes Référence (a) et Vitesse (b). ....	191
Figure 5-9 : Superposition des courbes échodynamiques normalisées expérimentale (courbes marqueurs noirs) et simulées au travers des macrostructures réelle (courbes bleues) et modélisée (courbes rouges pointillées) de la maquette Référence, pour 5 positions de l'émetteur différentes (-8 mm, -4 mm, 0 mm, +4 mm, +8 mm).....	192
Figure 5-10 : Superposition des courbes échodynamiques normalisées expérimentale (courbes marqueurs noirs) et simulées au travers des macrostructures réelle (courbes bleues) et modélisée (courbes rouges pointillées) de la maquette Vitesse, pour cinq positions de l'émetteur différentes (-8 mm, -4 mm, 0 mm, +4 mm, +8 mm).....	195
Figure 5-11 : Image Cscan obtenue pour une position de l'émetteur (illustrée par un rond blanc) à -4 mm (x = -4) de l'axe de la soudure et localisée au niveau du plan z-25 (z = -25) pour la maquette Vitesse, les positions des maximums des échos transmis sont représentées par des croix blanches...	199
Figure A - 1 : Macrographie de la maquette Puissance. Analyse des mécanismes de croissance des grains et au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (a), au sein de la soudure (b). ....	216
Figure A - 2 : Macrographie de la maquette Vitesse. Analyse des mécanismes de croissance des grains et au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (a), au sein de la soudure (b). ....	217
Figure A - 3 : Macrographie de la maquette Fil. Analyse des mécanismes de croissance des grains et au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (a), au sein de la soudure (b). ....	218
Figure A - 4 : Macrographie de la maquette Balayage. Analyse des mécanismes de croissance des grains et au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (a), au sein de la soudure (b). ....	219
Figure A - 5 : Macrographie de la maquette Gauche Droite v1. Analyse des mécanismes de croissance des grains et au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (a), au sein de la soudure (b). ....	220
Figure A - 6 : Macrographie de la maquette Gauche Droite v2. Analyse des mécanismes de croissance des grains et au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (a), au sein de la soudure (b). ....	221



## Liste des tableaux

Tableau 1-1 : Contraction d'indices : passage du tenseur d'élasticité d'ordre 4 à un ordre 2 (notation de Voigt). .....	44
Tableau 1-2 : Valeurs des coefficients d'élasticité (en GPa) mesurées sur une soudure réalisée à l'électrode enrobée. ....	44
Tableau 1-3 : Définition des trois domaines de diffusion. ....	51
Tableau 3-1 : Composition chimique du métal de base (MB) et du métal d'apport (MA), valeurs moyennes mesurées exprimée en pourcentage massique. ....	100
Tableau 3-2 : Définition des paramètres de soudage variables pour la maquette Référence. ....	104
Tableau 3-3 : Définition des paramètres de soudage variables pour les maquettes Puissance, Vitesse et Fil. ....	104
Tableau 3-4 : Définition des paramètres de soudage variables pour les maquettes Fil et Balayage. ..	105
Tableau 3-5 : Définition des paramètres de soudage variables pour les maquettes Gauche Droite v1, Zig Zag v1, Gauche Droite v2 et Zig Zag v2. ....	106
Tableau 3-6 : Données moyennes mesurées et calculées sur macrographies pour les maquettes Référence, Puissance, Vitesse et Fil. ....	120
Tableau 3-7 : Données moyennes mesurées et calculées sur macrographies pour les maquettes Fil et Balayage. ....	125
Tableau 3-8 : Données mesurées et calculées sur macrographies pour les maquettes Référence, Gauche Droite v1 et Gauche Droite v2. ....	129
Tableau 4-1 : Valeurs des variables ( $P_s$ , $V_s$ , $V_{Fil}$ ) et des réponses ( $W_{Bead}$ , $D_{Bead}$ , $R_{Bead}$ ) pour chacun des 4 groupes, au total 16 lignes de soudage sont réalisées. ....	144
Tableau 4-2 : Valeurs des variables ( $P_s$ , $V_s$ , $V_{Fil}$ ) et des réponses ( $W_{Bead}$ , $D_{Bead}$ , $R_{Bead}$ ) pour chacun des 4 groupes, au total 12 lignes de soudage sont réalisées. ....	147
Tableau 4-3 : Valeurs des variables ( $P_s$ , $V_s$ , $V_{Fil}$ ) et des réponses ( $W_{Bead}$ , $D_{Bead}$ , $R_{Bead}$ ), au total 5 lignes de soudage sont réalisées. ....	148
Tableau 4-4 : Comparaison des largeurs de passe moyennes mesurées sur les maquettes aux largeurs de cordon mesurées sur les lignes de soudage. ....	151
Tableau 4-5 : Comparaison des hauteurs totales de passe moyennes issues des mesures sur les maquettes aux hauteurs totale de cordon issues des mesures sur les lignes de soudage. ....	151
Tableau 4-6 : Comparaison de la refusion verticale de passe moyenne issue des mesures sur les maquettes à la refusion verticale de cordon issue des mesures sur les lignes de soudage. ....	152
Tableau 5-1 : Valeurs des erreurs d'orientation (en degrés) moyennes globales ( $\Delta\theta_G$ ) et de la zone soudée ( $\Delta\theta_W$ ), avec leurs écarts-types respectifs ( $\sigma_G$ et $\sigma_W$ ). ....	181
Tableau 5-2 : Critère de forme des maquettes Référence (a), Puissance (b), Vitesse (c), Fil (d), Gauche Droite v1 (e), Zig Zag v1 (f) et Gauche Droite v2 (g). ....	186
Tableau 5-3 : Position des pics d'amplitudes maximales des courbes expérimentales et simulées ainsi que les différences de position par rapport aux expérimentales, maquette Référence. ....	193
Tableau 5-4 : Critère de forme, courbes expérimentale versus simulation à travers les macrostructures réelle et modélisée, maquette Référence. ....	194
Tableau 5-5 : Position des pics d'amplitudes maximales des courbes expérimentales et simulées, ainsi que les différences de position par rapport aux courbes expérimentales, maquette Vitesse. ....	196
Tableau 5-6 : Critère de forme, courbes expérimentale versus simulation à travers les macrostructures réelle et modélisée, maquette Vitesse. ....	197



## Introduction générale

Ce travail de thèse s'inscrit dans le cadre du développement de méthodes d'imagerie par ultrasons de défauts dans des structures soudées en acier inoxydable austénitique fabriquées selon le procédé de soudage TIG (Tungsten Inert Gas). Travail qui est porté par le CEA (Commissariat à l'Énergie Atomique et aux Énergies Alternatives) et le LMA (Laboratoire de Mécanique et d'Acoustique), où nous nous intéressons aux soudures multipasses du circuit primaire du prototype RNR-Na (Réacteurs à Neutrons Rapides refroidis par du Sodium liquide) nommé ASTRID (Advanced Sodium Technological Reactor for Industrial Demonstration).

Le circuit primaire des réacteurs nucléaires à neutrons rapides refroidis par du sodium liquide comprend un grand nombre de structures et de composants, tels que la cuve, les pompes primaires, les échangeurs de chaleur, immergés dans du sodium à haute température (jusqu'à 550°C). La plupart de ces composants sont en acier inoxydable austénitique (316 L(N)), car il présente une excellente résistance à la corrosion et une très bonne résistance mécanique à haute température. La démonstration de sûreté du réacteur ASTRID (Jadot 2013) repose en partie sur les contrôles des structures et composants du circuit sodium primaire, et notamment sur l'examen non destructif périodique des parties soudées.

La méthode de contrôle ultrasonore se heurte à une difficulté majeure qui est les perturbations du faisceau ultrasonore (déviation, division, atténuation, bruit) au sein de la soudure, qui faussent le diagnostic. Ces perturbations sont causées par la macrostructure des soudures, à la fois anisotrope (allongement des grains selon une direction cristallographique préférentielle parallèle aux lignes du flux thermique) et hétérogène (variation de l'orientation des grains dans le volume soudé).

Le diagnostic peut être fiabilisé en modélisant la propagation des ondes ultrasonores. Pour cela, la description de la macrostructure est nécessaire. En effet, les phénomènes altérant le faisceau ultrasonore sont bien maîtrisés si la macrostructure et les constantes d'élasticité sont connues. La description de la macrostructure peut être obtenue directement sur une macrographie, mais cela nécessite une analyse destructive de la soudure. Une solution originale alternative est de prédire la macrostructure à partir de données facilement disponibles, comme le cahier de soudage (DMOS : Description du Mode Opérateur de Soudage). Les constantes d'élasticité peuvent, quant à elles, être mesurées sur des échantillons représentatifs.

C'est ainsi que, depuis les années 2000, le LMA, EDF et Naval Group ont développé le modèle MINA-EE (Modelling anIsotropy from Notebook of Arc welding) dans le but de prédire la macrostructure des soudures multipasses fabriquées selon le procédé à l'électrode enrobée (EE). MINA-EE constitue un modèle 2D phénoménologique de la croissance de grains, qui se base sur l'idée que la solidification dans les soudures est totalement déterministe. Il est ainsi le seul modèle qui permette d'obtenir une description réaliste de la soudure de manière totalement non destructive.

Le modèle MINA-EE exploite les informations contenues dans le cahier de soudage (ordre des passes, diamètre des électrodes, ...) afin de modéliser, sur la base de phénomènes physiques (forme des passes, directions du gradient thermique, mécanismes de solidification), la distribution spatiale de la croissance des grains. L'orientation locale est alors prévue à une échelle inférieure à celle de la passe de soudage. La prévision de la propagation ultrasonore est ensuite obtenue via ces orientations et un jeu de constantes d'élasticité ( $C_{ij}$ ) propre au métal soudé. Cette prévision peut être ainsi utilisée comme donnée d'entrée pour les procédures d'imagerie de défaut, dans le but d'améliorer la détection, la localisation et la caractérisation d'éventuels défauts des soudures.

L'objectif de ce travail de thèse est de développer un modèle similaire à MINA-EE, mais adapté au procédé de soudage TIG (MINA-TIG), qui tienne compte des aspects métallurgiques spécifiques à ce type de soudage. Nous avons montré que, dans le cas de soudure réalisées à plat, l'approche 2D, c'est-à-dire dans la section transverse de la soudure, était suffisante pour obtenir une bonne description de la macrostructure. Dans le but de répondre à cet objectif, ce manuscrit est divisé en cinq chapitres.

Les deux premiers chapitres synthétisent de manière la plus exhaustive possible l'étude bibliographique :

- Le premier chapitre détaille la propagation d'ondes ultrasonores dans les soudures et met en évidence que, puisque les phénomènes altérant le faisceau ultrasonore sont déterministes, ils pourraient être décrits par les équations de propagation et les lois d'atténuation à condition que les propriétés élastiques (direction d'élongation des grains et les valeurs des constantes d'élasticité) soient connues. Pour cela, nous rappelons tout d'abord les généralités sur la propagation d'ondes dans les milieux élastiques linéaires et homogènes. Puis nous développons une application dans un milieu homogène et orthotrope (représentatif d'une soudure où les directions d'élongation des grains sont toutes parallèles entre elles), mettant en exergue le phénomène de déviation de faisceau. Nous montrons ensuite les deux conséquences de l'hétérogénéité, la première concernant le phénomène de division du faisceau et la seconde l'atténuation par diffusion due à la présence d'hétérogénéités, comme les grains. Finalement, nous exposons les codes de simulation de propagation d'ondes ultrasonores et plus particulièrement le logiciel CIVA et le code ATHENA.



- Le deuxième chapitre vise à détailler l'ensemble des phénomènes physiques qui conditionnent les directions d'élongation des grains au sein des soudures TIG, en rappelant tout d'abord les principaux procédés de soudage à l'arc et plus spécifiquement le procédé de soudage TIG. Puis nous présentons l'influence des différents paramètres de soudage TIG sur la forme du bain de fusion d'une seule passe, forme qui joue un rôle important dans la solidification. Ensuite, nous définissons la notion de surfusion constitutionnelle et son effet sur les types de solidification, ainsi que les mécanismes de solidification pour une seule passe qui conduisent à une macrostructure fortement texturée. Enfin, la solidification dans les soudures multipasses en acier inoxydable austénitique est étudiée d'une part à partir d'analyses macrographiques de la littérature et d'autre part avec les modèles existants de description de macrostructures.
- Le troisième chapitre expose les analyses macrographiques des différentes maquettes de soudage réalisées pour les besoins de la thèse, permettant de tirer des conclusions concernant l'influence des paramètres de soudage sur les macrostructures pour le développement du modèle MINA-TIG. En premier lieu, nous définissons la géométrie des maquettes et le choix des paramètres de soudage variables et des paramètres fixés, ainsi que leurs valeurs. Puis l'étude des coupes macrographiques de la forme des passes et des directions de croissance des grains de chaque maquette est menée. Cela a permis entre autres d'identifier l'évolution des dimensions d'une passe et de la refusion verticale en fonction des paramètres de soudage variables.

Les analyses sur les macrostructures permettent de valider l'ensemble des hypothèses sur les mécanismes de solidification issues de l'étude bibliographique. Elles permettent aussi de déterminer une valeur limite d'écart angulaire entre les grains et la direction locale du gradient thermique en deçà de laquelle le mécanisme de croissance par épitaxie domine.

Ces analyses permettent de dégager quatre paramètres phénoménologiques dont trois caractérisent une seule passe (la largeur et la hauteur totale de la passe ainsi que la refusion verticale) et un caractérise l'effet multipasses (la refusion latérale).

- Le quatrième chapitre explique le modèle MINA-TIG développé et l'ensemble de ses hypothèses. Les seules données d'entrée sont les informations du cahier de soudage et des mesures issues des lignes de soudage (i.e. une seule passe déposée sur une plaque). Ainsi, les dimensions des passes ainsi que les refusions verticale et latérale sont déduites des mesures réalisées sur les lignes de soudage. Puis nous proposons une modélisation géométrique des directions du gradient thermique à partir des analyses de la macrostructure de plusieurs lignes de soudage. Enfin, les observations des coupes macrographiques des maquettes ont mis en évidence que la position de la passe dans le chanfrein a une incidence sur les directions de croissance des grains. Nous intégrons cette observation à l'aide d'un modèle thermique en conduction pure. Par ailleurs, nous détaillons les hypothèses de modélisation pour l'intégration de l'ordre des passes. Finalement, à partir de la connaissance des directions du gradient thermique, nous proposons un calcul des directions de

croissance de grains, basé également sur les observations des macrographies et sur les connaissances théoriques de la croissance de grains.

- Le cinquième chapitre étudie en deux étapes la validité du modèle MINA-TIG. La première correspond à un niveau de validation intermédiaire, pour lequel nous comparons dans un premier temps les macrostructures réelles à celles modélisées. Cependant, puisque l'objectif du modèle n'est pas de représenter parfaitement la macrostructure d'une soudure mais de prédire la propagation du faisceau ultrasonore à travers la soudure, nous comparons, dans un deuxième temps, les résultats de propagation ultrasonore simulés à partir des macrostructures réelles et modélisées à l'aide du modèle de calcul par éléments finis ATHENA. La configuration testée est en immersion, en mode transmission et en incidence normale. L'intérêt de cette phase de validation intermédiaire est de permettre d'identifier l'impact des seules erreurs de modélisation de la macrostructure sur la propagation du faisceau ultrasonore au sein des soudures.

Puis, nous exposons la deuxième étape de la validation du modèle qui correspond à la validation finale : pour cela, nous confrontons les résultats de propagation ultrasonore simulés aux résultats expérimentaux mesurés pour une configuration identique aux simulations.

Finalement, dans la conclusion, nous dressons l'ensemble des points forts du modèle innovant MINA-TIG pour le contrôle non destructif des soudures multipasses TIG, et des perspectives de recherche sont également présentées, notamment concernant l'étude de l'aspect 3D pour des positions de soudage autres qu'à plat.



# Chapitre 1 : Propagation d'ondes ultrasonores dans les milieux solides élastiques linéaires

## Sommaire

1.1. Propagation d'ondes en milieux élastiques linéaires homogènes : généralités .....	36
1.1.1. Obtention de l'équation de propagation .....	36
1.1.2. Onde plane : solution de l'équation de propagation d'ondes .....	39
1.1.3. Notion de vitesse de phase et d'énergie .....	41
1.2. Cas homogène et orthotrope, application à une soudure .....	42
1.2.1. Hypothèse d'orthotropie des soudures homogènes .....	42
1.2.2. Vitesses de phase et angle de déviation $\Delta$ des ondes QL, QT <sub>v</sub> et QT <sub>H</sub> .....	44
1.2.3. Effets de déformation du faisceau .....	47
1.3. Propagation d'ondes ultrasonores dans une soudure « réelle » : conséquences .....	49
1.3.1. Division du faisceau ultrasonore au sein des soudures .....	49
1.3.2. Atténuation par diffusion .....	50
1.4. Modèles de propagation ultrasonore .....	53
1.5. Bilan .....	56

Une soudure multipasses en acier inoxydable austénitique présente une macrostructure fortement texturée : les grains croissent cristallographiquement dans une direction préférentielle (définition de la texture cristallographique) et forment des grains colonnaires dans cette même direction (définition de la texture morphologique). La dimension de ces grains colonnaires suivant la direction d'élongation est de l'ordre de plusieurs millimètres et suivant la direction transverse de l'ordre du dixième de millimètre. En conséquence cette typologie de soudure est un milieu à la fois anisotrope (texture) et hétérogène (direction de croissance des grains différente selon les zones de la soudure).

Dans ce chapitre nous nous intéressons à la propagation d'ondes ultrasonores au sein de ces soudures.

Pour cela, la partie 1.1 détaille la théorie sur la propagation d'ondes ultrasonores au sein des milieux élastiques linéaires homogènes isotropes ou anisotropes. La partie 1.2 met en lumière les phénomènes spécifiques de propagation d'ondes au sein de métal soudé homogènes et orthotropes. La partie 1.3 explique deux conséquences de l'hétérogénéité d'un milieu sur la propagation des ondes qui sont le phénomène de division de faisceau dans le cas où le milieu est une soudure « réelle » et l'atténuation par diffusion. La partie 1.4 présente les principaux codes de calcul pour la simulation de la propagation des ondes. Enfin la partie 1.5 expose le bilan de ce chapitre.

## **1.1. Propagation d'ondes en milieux élastiques linéaires homogènes : généralités**

### 1.1.1. Obtention de l'équation de propagation

Soit un solide homogène et isotrope, traversé par une onde mécanique. Il est localement en mouvement. Le vecteur  $\vec{u}$  représente le champ de déplacement de composantes  $u_i$  ( $i = 1, 2$  ou  $3$ ) en chaque point matériel  $M$  du solide de coordonnées  $(x_1, x_2, x_3)$  dans le repère cartésien  $\mathcal{R} = (O, \vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$ , qui varie au cours de temps :  $u_i = u_i(M, t)$ . La Figure 1-1 illustre les deux modes de propagation d'ondes au sein de ce solide. Le premier mode est nommé longitudinal car sa direction de polarisation (direction de déplacement de la matière) est colinéaire à la direction de propagation (ondes longitudinales (L) ou de compression, Figure 1-1.a). Le second mode est nommé transversal car sa direction de polarisation est orthogonale à la direction de propagation (ondes de transversales (T) ou de cisaillement, Figure 1-1.b).

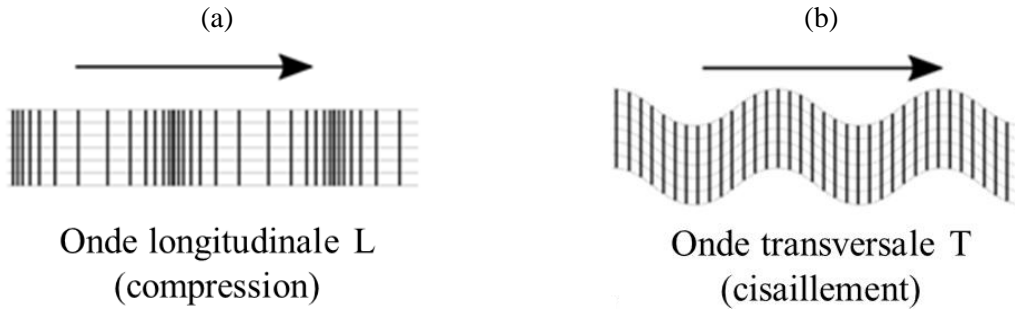


Figure 1-1 : Directions de propagation et de polarisation dans un milieu homogène et isotrope des ondes longitudinales L (a) et transversales T (b).

Les équations du mouvement résultent de la relation fondamentale de la dynamique écrite sous forme indicielle sur chaque axe  $\vec{e}_i$  ( $i = 1, 2, 3$ ) du repère cartésien  $\mathfrak{R}$  de travail, dont le formalisme faible est :

$$\int_V \rho \cdot \frac{\partial^2 u_i(M, t)}{\partial t^2} \cdot dV = \int_V \left( \frac{\partial \sigma_{ij}(M, t)}{\partial x_j} + f_i(M, t) \right) \cdot dV \quad 1.1$$

où pour un point matériel M de coordonnées  $(x_1, x_2, x_3)$ ,  $u_i(M, t)$  sont les composantes du champ de déplacement  $\vec{u}$ ,  $\sigma_{ij}(M, t)$  sont les composantes du champ de contrainte interne  $\vec{\sigma}$ ,  $f_i(M, t)$  sont les composantes de la densité de force par unité de volume  $\vec{f}$ ,  $\rho$  la masse volumique du solide et  $dV$  un volume élémentaire du solide.

Ces équations écrites selon la formulation locale (forte) définissent l'équation fondamentale de l'élastodynamique des milieux solides continus :

$$\rho \cdot \frac{\partial^2 u_i(M, t)}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma_{ij}(M, t)}{\partial x_j} \quad 1.2$$

Dans le cas d'oscillations autour de la position d'équilibre statique, toutes les actions de densité de force par unité de volume indépendantes du temps telles que le champ de pesanteur n'interviennent plus. Dans notre application, il n'y a aucune densité de force par unité qui dépende du temps.

Par ailleurs, dans un solide élastique, sous l'hypothèse des petites déformations, le comportement élastique est caractérisé par une relation linéaire entre contraintes et déformations, qui peut être décrite par le terme du premier ordre du développement de Taylor (Royer et Dieulesaint 1996) :

$$\sigma_{ij}(\varepsilon_{kl}) = \sigma_{ij}(0) + \left( \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial \varepsilon_{kl}} \right)_{\varepsilon_{kl}=0} \cdot \varepsilon_{kl} + o(\varepsilon_{kl}) \quad 1.3$$

avec  $\sigma_{ij}(0) = 0$  et en posant  $C_{ijkl} = \left( \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial \varepsilon_{kl}} \right)_{\varepsilon_{kl}=0}$ , où les coefficients  $C_{ijkl}$  sont les composantes d'un tenseur de rang 4 appelé tenseur d'élasticité où  $i, j, k, l = (1, 2, 3)$ , conduisant à la loi de proportionnalité entre les tenseurs de rang 2 contraintes  $\vec{\sigma}$  et déformations  $\vec{\varepsilon}$ .

Cette loi de proportionnalité se nomme la loi de Hooke, écrite ici selon la notation d'Einstein :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl} \quad 1.4$$

La particularité de ces tenseurs est d'être symétriques :  $\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$ ,  $\varepsilon_{kl} = \varepsilon_{lk}$  et  $C_{ijkl} = C_{jikl} = C_{ijlk}$ .

Le tenseur d'élasticité caractérise les propriétés élastiques du matériau qui sont intrinsèques à la matière. Selon l'anisotropie du matériau, ce tenseur est composé au maximum de 21 coefficients indépendants (matériau triclinique). Physiquement, l'anisotropie du matériau est liée à sa structure (i.e. structure des cristaux).

Par exemple dans le cas de matériaux métalliques polycristallins, chaque grain est un monocristal et est donc anisotrope. Si les grains sont aléatoirement orientés, le comportement élastique à l'échelle macroscopique est isotrope. A l'inverse, si le matériau est texturé (grains alignés) le comportement élastique est anisotrope.

Par conséquent, le comportement élastique résulte du caractère aléatoire ou non des orientations des grains qui peut être influencé par le procédé d'obtention : par déformation plastique (le laminage, le filage, le forgeage, ...) ou par fusion (le moulage, le soudage, ...).

Dans le cas de milieux isotropes, ce tenseur est composé de 2 coefficients indépendants, quelle que soit la base d'expression de ce tenseur. Les valeurs des coefficients seront identiques : ce sont les coefficients de Lamé  $\lambda$  et  $\mu$ , liés à E et  $\nu$  qui sont respectivement le module de Young et le coefficient de Poisson.

A l'inverse, dans le cas de milieux anisotropes, ce tenseur est composé a minima de 3 coefficients indépendants dans sa base principale (i.e. plans principaux parallèles aux plans de symétrie). En effet, un solide homogène anisotrope en général à l'échelle macroscopique peut être : isotrope-transverse (5), orthotrope (9), monoclinique (13) ou triclinique (21, ne possédant pas de plans de symétries), où le nombre de coefficients indépendants est indiqué entre parenthèses. Dans ce cas, les valeurs non nulles des coefficients sont dépendantes de la base d'expression.

Comme le tenseur des déformations est égal au gradient de déplacement :  $\varepsilon_{kl} = \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{\partial u_k}{\partial x_l} + \frac{\partial u_l}{\partial x_k} \right)$ , la loi de Hooke (équation 1.4) peut s'exprimer en fonction des déplacements :

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{2} \cdot C_{ijkl} \cdot \frac{\partial u_k}{\partial x_l} + \frac{1}{2} \cdot C_{ijlk} \cdot \frac{\partial u_l}{\partial x_k} \quad 1.5$$

En raison des symétries du tenseur d'élasticité  $C_{ijkl} = C_{ijlk}$  et du tenseur de déformation  $\frac{\partial u_k}{\partial x_l} = \frac{\partial u_l}{\partial x_k}$ , on obtient l'expression suivante :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \frac{\partial u_l}{\partial x_k} \quad 1.6$$

Ainsi, la loi fondamentale de l'élastodynamique (équation 1.2) qui traduit l'équation de propagation d'ondes s'écrit :

$$\rho \cdot \frac{\partial^2 u_i(M, t)}{\partial t^2} = C_{ijkl} \frac{\partial^2 u_l(M, t)}{\partial x_j \partial x_k} \quad 1.7$$

### 1.1.2. Onde plane : solution de l'équation de propagation d'ondes

L'une des solutions de l'équation 1.7 est une onde plane progressive se propageant dans la direction définie par le vecteur unitaire  $\vec{n}(n_1, n_2, n_3)$  où les indices  $i$  et  $j$  prennent pour valeurs (1, 2 et 3) :

$$u_i(M, t) = {}^\circ u_i \cdot F \left( t - \frac{\vec{x} \cdot \vec{n}}{V_\phi} \right) = {}^\circ u_i \cdot F \left( t - \frac{x_j \cdot n_j}{V_\phi} \right) \quad 1.8$$

où  ${}^\circ u_i$  est composante de la direction de polarisation de l'onde ( $\vec{{}^\circ u}$ ) selon  $\vec{e}_i$ ,  $\vec{n}$  est la direction de propagation de l'onde, perpendiculaire au plan d'onde d'équation  $\vec{x} \cdot \vec{n} = Cte$ ,  $V_\phi$  est la vitesse de phase de l'onde portée par le vecteur  $\vec{n}$  et  $F$  est une fonction périodique. Afin de calculer la vitesse de phase et la direction de polarisation, la forme de la solution générale de l'équation d'onde est intégrée dans l'équation 1.7 :

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 u_i(M, t)}{\partial t^2} &= {}^\circ u_i \cdot F'' \left( t - \frac{x_j \cdot n_j}{V_\phi} \right) \\ \frac{\partial^2 u_l(M, t)}{\partial x_j \partial x_k} &= {}^\circ u_l \cdot \frac{n_j \cdot n_k}{V_\phi^2} \cdot F'' \left( t - \frac{x_j \cdot n_j}{V_\phi} \right) \end{aligned} \quad 1.9$$

$$\text{et donc : } \rho \cdot {}^\circ u_i \cdot F'' \left( t - \frac{x_j \cdot n_j}{V_\phi} \right) = C_{ijkl} \cdot {}^\circ u_l \cdot \frac{n_j \cdot n_k}{V_\phi^2} \cdot F'' \left( t - \frac{x_j \cdot n_j}{V_\phi} \right)$$

où  $F''$  est la dérivée seconde de la fonction  $F$ .

Il en résulte l'équation 1.10, appelée équation de Christoffel (Royer et Dieulesaint 1996) :

$$\rho \cdot V_\phi^2 \cdot {}^\circ u_i = C_{ijkl} \cdot n_j \cdot n_k \cdot {}^\circ u_l$$

$$\text{et en posant } \Gamma_{il} = C_{ijkl} \cdot n_j \cdot n_k : \quad 1.10$$

$$\Gamma_{il} \cdot {}^\circ u_l = \rho \cdot V_\phi^2 \cdot {}^\circ u_i$$

où  $\bar{\Gamma}$  est le tenseur de Christoffel.

Cette équation montre que la polarisation  $\vec{{}^\circ u}$  est un vecteur propre du tenseur  $\bar{\Gamma}$  avec comme valeur propre  $\Lambda = \rho \cdot V_\phi^2$ . Le tenseur de Christoffel étant symétrique, les valeurs propres de ce tenseur sont réelles et positives, et ses vecteurs propres sont orthogonaux.



Dans le cas des milieux isotropes, seules deux solutions existent, donc deux vecteurs de polarisation (Figure 1-2.a). L'onde de polarisation  $\vec{u}_L$  qui est colinéaire à la direction de propagation  $\vec{n}$  est l'onde longitudinale (L) et l'onde de polarisation  $\vec{u}_T$  qui est orthogonale à la direction de propagation est l'onde transversale (T).

Ainsi, pour ces milieux, la direction de polarisation des ondes L ( $\vec{u}_L$ ) est toujours colinéaire à  $\vec{n}$  conduisant à des modes qualifiés de « purs ». En revanche, ce n'est pas toujours le cas pour les milieux anisotropes.

Dans le cas de propagation d'ondes planes dans un cristal anisotrope se propageant suivant une même direction  $\vec{n}$ , il y a trois vitesses de phase qui sont les racines du polynôme caractéristique du tenseur de Christoffel :

$$|\Gamma_{il} - \rho \cdot V_\phi^2 \cdot \delta_{il}| = 0 \quad 1.11$$

A chaque vitesse de phase  $V_\phi$  correspond un vecteur propre  $\vec{u}$  qui définit la direction de polarisation de l'onde c'est-à-dire la direction de déplacement de la matière.

En effet, la Figure 1-2.b représente les directions de polarisation des trois ondes dans les milieux anisotropes. L'onde dont la polarisation  $\vec{u}_{QL}$  est la plus proche du vecteur  $\vec{n}$  est appelée onde quasi-longitudinale (QL). Sa vitesse est supérieure aux deux autres ondes de polarisation  $\vec{u}_{QTV}$  appelée quasi-transversale verticale (QTV) et  $\vec{u}_{QTH}$  appelée quasi-transversale horizontale (QTH). Les trois vecteurs de polarisation sont mutuellement perpendiculaires.

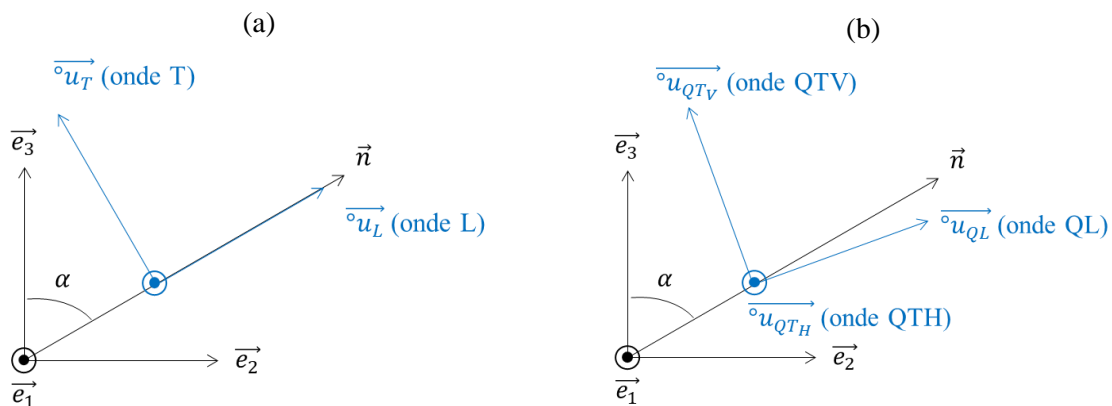


Figure 1-2 : Caractéristiques des ondes solutions de l'équation de propagation dans le plan principal ( $\vec{e}_2, \vec{e}_3$ ) dans un milieu homogène isotrope (a) et dans un milieu homogène anisotrope (b).

### 1.1.3. Notion de vitesse de phase et d'énergie

Dans cette partie, nous définissons les vecteurs de vitesse de phase et d'énergie et les liens entre ces deux vecteurs.

La norme du vecteur vitesse de phase ( $\vec{V}_\phi = \|\vec{V}_\phi\| \cdot \vec{n}$ ) d'une onde polarisée suivant le vecteur  $\vec{u}$  correspond à la vitesse à laquelle les plans d'onde se déplacent dans la direction de propagation  $\vec{n}$ . De manière générale, la valeur scalaire de la vitesse de phase est notée  $V_\phi$ . La vitesse de phase dépend à la fois de la fréquence (si le milieu est dispersif) et de la direction de propagation (si le milieu est anisotrope).

Dans le cas où le milieu est non dispersif et anisotrope, l'expression générale analytique de la norme de la vitesse de phase est définie par l'équation 1.11.

La norme du vecteur vitesse d'énergie ( $\vec{V}_e$ ) correspond à la vitesse de propagation des ondes dans la direction de transport de l'énergie (i.e. direction « réelle » du faisceau ultrasonore).

Les vecteurs vitesses de phase et d'énergie sont propres à chaque onde et dépendent de la direction de propagation si le milieu est anisotrope.

L'expression analytique du vecteur vitesse d'énergie  $\vec{V}_e$  est obtenue par le rapport entre le vecteur de Poynting et la densité d'énergie par unité de volume (Royer et Dieulesaint 1996) :

$$V_{e_i} = \frac{C_{ijkl} \cdot u_j \cdot u_l \cdot n_k}{\rho \cdot u_i^2 \cdot V_\phi}, \text{ avec } \vec{V}_e = V_{e_1} \cdot \vec{e}_1 + V_{e_2} \cdot \vec{e}_2 + V_{e_3} \cdot \vec{e}_3 \quad 1.12$$

La projection du vecteur vitesse d'énergie ( $\vec{V}_e$ ) sur la direction de propagation ( $\vec{n}$ ) est égale à la norme de la vitesse de phase ( $V_\phi$ ). Cette projection fait apparaître l'angle de déviation  $\Delta$  (cf. Figure 1-3) mettant en évidence que la direction réelle de propagation du faisceau (portée par  $\vec{V}_e$ ) n'est pas nécessairement colinéaire à la direction de propagation des ondes (portée par  $\vec{n}$ ). Le vecteur vitesse d'énergie est « dévié » par rapport au vecteur vitesse de phase d'un angle  $\Delta$ .

$$V_\phi = \vec{V}_e \cdot \vec{n} = \|\vec{V}_e\| \cdot |\cos(\Delta)| \quad 1.13$$

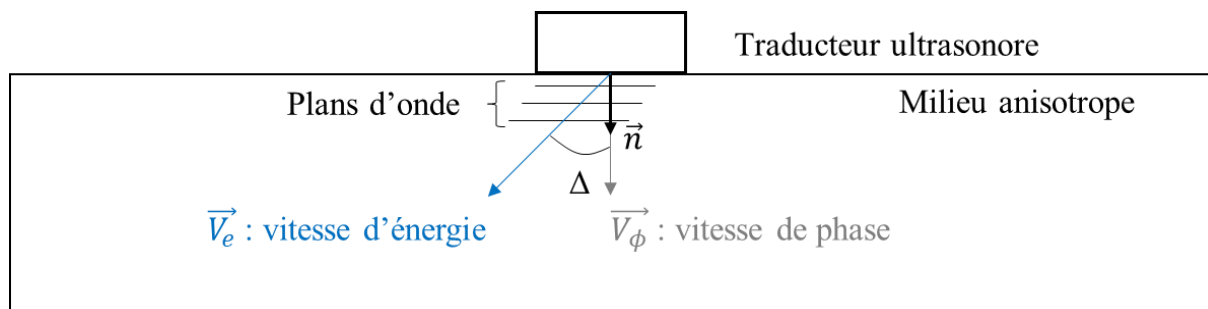


Figure 1-3 : Illustration des vitesses de phase et d'énergie ainsi que de l'angle de déviation  $\Delta$ .

Par conséquent, l'angle de déviation  $\Delta$  des trois modes de polarisation par rapport à la direction de propagation est calculé de la manière suivante :

$$\Delta = \cos^{-1} \left( \frac{\vec{V}_e \cdot \vec{n}}{\|\vec{V}_e\|} \right) \quad 1.14$$

Si le milieu est isotrope, les vecteurs vitesses de phase et d'énergie ne dépendent pas de la direction de propagation et sont colinéaires conduisant à une déviation des ondes nulle ( $\Delta = 0$ ).

Pour conclure, dans le cas de milieux non dispersifs, si le milieu est isotrope, le vecteur vitesse de phase est colinéaire au vecteur vitesse d'énergie et leurs normes sont égales quelle que soit la direction de propagation, conduisant à une déviation nulle. Tandis que, si le milieu est anisotrope, les vecteurs vitesses de phase et d'énergie dépendent de la direction de propagation et ne sont pas nécessairement colinéaires, induisant des phénomènes de déviation de l'onde.

## 1.2. Cas homogène et orthotrope, application à une soudure

Cette partie présente les variations de la norme de la vitesse de phase ( $V_\phi$ ) et de l'angle de déviation ( $\Delta$ ) théoriques dans une zone homogène et orthotrope d'une soudure, qui est représentative des soudures étudiées. Le terme homogène définit le fait que les directions d'élongation des grains sont parallèles entre elles.

### 1.2.1. Hypothèse d'orthotropie des soudures homogènes

Concernant l'anisotropie du milieu dans le cas des soudures, (Chassignole 2000) a étudié une partie homogène d'une soudure multipasses en acier inoxydable austénitique réalisée à l'électrode enrobée.

Il a montré, par une analyse par diffraction de rayons X, que l'axe d'élongation des grains est parallèle à une direction cristallographique  $\langle 100 \rangle$  et, par conséquent, la texture morphologique correspond à la texture cristallographique qui est responsable de l'anisotropie de la soudure. Dans le cas des matériaux métalliques de structure cristallographique cubique à face centrée (tels que les aciers inoxydables austénitiques) ou cubique centré, les directions de croissance privilégiées sont les normales aux facettes du cube (i.e. direction  $\langle 100 \rangle$ ) (Kou 2002).

De plus, il a aussi prouvé que le comportement élastique est caractérisé par une symétrie orthotrope. Ce qui a été confirmé par (Ploix 2006) qui a réalisé des mesures EBSD (Electron BackScattered Diffraction, principe de la mesure : (Baudin et al. 2015)) sur une de ces soudures, permettant d'apprécier la texture cristallographique au travers de figures de pôles (Figure 1-4).

En effet, ce type de figure permet de mettre en exergue trois directions de croissance cristallographique privilégiées, la première étant l'axe des fibres qui est la direction d'élongation des grains et les 2 autres directions qui sont dans le plan perpendiculaire à la première. Par conséquent, cette figure de pôle est caractéristique d'une symétrie orthotrope. Toutefois, il est observé que les deux autres directions privilégiées sont peu marquées et sont de densité relativement similaire au reste du contour de la figure de pôle. Par conséquent le matériau est proche d'une symétrie isotrope transverse où dans ce cas le plan perpendiculaire aux fibres est isotrope.

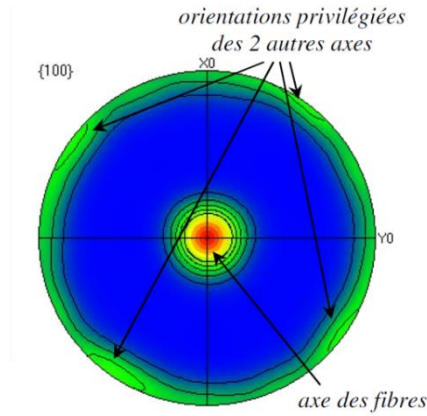


Figure 1-4 : Figure de pôles expérimentale associée au plan {100} (Ploix 2006).

Remarque : la plupart des auteurs (Langenberg et al. 2000; Ogilvy 1985; Spies 1994; Fan et Lowe 2012) font l'hypothèse de symétrie isotrope transverse.

Dans notre cas, pour la suite de ces travaux, nous considérons une symétrie orthotrope.

De manière générale, les coefficients d'élasticité sont donnés dans un tenseur d'ordre 2 ( $C_{mn}$ , équation 1.15) qui est liée au tenseur d'ordre 4 ( $C_{ijkl}$ , équation 1.4). Pour cela, la notation de Voigt est utilisée, qui présente la loi de Hooke sous la forme de deux tenseurs d'ordre 1 (tenseurs de contrainte  $\bar{\sigma}$  et de déformation  $\bar{\varepsilon}$ ) et d'un tenseur d'ordre 2 (tenseur d'élasticité  $\bar{C}$ ) où  $m$  et  $n$  varient de 1 à 6 :

$$\sigma_m = C_{mn} \cdot \varepsilon_n$$

Avec  $\sigma_m = \sigma_{mm}$  pour  $m = (1, 2 \text{ et } 3)$ ,  $\sigma_4 = \sigma_{23}$ ,  $\sigma_5 = \sigma_{13}$  et  $\sigma_6 = \sigma_{12}$

$\varepsilon_m = \varepsilon_{mm}$  pour  $m = (1, 2 \text{ et } 3)$ ,  $\varepsilon_4 = \varepsilon_{23}$ ,  $\varepsilon_5 = \varepsilon_{13}$  et  $\varepsilon_6 = \varepsilon_{12}$

Condition de symétrie du tenseur d'ordre 2 :  $C_{mn} = C_{nm} \forall m \neq n$

1.15

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{14} & C_{24} & C_{34} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{15} & C_{25} & C_{35} & C_{45} & C_{55} & C_{56} \\ C_{16} & C_{26} & C_{36} & C_{46} & C_{56} & C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ 2 \cdot \varepsilon_4 \\ 2 \cdot \varepsilon_5 \\ 2 \cdot \varepsilon_6 \end{bmatrix}$$

Le passage d'un tenseur d'ordre 4 ( $C_{ijkl}$ ) à un ordre 2 ( $C_{mn}$ ) est réalisé selon la méthode suivante :

<b>ij ou (kl)</b>	11	22	33	23	13	12
<b>m ou n</b>	1	2	3	4	5	6

Tableau 1-1 : Contraction d'indices : passage du tenseur d'élasticité d'ordre 4 à un ordre 2 (notation de Voigt).

Pour un milieu homogène et orthotrope, le tenseur d'élasticité exprimé dans sa base principale, ici supposée confondue avec la base orthonormée  $(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$  définie précédemment, est constitué de 9 composantes indépendantes :

$$\bar{\bar{C}} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \quad 1.16$$

Les valeurs de ces coefficients d'élasticité utilisées (Tableau 1-2) pour la suite de ces travaux sont issues des travaux de (Chassignole 2000), où dans ce cas  $\vec{e}_3$  correspond à la direction d'élongation des grains.

$C_{11}$	$C_{22}$	$C_{33}$	$C_{12}$	$C_{13}$	$C_{23}$	$C_{44}$	$C_{55}$	$C_{66}$
227	244	218	109	140	146	107	119	80

Tableau 1-2 : Valeurs des coefficients d'élasticité (en GPa) mesurées sur une soudure réalisée à l'électrode enrobée.

### 1.2.2. Vitesses de phase et angle de déviation $\Delta$ des ondes QL, QT<sub>V</sub> et QT<sub>H</sub>

Soit une onde plane élastique se propageant dans le plan principal  $(\vec{e}_2, \vec{e}_3)$ , la direction de propagation  $\vec{n}$  est illustrée par la Figure 1-5 ( $\vec{n} = (0, \sin(\alpha), \cos(\alpha))$ ,  $\alpha \in [0, 2\pi]$ ), où  $\alpha$  est l'angle entre la direction d'élongation du grain (colinéaire à l'axe principal  $\vec{e}_3$ ) et la direction de propagation.

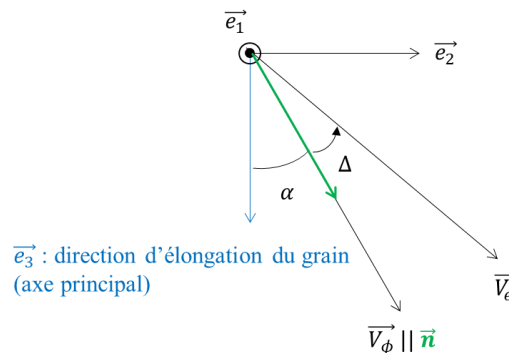


Figure 1-5 : Illustration du repère exploité représentant la propagation d'une onde dans le plan  $(\vec{e}_2, \vec{e}_3)$ .

Le tenseur de Christoffel ( $\bar{\Gamma}$ ) est calculé à partir de la relation  $\Gamma_{il} = C_{ijkl} \cdot n_j \cdot n_k$  :

$$\bar{\Gamma} = \begin{bmatrix} C_{66} \sin^2 \alpha + C_{55} \cos^2 \alpha & 0 & 0 \\ 0 & C_{22} \sin^2 \alpha + C_{44} \cos^2 \alpha & (C_{23} + C_{44}) \sin \alpha \cos \alpha \\ 0 & (C_{23} + C_{44}) \sin \alpha \cos \alpha & C_{44} \sin^2 \alpha + C_{33} \cos^2 \alpha \end{bmatrix} \quad 1.17$$

Le calcul des valeurs propres et des vecteurs propres du tenseur de Christoffel permet de déterminer respectivement les vitesses de phases  $V_\phi$  et les directions de polarisation  $\vec{u}$  de chacune des trois ondes (QL, QT<sub>v</sub>, QT<sub>H</sub>).

Les trois vitesses de phase des trois ondes sont obtenues en calculant les valeurs propres du tenseur de Christoffel (équations 1.17) :

$$\det(\bar{\Gamma} - \Lambda \cdot \bar{I}) = 0$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \Lambda_1 = \Gamma_{11} \\ \Lambda_2 = \frac{1}{2} \cdot (\Gamma_{22} + \Gamma_{33} - \sqrt{(\Gamma_{22} - \Gamma_{33})^2 + 4 \cdot \Gamma_{23}}) \\ \Lambda_3 = \frac{1}{2} \cdot (\Gamma_{22} + \Gamma_{33} + \sqrt{(\Gamma_{22} - \Gamma_{33})^2 + 4 \cdot \Gamma_{23}}) \end{array} \right\} \rightarrow \left\{ \begin{array}{l} V_{\phi_{QT_H}} = \sqrt{\frac{\Lambda_1}{\rho}} \\ V_{\phi_{QT_v}} = \sqrt{\frac{\Lambda_2}{\rho}} \\ V_{\phi_{QL}} = \sqrt{\frac{\Lambda_3}{\rho}} \end{array} \right. \quad 1.18$$

Les directions de polarisations de ces trois ondes sont les vecteurs propres du tenseur de Christoffel :

$$(\bar{\Gamma} - \Lambda \cdot \bar{I}) \cdot \vec{u} = 0$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \vec{u}_{QT_H} = (1, 0, 0) \\ \vec{u}_{QT_v} = \left( 0, \frac{\frac{\Lambda_2 - \Gamma_{33}}{\Gamma_{23}}}{\sqrt{\left(1 + \frac{(\Lambda_2 - \Gamma_{33})^2}{\Gamma_{23}^2}\right)}}, \frac{1}{\sqrt{\left(1 + \frac{(\Lambda_2 - \Gamma_{33})^2}{\Gamma_{23}^2}\right)}} \right) \\ \vec{u}_{QL} = \left( 0, \frac{\frac{\Lambda_3 - \Gamma_{33}}{\Gamma_{23}}}{\sqrt{\left(1 + \frac{(\Lambda_3 - \Gamma_{33})^2}{\Gamma_{23}^2}\right)}}, \frac{1}{\sqrt{\left(1 + \frac{(\Lambda_3 - \Gamma_{33})^2}{\Gamma_{23}^2}\right)}} \right) \end{array} \right. \quad 1.19$$

Les équations 1.18 et 1.19 mettent en évidence que les vitesses de phase et d'énergie des trois ondes dépendent de l'angle  $\alpha$ . Dans le but d'illustrer la propagation des ondes élastiques dans un milieu homogène et orthotrope, les surfaces des lenteurs des trois ondes planes sont tracées sur la Figure 1-6.a

dans le plan  $(\vec{e}_2, \vec{e}_3)$  à partir des coefficients d'élasticité donnés dans le Tableau 1-2. La surface des lenteurs est le lieu des extrémités du vecteur  $\frac{\vec{n}}{V_\phi}$  depuis l'origine du repère (Royer et Dieulesaint 1996).

Ces surfaces permettent de fournir, en plus de la vitesse de phase, la direction du transport d'énergie (i.e. la direction de la vitesse d'énergie). En effet, il est démontré que la direction de la vitesse d'énergie est en tout point normale à la surface des lenteurs (Royer et Dieulesaint 1996).

La Figure 1-6.b montre l'évolution de l'angle  $\Delta$  (équation 1.14) en fonction de l'angle  $\alpha$  pour les trois modes de polarisation, qui caractérise la déviation de la vitesse d'énergie par rapport à la vitesse de phase. Les ondes  $QT_V$  sont fortement influencées par l'anisotropie du matériau, en effet la déviation  $\Delta$  maximale atteint jusqu'à  $42^\circ$  pour un angle  $\alpha$  de  $25^\circ$ . (Ogilvy 1988) a montré que ces ondes ne doivent pas être utilisées dans le cadre de contrôle de soudures à cause de leur forte sensibilité à l'anisotropie. Alors que les ondes  $QT_H$  sont les moins influencées. Toutefois, les capteurs conventionnels (ou du commerce) ne permettent pas de générer des ondes  $QT_H$ . De manière générale, les ondes QL sont celles utilisées pour le contrôle.

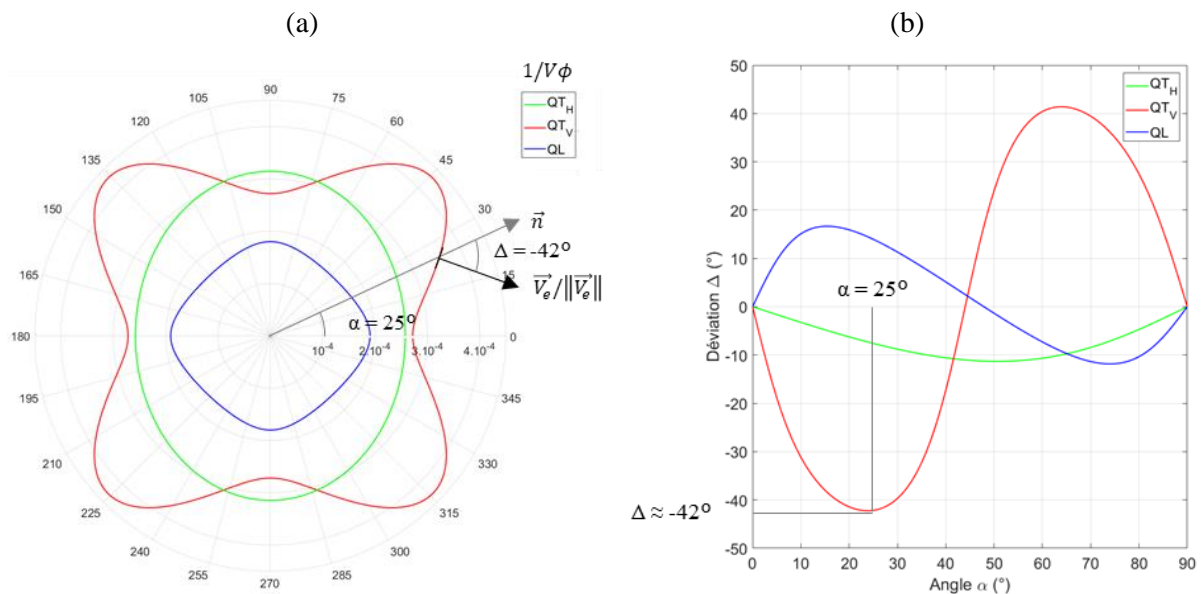


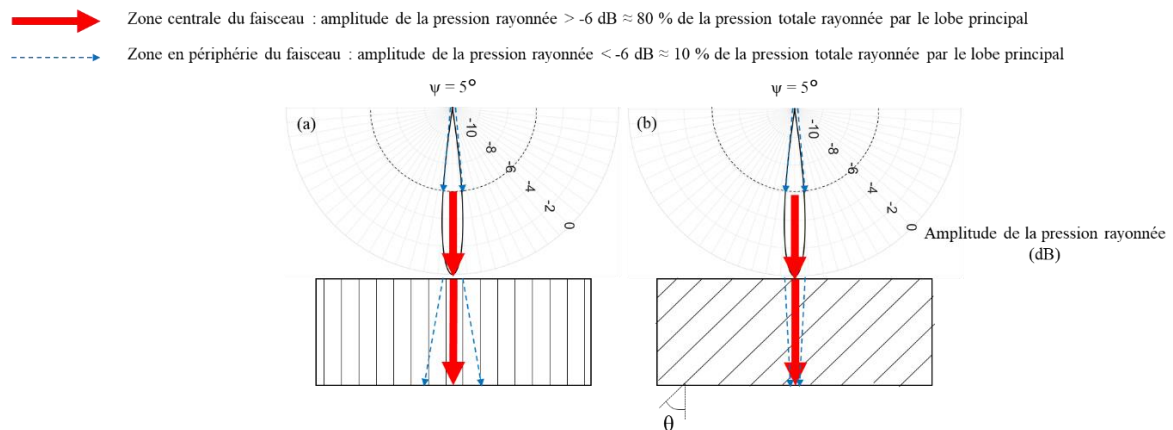
Figure 1-6 : Surface des lenteurs (a) et angle de déviation  $\Delta$  de la vitesse d'énergie par rapport à la vitesse de phase (b) en fonction de la direction de propagation pour les trois modes de polarisation, où les coefficients d'élasticité utilisés sont donnés dans le Tableau 1-2.

## 1.2.3. Effets de déformation du faisceau

Une conséquence supplémentaire du phénomène de déviation est la déformation du faisceau (focalisation ou défocalisation) lors de sa propagation au sein du milieu anisotrope, ce qui conduit à une variation de la largeur du faisceau. (Edelmann 1986) expose que le phénomène de déformation du faisceau est directement lié au phénomène de déviation du faisceau.

Comme le montre la Figure 1-6.b, dans le cas de la propagation des ondes QL et pour une direction de propagation  $\alpha$  de  $48^\circ$ , la déviation des ondes est nulle ( $0^\circ$ ). En raison du demi-angle d'ouverture du lobe principal  $\psi$  du faisceau (i.e. la divergence du faisceau), la déviation des ondes dont la direction de propagation est de  $\alpha - \psi$  est positive, ce qui aura tendance à les « rapprocher » de l'axe central du faisceau. De même pour les ondes dont la direction de propagation est  $\alpha + \psi$  (la déviation est négative). Ceci traduit un phénomène de déformation du faisceau qui pour cette direction et cette polarisation aura tendance à le focaliser (cf. Figure 1-7.b). Au contraire, pour le même angle de direction de propagation pour les ondes  $QT_V$ , un phénomène de défocalisation du faisceau est observé.

La Figure 1-7 met en évidence le phénomène de déformation de faisceau pour les ondes QL en tenant compte des variations d'amplitudes de pression rayonnée au sein du lobe principal (les lobes secondaires ne sont pas représentés), avec une demi-ouverture du faisceau  $\psi = 5^\circ$ , pour deux directions d'élongation des grains différentes ( $\theta = 0^\circ$  et  $\theta = 48^\circ$ ) et une direction de propagation  $\alpha$  nulle pour les deux cas.



Direction d'élongation des grains ( $\theta$ )	$0^\circ$	$48^\circ$
Angle de déviation	$0^\circ$ (minimum)	$0^\circ$ (minimum)
Déformation du faisceau	Maximale : défocalisation	Maximale : focalisation
Vitesse de propagation	5253 m/s	6102 m/s

Figure 1-7 : Effet de déformation du faisceau pour deux directions d'élongation des grains différentes ( $\theta = 0^\circ$  et  $\theta = 48^\circ$ ) dans le cas des ondes QL avec une direction de propagation  $\alpha$  nulle pour les deux cas et une demi-ouverture du faisceau  $\psi = 5^\circ$ .



Toutefois, cet effet est à relativiser avec l'exemple de diagramme de rayonnement (Figure 1-8) qui est composé d'un lobe principal et de lobes secondaires.

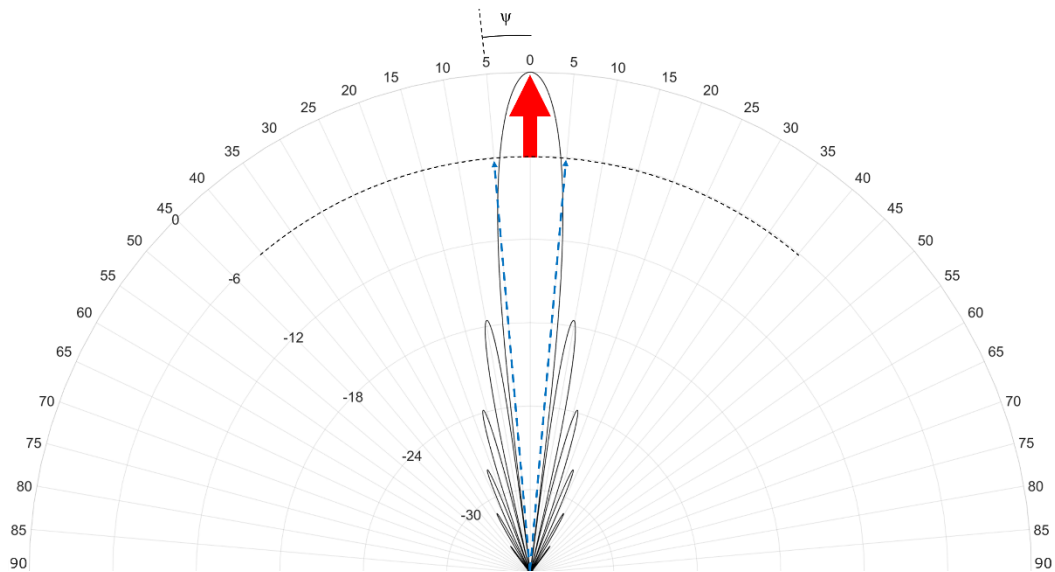


Figure 1-8 : Exemple de diagramme de rayonnement théorique pour un transducteur circulaire de diamètre 1/4" dans l'eau (célérité des ondes  $L = 1480$  m/s) avec un demi-angle d'ouverture  $\psi = 5^\circ$  à -6 dB.

L'amplitude maximale de pression rayonnée par le premier lobe secondaire est de 0.133 fois celle du lobe principal (soit -17.5 dB), ainsi les lobes secondaires sont négligeables. Généralement, le diamètre des transducteurs mono élément circulaires est de l'ordre de la dizaine de millimètres et les fréquences sont de l'ordre du MHz. Par conséquent, le rayonnement de ces transducteurs présente une forte directivité conduisant à des variations d'amplitude de pression rayonnée au sein du lobe principal importantes. En effet, comme il est représenté sur cette figure, l'amplitude de pression rayonnée du faisceau est maximale au niveau de la zone centrale (flèche rouge) et est divisée par deux (-6 dB) sur les zones en périphérie (flèches bleues). Ainsi, les amplitudes de pression rayonnée dont les angles d'incidence sont  $\alpha + \psi$  et  $\alpha - \psi$  induite par la divergence du faisceau sont faibles.

Dans cette partie nous avons détaillé la théorie sur la propagation d'ondes ultrasonores au sein de milieux homogènes isotropes ou anisotropes. Nous avons montré au travers d'une application sur une soudure homogène et orthotrope, que la propagation des ondes est fortement perturbée : phénomènes de déviation et de déformation de faisceau rendant le diagnostic difficile ou même erroné.

Néanmoins, les phénomènes de propagation d'ondes sont bien décrits au sein de ces milieux par les équations de Christoffel, à condition que les propriétés élastiques (direction d'élongation des grains et les valeurs des constantes d'élasticité) soient bien connues.

En effet, les récents travaux de (Gueudré et al. 2019) ont permis de montrer que l'incertitude de mesure sur les coefficients d'élasticité ( $C_{mn}$ ) a une influence non négligeable sur la modélisation de la propagation des ondes. Ainsi, ils ont prouvé qu'il est primordial d'avoir une connaissance fine de ces propriétés, c'est-à-dire de minimiser au mieux les incertitudes de mesures.

Au sein d'une soudure « réelle », les directions de croissance des grains sont différentes selon les zones de la soudure, ainsi le milieu est à la fois anisotrope et hétérogène. Dans la suite de ce chapitre, nous développons deux conséquences de la présence d'un milieu hétérogène sur la propagation des ondes.

### 1.3. Propagation d'ondes ultrasonores dans une soudure « réelle » : conséquences

#### 1.3.1. Division du faisceau ultrasonore au sein des soudures

Nous nous intéressons au cas d'une soudure multipasses qui est à la fois hétérogène (les directions de croissance des grains varient au sein de la soudure) et orthotrope (texture cristallographique, §1.2.1).

Dans ce cas, la direction de croissance des grains varie au sein de la soudure (illustration : flèches orange, Figure 1-9) le long du parcours du faisceau ultrasonore (la flèche bleue schématise une direction de propagation du faisceau ultrasonore, Figure 1-9).

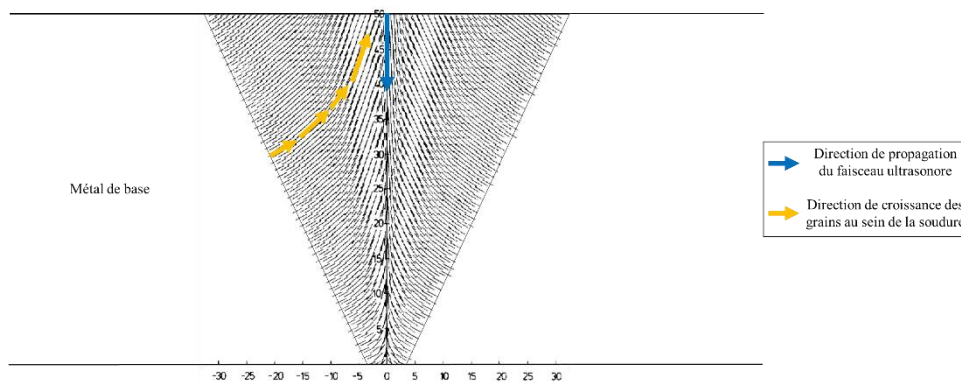


Figure 1-9 : Macrostructure d'une soudure en acier inoxydable austénitique (Ogilvy 1986), permettant d'illustrer la variation de directions de croissance des grains au sein de la soudure, où les flèches orange représentent localement les directions de croissance des grains et la flèche bleue schématise une direction de propagation du faisceau ultrasonore.

Ceci pouvant conduire à des directions de déviation de faisceau qui sont plus ou moins différentes selon les variations de direction de croissance des grains le long du trajet du faisceau ultrasonore ainsi que du type d'onde ( $Q_L$ ,  $Q_{T_V}$  ou  $Q_{T_H}$ ). En conséquence le faisceau peut se diviser et une zone du milieu peut ne pas être insonifiée et donc pas contrôlée.

La Figure 1-10 illustre ce phénomène de division de faisceau au centre d'une soudure en acier inoxydable austénitique.

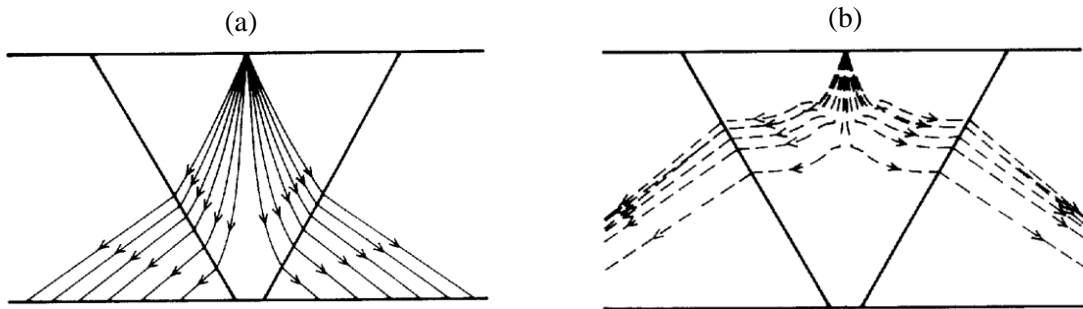


Figure 1-10 : Phénomène de division de faisceau au sein d'une soudure : ondes QL (a) et ondes QT<sub>v</sub> (b) (Ogilvy 1986).

### 1.3.2. Atténuation par diffusion

L'atténuation liée au matériau correspond à la diminution de l'énergie de l'onde incidente due aux différentes interactions avec le milieu insonifié : l'absorption et la diffusion. Le coefficient d'atténuation globale (absorption et diffusion) est défini dans le régime d'onde plane par la relation suivante (Royer et Dieulesaint 1996) :

$$A(x, t) = \vec{u} \cdot A_0 \cdot \exp[-\alpha_{att} \cdot (x - x_0)] \cdot \exp \left[ i \left( \omega t - \vec{k} \cdot \vec{n}(x - x_0) \right) \right] \quad 1.20$$

avec  $\vec{u}$  le vecteur polarisation,  $A_0$  l'amplitude à la distance  $x_0$ ,  $A$  l'amplitude à la distance  $x$  et  $\alpha_{att}$  le coefficient d'atténuation globale (absorption et diffusion),  $\omega$  est la pulsation angulaire,  $\vec{n}$  la direction de propagation (normale au front d'onde) et  $\vec{k}$  le vecteur d'onde ( $k_i = \frac{\omega}{v_{\phi_i}}$ , pour  $i = 1, 2$  et  $3$ ).

L'absorption est liée à la viscosité du matériau et est proportionnelle à la fréquence. De manière générale elle est négligeable dans les métaux. Par conséquent, l'atténuation est principalement gouvernée par la diffusion (Edelmann 1986).

Le phénomène de diffusion des ondes par la structure est l'une des difficultés majeures lors du contrôle de milieux métalliques à gros grains ou texturés.

Ce phénomène conduit à la fois à une atténuation par diffusion, et à de la rétrodiffusion des ondes vers le capteur, qui est aussi appelé bruit de structure. (Saniie, Wang, et Bilgutay 1998) expliquent que ces deux phénomènes sont intimement liés et varient selon la direction de propagation dans le cas de matériaux texturés. En pratique, on définit la notion de « Rapport Signal sur Bruit (RSB) » qui tend à

diminuer à cause des phénomènes d'atténuation et du bruit de structure. Ce bruit est totalement déterministe et ne peut donc être éliminé par une technique de moyennage temporel. Par conséquent, la diminution du rapport signal sur bruit peut fausser le diagnostic d'un contrôle lorsque le signal d'un défaut reste masqué dans le bruit.

La diffusion correspond à une partie de l'onde qui est déviée ou réfléchiée en rencontrant une discontinuité d'impédance acoustique. Elle est liée à la présence d'une hétérogénéité ou diffuseur (terme communément utilisé) qui peuvent être des porosités, des précipités, des inclusions, des joints de grains ou bien des défauts.

La Figure 1-11 illustre le trajet d'une onde incidente qui interagit avec un diffuseur. Dans ce cas, une partie de l'énergie est diffusée, conduisant à un rayonnement multidirectionnel et donc à une diminution de l'onde incidente.

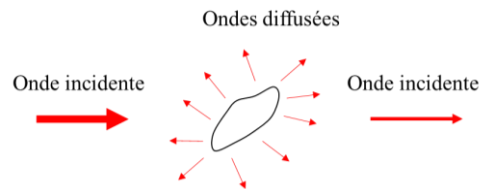


Figure 1-11 : Phénomène de diffusion causé par la présence d'un diffuseur.

Dans un milieu macroscopiquement isotrope, l'atténuation par diffusion est indépendante de la direction de propagation des ondes. C'est le cas des matériaux constitués de grains aléatoirement orientés.

Dans le cas d'un milieu anisotrope texturé comme les soudures étudiées, (Ahmed et Thompson 1996) ont montré que l'atténuation dépend théoriquement de la direction de propagation, ce que confirme (Ploix 2006; Ploix et al. 2014) par ses travaux expérimentaux.

La diffusion varie avec la taille, la forme et l'orientation des grains (dans le cas de milieux anisotropes), et est fonction du type d'ondes. En effet, la diffusion est plus importante pour une onde transversale que pour une onde longitudinale (Edelmann 1986).

Classiquement, trois domaines de diffusion sont distingués en fonction du rapport entre la longueur d'onde de l'onde incidente et de la taille moyenne des grains (Papadakis 1965). Une loi théorique du coefficient d'atténuation par diffusion  $\alpha_d$  est associée à chaque domaine (Tableau 1-3), où  $f$  est la fréquence,  $\lambda$  est la longueur d'onde,  $\bar{d}$  est la taille moyenne des grains.

Domaine	$\lambda / \bar{d}$	Loi de $\alpha_d$
Rayleigh	$\gg 1$	$\propto \bar{d}^3 f^4$
Stochastique	$\cong 1$	$\propto \bar{d} f^2$
Géométrique	$\ll 1$	$\propto 1 / \bar{d}$

Tableau 1-3 : Définition des trois domaines de diffusion.

Lorsque la dimension des diffuseurs est très inférieure à la longueur d'onde, c'est-à-dire dans le domaine de Rayleigh, la loi d'atténuation par diffusion présente une forte dépendance à la fréquence.

Dans le cas où cette dimension est de l'ordre de la longueur d'onde, ce qui correspond au domaine stochastique, la dépendance à la fréquence de la loi d'atténuation par diffusion est nettement moins marquée.

Enfin, si cette dimension est très supérieure à la longueur d'onde, les joints de grain se comportent comme des interfaces donnant lieu à des réflexions spéculaires. Dans ce cas, la loi d'atténuation par diffusion est indépendante de la fréquence et est inversement proportionnelle à la taille de grains.

Toutefois, dans le cas des métaux, il n'est pas aisé de définir une taille moyenne des grains pour deux raisons principales. Premièrement, car la dispersion de la taille moyenne peut être non négligeable selon le procédé de fabrication. Deuxièmement, dans le cas de matériaux texturés (comme les soudures étudiées), les dimensions dans les trois directions d'un grain sont différentes. Dans ce cas, la taille à prendre en compte est la dimension « vue » par les ondes qui dépend de la direction de propagation. De plus, la fréquence de contrôle des soudures en acier austénitique est classiquement de 2.25 MHz pour se placer dans le domaine de Rayleigh permettant un bon compromis entre atténuation et résolution spatiale (Yoneyama 1995).

Concernant les modèles de diffusion, deux hypothèses de modélisation de la diffusion se distinguent. La première hypothèse considère une diffusion multiple des ondes, c'est-à-dire que l'onde interagissant avec un grain a déjà potentiellement interagit avec d'autres grains. La seconde l'hypothèse, qui est simplificatrice, suppose une diffusion simple des ondes, autrement dit chaque grain interagit avec une onde incidente de manière indépendante de la présence des autres grains.

Pour conclure, les milieux hétérogènes et anisotropes tels que les soudures étudiées perturbent fortement le faisceau ultrasonore par les phénomènes de déviation, de division et de déformation de faisceau ainsi que d'atténuation par diffusion. Toutefois l'ensemble de ces phénomènes est déterministe et peut être décrit par les équations de propagation.

C'est pourquoi plusieurs codes de calcul ont été développés pour simuler entre autres la propagation des ondes au sein de ces milieux complexes tels que les soudures.

#### **1.4. Modèles de propagation ultrasonore**

La modélisation de la propagation des ondes ultrasonores est largement utilisée pour de nombreuses raisons, qui sont : l'aide au diagnostic, le design des capteurs, le choix des paramètres de contrôle, la reconstruction de données, la démonstration des performances, ...

Différents codes existent et se distinguent par leur méthode de calcul en trois grandes familles : les codes de lancer de rayons, les codes éléments finis et les méthodes hybrides.

Le principe des codes de lancer de rayons est de rechercher une solution approchée du problème de propagation d'ondes ultrasonores par une approche semi-analytique. Ces codes présentent l'avantage de permettre une bonne connaissance du trajet ultrasonore en un temps de calcul faible. De nombreux codes de lancer de rayons ont été développés pour simuler les problèmes spécifiques de la propagation d'ondes ultrasonores (Ogilvy 1985; Nowers, Duxbury, et Drinkwater 2016; Zhou et al. 2018; Kolkoori et al. 2013). Parmi ces codes, nous nous sommes principalement intéressés au modèle développé dans le logiciel CIVA.

De leur côté, les codes éléments finis permettent la simulation de tous les phénomènes de propagation et d'interaction (conversion de mode, réflexion, bruit de structure, onde de surface, ...). Toutefois, les temps de calcul peuvent vite devenir très importants, en particulier dans une configuration 3D. Plusieurs codes éléments finis sont utilisés pour la simulation de la propagation d'ondes ultrasonores, tels que, les codes de calcul commerciaux ABAQUS® (Fan et Lowe 2012) et COMSOL® (Lubeigt et al. 2017) ou les codes ATHENA 2D (Becache, Joly, et Tsogka 2000; 2001) et EFIT (Langenberg et al. 2000) dédiés à la résolution du problème de propagation d'ondes ultrasonores au sein des soudures. Parmi les codes éléments finis existants, nous avons utilisé le modèle ATHENA 2D.

Concernant les méthodes hybrides, elles permettent de coupler les avantages des codes de lancer de rayons (i.e. faible temps de calcul) pour calculer le champ ultrasonore et des codes éléments finis (i.e. résolution exacte du problème) permettant de simuler les phénomènes d'interaction entre l'onde ultrasonore et le défaut (Mahaut et al. 2008).

Dans ce paragraphe, nous présentons le principe de ces deux types de modèles et nous développons plus particulièrement les codes lancer de rayons de CIVA et éléments finis d'ATHENA, puis nous détaillons deux codes basés sur la méthode hybride qui sont : CIVA-ATHENA et ECHO3D.

CIVA est un logiciel de CND multitechnique développé au CEA depuis le début des années 90. Ce logiciel permet la modélisation de contrôles par ultrasons, par courant de Foucault ou par rayons X et plus récemment par ondes guidées. Au sein du module ultrasonore, les modèles sont basés sur des formulations semi-analytiques permettant la simulation de problèmes 2D et 3D (Calmon et al. 2006) à partir de géométries et de matériaux complexes.

Le modèle implémenté dans CIVA utilise la méthode des pinceaux pour la simulation de la propagation du faisceau ultrasonore. Cette méthode consiste à discrétiser le traducteur par un ensemble de particules sources sur la surface d'émission où chaque source rayonne une onde hémisphérique longitudinale (Mahaut et al. 2009). La méthode des pinceaux est combinée à un code semi-analytique de lancer de rayons dynamiques permettant d'évaluer la trajectoire, le temps de vol et l'amplitude de chaque « tube rayons » durant la propagation (Lourme et al. 2013).

Les modèles présents dans CIVA ont été initialement développés pour des milieux isotropes et homogènes et ont, par la suite, été étendus pour des milieux hétérogènes et anisotropes comme les soudures. Ces dernières devaient initialement être décomposées en domaines homogènes d'orientation des grains constante. En raison de nombreuses limites existantes (domaines suffisamment grands devant la longueur d'onde, artefacts potentiels au niveau des interfaces de domaines...), un modèle de description des orientations cristallines continûment variable a été ajouté (Gardahaut 2013) de manière à éviter des variations d'impédance entre deux zones adjacentes trop brutales, où le code de lancer de rayons n'est plus valide (Kolkoori et al. 2013).

Le logiciel CIVA simule la réponse d'un ou plusieurs défauts en utilisant différentes approches selon la méthode de contrôle utilisée (pulse écho, TOFD : Time Of Flight Diffraction, ...) et la typologie des défauts (vide ou inclusion) (Darmon et al. 2009). Ceci conduisant à différentes interactions onde-défaut, dont chacune est implémentée à l'aide d'une approche dédiée : approximation de Kirchhoff pour les échos directs et de coin dans le cas de réflexions quasi-spéculaires, la théorie géométrique de la diffraction (GTD : Geometrical Theory Diffraction) pour les échos de diffraction d'arête de défauts (Darmon et al. 2008), la Théorie Physique de la Diffraction (PTD) qui modélise à la fois la réflexion spéculaire et la diffraction d'arêtes (Darmon et al. 2016), l'approximation de Born modifiée ou la méthode analytique exacte de séparation de variables (SOV) pour la transmission ou réflexion d'échos sur une inclusion solide... Puis le théorème de réciprocité de Auld est utilisé pour prédire les échos à la réception.

Le principe des codes éléments finis appliqués aux problèmes de propagation d'ondes ultrasonore est de résoudre numériquement les équations de l'élastodynamique sous le formalisme faible par une discrétisation spatiale suffisamment fine du milieu continu en sous-domaines (mailles). La taille des mailles est dépendante de la longueur d'onde.

Le code éléments finis, nommé ATHENA 2D (Becache, Joly, et Tsogka 2000; 2001), développé par EDF et l'INRIA, résout les équations de l'élastodynamique exprimés en termes de contraintes et de vitesses particulières, en régime transitoire, quel que soit le milieu de propagation en 2 dimensions.

Les éléments finis sont des mailles carrées dont la taille doit être inférieure ou égale au douzième de la longueur d'onde des ondes les plus « lentes », afin de garantir la convergence du problème.

Un matériau anisotrope et hétérogène est décrit dans ATHENA 2D par un nombre fini de domaines (mailles) homogènes et anisotropes, chaque domaine étant défini dans le cas des soudures par une orientation locale du grain. Sur la base des constantes d'élasticité du métal soudé, des constantes d'élasticité locales sont ensuite déduites de ces orientations.

Par ailleurs, ATHENA 2D tient compte des interactions entre le faisceau et des défauts qui peuvent potentiellement avoir des géométries complexes. Les maillages de la pièce et des défauts sont séparés grâce à la méthode des domaines fictifs (Becache, Joly, et Tsogka 2001).

ATHENA utilise la méthode des couches absorbantes adaptatives (PML : Perfectly Matched Layers) pour la modélisation de problèmes non bornés.

Suite aux travaux de (Ploix 2006), la prise en compte des phénomènes d'atténuation par diffusion a été intégrés dans le code ATHENA 2D (Chassignole et al. 2009). L'approche sélectionnée consiste à modéliser l'atténuation par diffusion via un modèle artificiellement visco-élastique. Le choix s'est ainsi porté sur l'intégration d'un amortissement anisotrope qui permet de simuler la diminution d'amplitude des ondes au cours de la propagation donc du temps. Les coefficients d'amortissement anisotrope sont déterminés par une méthode de calage sur des mesures ultrasonores effectuées sur des maquettes de soudures représentatives.

Le modèle ATHENA 3D est en cours de développement avec déjà une première phase de validation en milieu homogène et isotrope (Rose et al. 2014).



Les méthodes hybrides ont pour principal objectif de coupler, via le principe de réciprocité, les codes semi-analytiques et éléments finis de façon à combiner leurs avantages. La simulation est rapide et réaliste (Mahaut et al. 2008). Le code semi-analytique calcule le champ ultrasonore et le code éléments finis permet de simuler les phénomènes d'interaction complexe entre l'onde ultrasonore et le défaut sur un volume restreint (le plus possible) autour du ou des défauts.

Le but des méthodes hybrides est d'obtenir des résultats comparables aux codes éléments finis tout en réduisant les temps de calcul.

Dans la littérature, on trouve par exemple, deux codes hybrides pour la simulation de propagation d'ondes dans les soudures. Le code CIVA – ATHENA (Mahaut et al. 2008) et le code ECHO3D couplant le logiciel CIVA et le code en éléments finis spectraux Ondomatic (Imperiale et al. 2018). Le point commun entre les codes CIVA-ATHENA et ECHO3D est que le calcul du champ ultrasonore est réalisé par le logiciel CIVA.

### **1.5. Bilan**

Cette revue bibliographique a permis de montrer que la propagation d'ondes ultrasonores au sein de soudures multipasses épaisses en acier inoxydable austénitique est complexe car la macrostructure de la soudure est à la fois anisotrope et hétérogène. Par conséquent, la propagation du faisceau ultrasonore est altérée (déviation, division, atténuation, ...), rendant le diagnostic difficile ou même erroné.

Toutefois, l'ensemble de ces phénomènes est déterministe et non aléatoire, et peut donc être maîtrisé à condition que les propriétés élastiques en tout point du matériau soient bien connues.

Dans le cadre de ces travaux de thèse, nous utiliserons le code de calcul en éléments finis : ATHENA 2D.



## Chapitre 2 : Métallurgie du soudage TIG

### Sommaire

2.1. Soudage à l'arc : généralités.....	60
2.1.1. Les principaux procédés de soudage à l'arc.....	60
2.1.1.1. Le soudage à l'électrode enrobée.....	60
2.1.1.2. Le soudage sous flux en poudre.....	60
2.1.1.3. Le soudage MIG / MAG.....	61
2.1.1.4. Le soudage TIG.....	61
2.1.2. L'arc électrique : source de chaleur.....	62
2.1.3. Les positions de soudage.....	62
2.1.4. Le soudage monopasse et multipasses.....	63
2.1.5. Le balayage de la passe.....	64
2.2. Les différents paramètres du soudage TIG.....	64
2.3. Les phénomènes physiques influençant la forme du bain de fusion.....	68
2.3.1. La force de flottabilité.....	70
2.3.2. La force de Lorentz.....	70
2.3.3. La force de Marangoni.....	72
2.3.4. La force de cisaillement aérodynamique.....	75
2.3.5. La pression d'arc.....	76
2.4. La solidification : généralités.....	77
2.4.1. Les paramètres de solidification.....	77
2.4.2. Les effets de la surfusion constitutionnelle sur les types de solidification.....	80
2.4.3. Les mécanismes de croissance de grains : par épitaxie et sélective.....	84
2.5. La solidification dans les soudures EE multipasses.....	85
2.6. Les modèles existants de description de macrostructures de soudures multipasses en acier inoxydable austénitique.....	90
2.6.1. Les modèles à l'échelle dendritique.....	90
2.6.2. Les modèles à l'échelle du grain.....	91
2.1.1.5. Descriptions simplifiées.....	91
2.1.1.6. Description réaliste.....	93
2.7. Conclusion et axes d'étude.....	95

Comme nous l'avons abordé dans le chapitre 1, les phénomènes de propagation d'ondes sont bien décrits au sein des soudures par la théorie, à condition que les propriétés élastiques, la direction locale d'élongation des grains (i.e. la macrostructure) et les valeurs des coefficients d'élasticité, soient bien connues.

Dans ce chapitre, nous nous intéressons aux phénomènes physiques qui déterminent les directions d'élongation des grains au sein des soudures TIG. Ainsi, nous présentons le soudage à l'arc de manière générale (§2.1), puis plus précisément le soudage TIG (§2.2), dans l'optique d'étudier l'impact des paramètres de soudage TIG sur la solidification des soudures multipasses en acier inoxydable austénitique. Cette large revue bibliographique sur la solidification dans les soudures TIG va permettre de bien comprendre les macrographies des différentes maquettes de soudage TIG fabriquées pour les besoins de la thèse.

Pour cela, on s'intéresse dans un premier temps (§2.3) à l'influence des paramètres de soudage TIG sur la forme du bain de fusion d'une seule passe, forme qui joue un rôle important sur la solidification.

Dans un deuxième temps, nous présentons la notion de surfusion constitutionnelle et son effet sur les types de solidification, ainsi que les mécanismes de solidification pour une seule passe (§2.4) qui conduisent à une macrostructure fortement texturée.

Enfin, la solidification dans les soudures multipasses en acier inoxydable austénitique est étudiée d'une part à partir d'analyses macrographiques de la littérature (§2.5) et d'autre part avec les modèles existants de descriptions de macrostructures (§2.6).

Finalement le paragraphe 2.7 expose les conclusions et les axes d'étude.

## 2.1. Soudage à l'arc : généralités

Dans ce paragraphe, nous présentons en premier lieu les principaux procédés de soudage à l'arc (§2.1.1) puis la source de chaleur principale qui est l'arc électrique (§2.1.2). Les positions de soudage, les séquences d'enchaînement des passes associées aux soudures multipasses ainsi que la notion de balayage de passe sont détaillées respectivement dans les paragraphes 2.1.3, 2.1.4, 2.1.5.

### 2.1.1. Les principaux procédés de soudage à l'arc

Selon (Cazes 2017), on peut considérer qu'il y a quatre principaux procédés de soudage à l'arc : à l'électrode enrobée, sous flux en poudre, MIG/MAG et TIG. Il existe en outre des procédés dérivés de ces derniers qui ne seront pas développés dans ce chapitre.

#### 2.1.1.1. *Le soudage à l'électrode enrobée*

Le soudage à l'électrode enrobée (EE) ou Shielded Metal Arc Welding (SMAW) est appelé également soudage manuel. L'arc électrique est généré et entretenu entre l'âme métallique de l'électrode et les pièces à souder. L'électrode constitue le métal d'apport. L'énergie calorifique de l'arc fait fondre localement et simultanément les pièces et l'âme métallique de l'électrode ; cet ensemble constitue le bain de fusion. L'enrobage de l'électrode fond avec un léger retard par rapport à l'âme métallique afin de protéger le bain de fusion de l'oxydation par l'air ambiant, en générant une atmosphère gazeuse entourant le métal en fusion. Après refroidissement, le cordon de soudure est recouvert d'un laitier protecteur qui doit être retiré par la suite.

Ce procédé est exploité principalement pour le soudage des métaux ferreux et s'emploie dans toutes les positions de soudage (voir positions de soudage au §2.1.3).

#### 2.1.1.2. *Le soudage sous flux en poudre*

Le soudage sous flux en poudre, ou Submerged Arc Welding (SAW), utilise comme électrode un fil métallique fusible se déroulant de façon continue. Il constitue l'automatisation du soudage à l'électrode enrobée. Il associe en effet un fil électrode fusible, dévidé d'une bobine, et une protection obtenue par des vapeurs provenant d'une poudre composite comparable à l'enrobage. Cette poudre est apportée directement dans la zone d'arc, mais indépendamment de l'électrode. Cette disposition permet de réaliser des soudures ininterrompues. L'utilisation du flux en poudre permet entre autres l'élimination des projections.

Ce procédé est exploité principalement pour le soudage des métaux ferreux. L'emploi de poudre limite l'application du soudage sous flux à la seule position de soudage à plat.

#### 2.1.1.3. *Le soudage MIG / MAG*

Les procédés de soudage MIG et MAG se distinguent par le gaz de protection, qui est respectivement inerte ou actif (Metal Inert Gas / Metal Active Gas). On utilise aujourd'hui de préférence et indifféremment l'expression suivante : Gas Metal Arc Welding (GMAW). Le gaz de protection est inerte dans le cas du soudage MIG avec l'argon ou l'hélium et il est actif dans le cas du soudage MAG avec les mélanges argon – dioxygène ou argon – dioxyde de carbone ou dioxyde de carbone – dioxygène. Les conséquences sont notables car l'intérêt d'un gaz actif est d'influencer les courants de convection au sein du bain de fusion et plus particulièrement les courants de Marangoni (développés dans le paragraphe 2.3.3), ce qui conduit à des bains plus pénétrants.

Le soudage semi-automatique s'apparente par le fil électrode au soudage sous flux et peut s'automatiser facilement.

Le procédé MIG est utilisé pour le soudage de tous les métaux contrairement au procédé MAG qui est exploité pour le soudage des aciers essentiellement. Ces procédés s'emploient dans toutes les positions de soudage.

#### 2.1.1.4. *Le soudage TIG*

Le soudage à l'électrode réfractaire (électrode en tungstène) est communément appelé soudage TIG (Tungsten Inert Gas) ou Gas Tungsten Arc Welding (GTAW). La protection du bain de fusion est réalisée par un gaz nécessairement inerte qui de manière générale est de l'argon. Le procédé de soudage TIG peut être employé en mode manuel, semi-automatique ou automatique (SAF, 2012). L'apport de métal, facultatif, s'effectue indépendamment. Ce procédé de soudage est de haute qualité et permet de réaliser des opérations de soudage sur différents métaux.

Ce procédé s'emploie dans toutes les positions de soudage.

Dans le domaine du nucléaire, deux critères sont essentiels pour sélectionner un procédé de soudage : d'une part l'automatisation pour la reproductibilité, et d'autre part la qualité des soudures. Le soudage TIG est souvent utilisé car il répond à ces deux critères.

### 2.1.2. L'arc électrique : source de chaleur

Un arc est une décharge électrique établie et entretenue dans un gaz entre l'électrode et les pièces à assembler, reliées aux pôles d'un générateur. L'arc émet une quantité de chaleur dans le but de porter à une fusion superficielle les pièces à assembler et de former un bain de métal fondu. L'arc forme une colonne ionisée conductrice qui répond à des lois physiques, essentiellement (Cazes 2017) :

- Électriques, reliant tension et courant, auxquelles se rattachent les caractéristiques et le fonctionnement des générateurs.
- Thermiques auxquelles se rattachent les phénomènes de fusion.

L'arc constitue la source de chaleur extérieure. L'apport local de chaleur au niveau de la surface des pièces à assembler est d'allure gaussienne (Kou 2002). La densité surfacique de flux thermique moyenne d'une électrode est de l'ordre de 5 à 100 W/cm<sup>2</sup> (Cazes 2017).

Pour les procédés de soudage à l'électrode fusible tels que l'électrode enrobée, sous flux en poudre, MIG et MAG, la conduction de l'arc se réalise par le transfert de métal. L'électrode en fusion projette le métal de l'électrode à grande vitesse, de 1 à 10 m/s (Wang et Tsai 2001; Yang et Debroy 1999).

Au contraire, pour les procédés utilisant une électrode infusible à base de tungstène tels que le TIG, l'arc est établi dans une atmosphère de gaz. Il y a peu de vapeurs métalliques et toutes les particules porteuses de courant proviennent de l'ionisation du gaz. Le gaz, en s'ionisant, libère des électrons et participe à créer l'arc et à le stabiliser.

### 2.1.3. Les positions de soudage

Dans le cadre de cette thèse, nous nous intéressons aux soudures bout à bout permettant l'assemblage de deux plaques. Il y a ainsi quatre positions de soudage possibles (Figure 2-1) : à plat, en corniche, en verticale montante et en plafond. Ici, nous étudions les soudures en positions de soudage à plat.

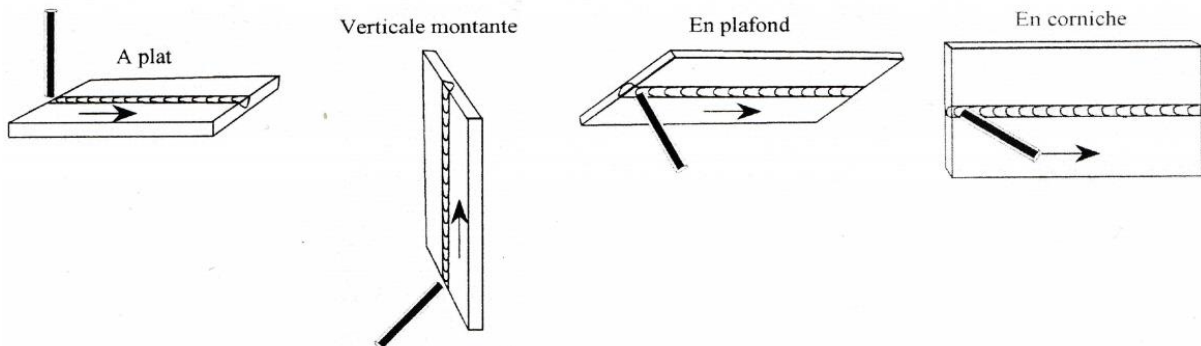


Figure 2-1 : Positions de soudage pour les soudures bout à bout (SAF 1995).

## 2.1.4. Le soudage monopasse et multipasses

La technique de soudage monopasse consiste à réaliser la soudure avec une seule passe (Figure 2-2.a). Dans le cas où l'épaisseur à souder est supérieure à la pénétration naturelle, la soudure à l'arc est réalisée suivant la technique multipasses (Figure 2-2.b). Cette technique consiste à réaliser la soudure entre deux pièces avec un nombre de passes supérieur à 1. Un point fort de cette technique est de limiter l'apport calorifique aux pièces à souder, ce qui permet de réduire les tensions internes post soudage. C'est le cas de notre étude.

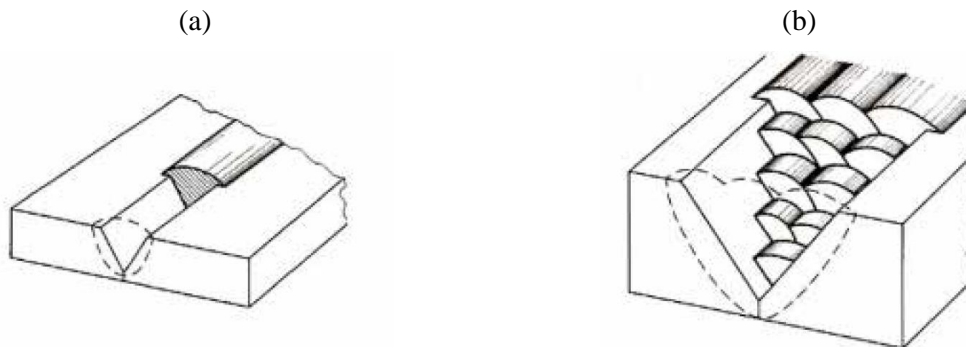


Figure 2-2 : Techniques de soudage monopasse (a) et multipasses (b) (Cazes 2017).

Dans le cas d'une stratégie multipasses, la soudure est composée de plusieurs couches où le nombre de passes par couche peut être supérieur ou égal à 1. Il est nécessaire de choisir la séquence d'enchaînement des passes (ou ordre des passes). Il existe au total quatre ordres « classiques » (Figure 2-3), ces quatre ordres se divisent en deux familles : les ordres « linéaires » et « à l'américaine ».

En pratique, le choix est réalisé à la convenance du soudeur et n'est pas forcément identique pour toutes les couches.

Des études précédentes portant sur le procédé de soudage EE ont montré que le choix de l'ordre des passes a une incidence non négligeable vis-à-vis de la macrostructure et donc de la contrôlabilité de la soudure (Gueudré et al. 2011).

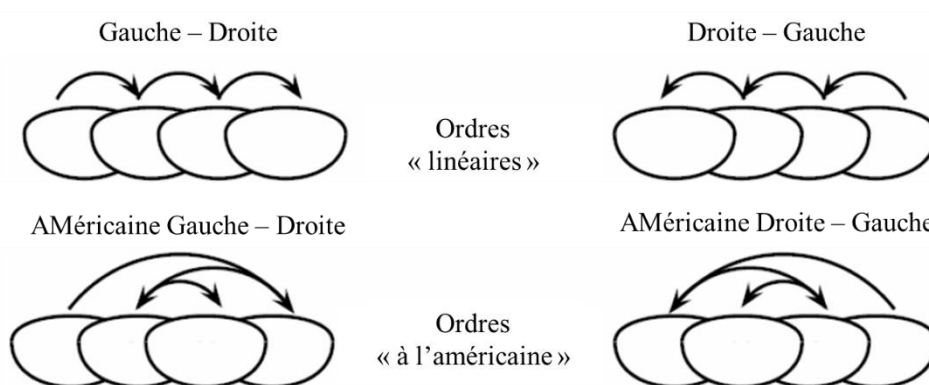


Figure 2-3 : Les quatre stratégies d'enchaînement ou ordres des passes « classiques ».



### 2.1.5. Le balayage de la passe

Lors d'une opération de soudage, la torche peut être déplacée non seulement selon le sens de soudage mais aussi perpendiculairement au sens de soudage, on parle alors de balayage. La technique de balayage de passes permet d'augmenter la largeur de la passe et donc d'obtenir une bonne pénétration de la passe par rapport aux bords des pièces à souder (Figure 2-4). Dans le cadre de notre étude, nous étudions les deux cas : passes non balayées et passes balayées.

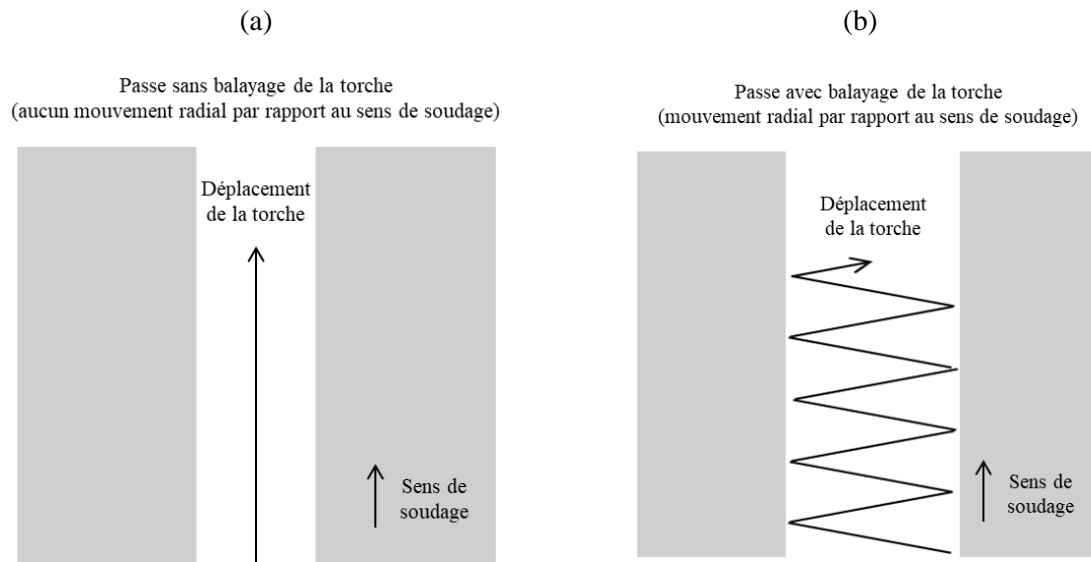


Figure 2-4 : Technique de balayage de passes : passe sans balayage de la torche (a) et passe avec balayage de la torche (b).

## 2.2. Les différents paramètres du soudage TIG

Dans ce paragraphe, nous présentons dans le détail l'ensemble des paramètres du soudage TIG. Dans le cadre de notre étude, nous étudions le soudage en mode automatique, c'est-à-dire que les axes de déplacement de la torche de soudage sont motorisés selon les 3 axes de translation. Au cours du soudage, les pièces à assembler se déforment et ainsi la hauteur d'arc évolue et donc la tension également. Pour maintenir la tension à une valeur fixe (dans une certaine mesure), l'équipement utilisé est doté d'un système Arc Voltage Control (AVC) qui permet de réguler la tension au cours de l'opération soudage. Le métal d'apport est amené de façon automatique et régulière à l'aide d'un dévidoir et d'un guide fil.

La Figure 2-5.a présente le principe du soudage TIG où sont indiqués les principaux éléments tels que la buse, l'électrode, le métal d'apport et le gaz de protection. De plus, les inclinaisons de la torche ( $90^\circ$  pour notre application) et du fil ( $25^\circ$  pour notre application) dans le sens de soudage sont notées.

La Figure 2-5.b montre le système de soudage utilisé au LTA (Laboratoire des Technologies d'Assemblages) au sein du CEA.

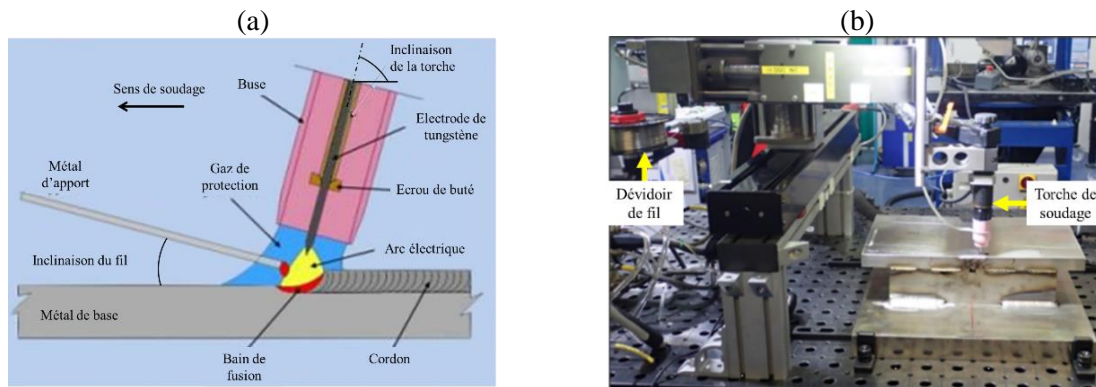


Figure 2-5 : Principe du soudage TIG (a) (Foos 2017), et système de soudage robotisé du CEA utilisé dans le cadre de la thèse (b).

**La polarité**, pour la plupart des applications, telles que le soudage des aciers, est directe (DC-EN : Direct Current - Electrode Negative). L'électrode forme donc la cathode et les pièces à assembler forment l'anode. Comme les électrons circulent de la cathode vers l'anode, la majorité de l'énergie est dissipée à l'anode. La polarité indirecte (où l'électrode forme l'anode) est bien moins favorable car la majorité de l'énergie est dissipée au niveau de l'électrode, ce qui diminue sa durée de vie et impacte aussi le rendement du procédé. La polarité alternative est choisie pour le soudage de métaux légers tels que les alliages d'aluminium, de manière à éliminer la couche d'oxyde d'alumine qui fond à très haute température (environ 2000 °C).

**La nature du courant**, pour le soudage des aciers, est continue ou pulsée. Le courant pulsé a pour objectif de limiter l'apport énergétique et donc de limiter les déformations. Le courant est alternatif pour le soudage des métaux légers tels que les alliages d'aluminium pour les mêmes raisons que précédemment.

**La tension de soudage**  $U$  (V), avec **l'intensité de soudage**  $I$  (A), conditionne **la puissance de soudage**  $P_s$  (W) :

$$P_s = U \cdot I \quad 2.1$$

(Paillard 2017) montre que la puissance de soudage conditionne le **taux de dépôt**  $T_D$  (kg/s) :

$$T_D = \rho_{Fil} \cdot V_{Fil} \cdot S_{Fil} \quad 2.2$$

où  $\rho_{Fil}$  est la masse volumique du fil ( $\text{kg/m}^3$ ),  $V_{Fil}$  est la vitesse de dévidage du fil ( $\text{m/s}$ ) et  $S_{Fil}$  est la section transverse du fil ( $\text{m}^2$ ). Il est possible d'augmenter le taux de dépôt sans modifier la puissance mais simplement par le chauffage du fil par effet Joule. C'est la méthode dite « fil chaud », qui permet alors d'augmenter d'un facteur 3 à 5 le taux de dépôt (Paillard 2017). Dans le cas contraire le fil est dit « fil froid ».

**La hauteur d'arc** est fonction de **la tension**, de **l'intensité** ainsi que de **la nature du gaz de protection** et de **l'angle d'affûtage de l'électrode**. La hauteur d'arc correspond à la distance entre l'extrémité de l'électrode et les pièces à assembler (voir Figure 2-6 ci-dessous). Pour tous ces paramètres fixés, sauf la tension, la hauteur d'arc évolue de manière linéaire avec la tension (Binard et Chabenat 1985; Evans et al. 1998).

Les paramètres **tension, intensité et vitesse de soudage**  $V_S$  ( $\text{m/s}$ ) conditionnent **l'énergie de soudage**  $E_S$  ( $\text{J/m}$ ), qui correspond au rapport entre **la puissance de soudage** et **la vitesse de soudage** :

$$E_S = \frac{P_S}{V_S} = \frac{U \cdot I}{V_S} \quad 2.3$$

**Les électrodes** utilisées pour ce procédé sont par définition infusibles et sont principalement composées de tungstène (température de fusion  $\approx 3400^\circ\text{C}$ ). Il est courant d'utiliser des électrodes alliées avec des oxydes de terres rares, telles que le lanthane, le cérium, ... afin de favoriser la thermo-émissivité électronique de l'alliage ainsi formé. Il en résulte un amorçage plus facile et une stabilité d'arc plus grande. Les électrodes dont le diamètre peut varier de 1 à 8 mm permettent des intensités de soudage de 100 à 800 A et plus.

**Le diamètre de l'électrode** infusible est défini en fonction de **l'intensité** choisie. La règle usuelle de choix du diamètre de l'électrode est de 1 mm de diamètre par 100 A (Paillard 2017).

**Le diamètre de la buse** dépend de **l'intensité de soudage**.

**La nature du gaz de protection** est nécessairement inerte et est généralement de l'argon ou parfois un mélange d'argon-hélium. Un facteur physique à prendre en compte est le potentiel d'ionisation du gaz (SAF 2012). Celui de l'hélium (potentiel d'ionisation : 24.3 eV) est plus élevé que celui de l'argon (potentiel d'ionisation : 15.7 eV) et ainsi l'hélium produit une tension d'arc plus élevée. Une tension d'arc plus importante permet d'accroître les vitesses de soudage (SAF 2012). En contrepartie, un fort potentiel d'ionisation entraîne un amorçage difficile et crée une instabilité de l'arc.

Pour le soudage sous argon, la valeur du **débit de gaz de protection** est prise généralement égale au **diamètre de la buse** utilisée en millimètre (Paillard 2017). Par exemple, pour une buse de diamètre de 19 mm, le débit est de 19 litres/minute. Toutefois, selon la position de soudage, ce débit peut évoluer, par exemple, dans le cas de soudage en position plafond (Figure 2-1), le débit de gaz est multiplié par deux pour vaincre les effets du champ de pesanteur. Pour assurer une bonne conduction de l'arc par effet d'ionisation du gaz ainsi qu'une bonne protection du bain de fusion en cours de soudage, l'écoulement du gaz doit être laminaire.

Le gaz, en s'ionisant, libère des électrons et participe à créer l'arc et à le stabiliser. Il doit donc s'ioniser facilement. Par son caractère de gaz inerte et son faible potentiel d'ionisation de 15.7 eV, l'argon remplit ces deux fonctions. (SAF 2012). De plus, il permet une meilleure régulation de la hauteur d'arc dans le cas de soudage automatisé (Kou 2002).

**L'angle d'affûtage de l'électrode** est compris entre  $30^\circ$  et  $60^\circ$ . En effet, selon l'étude de (Key 1980), pour optimiser la stabilité de l'arc, un angle d'affûtage compris entre  $30^\circ$  et  $60^\circ$  est préféré. En général cet angle est pris égal à  $60^\circ$  (Paillard 2017). Concernant la troncature, elle est définie pour être représentative de la réalité car, quelle que soit la qualité de l'affûtage de l'électrode, il est impossible d'obtenir un cône parfait. De plus, en cours de soudage, l'électrode se détériore.

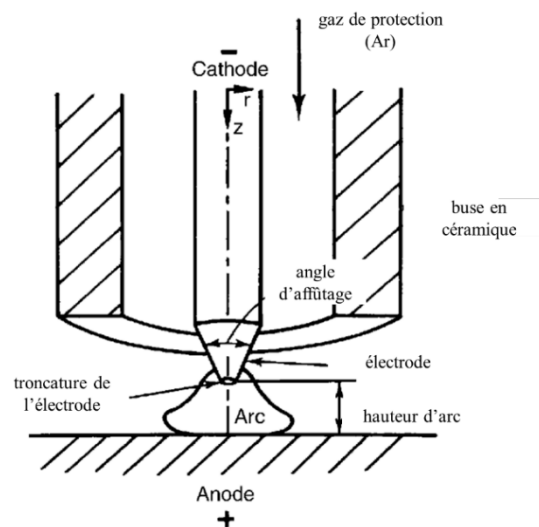


Figure 2-6 : Représentation schématique de la hauteur d'arc caractérisant la distance entre l'électrode et les pièces à assembler, et géométrie de la pointe de l'électrode dépendant de l'angle d'affûtage et de la troncature (M. C. Tsai et Kou 1990).

Nous venons de détailler l'ensemble des paramètres associés au procédé de soudage TIG et les liens existants entre eux. Le choix des paramètres de soudage tels que la tension, l'intensité de soudage, l'angle d'affûtage de l'électrode, la nature du gaz de protection, ... ont des conséquences non négligeables sur la forme des bains de fusion. Ainsi, le paragraphe 2.3 suivant présente une étude

bibliographique de l'impact de ces paramètres sur les phénomènes physiques agissant sur la forme du bain de fusion qui sont : les forces de courants de convection (la force de flottabilité, la force de Lorentz, la force de Marangoni et la force de cisaillement aérodynamique) ainsi que la pression d'arc.

### 2.3. Les phénomènes physiques influençant la forme du bain de fusion

Selon les matériaux et l'énergie de soudage, un bain de fusion de quelques millimètres de largeur et de profondeur est créé par le chauffage du plasma d'arc. Ce phénomène est bien décrit dans la littérature (Mishra et al. 2008; Yang et Debroy 1999; Zacharia et al. 1989).

La Figure 2-7 présente l'ensemble des phénomènes physiques liés au plasma d'arc et au bain de fusion. Dans cette partie, nous détaillons ceux qui prédominent au sein du bain de fusion. Dans le cas du soudage TIG, selon (Tanaka 2004), il y a quatre forces de courants de convection qui sont : la force de flottabilité induite par la différence de densité au sein du bain, la force de Lorentz (force électromagnétique) issue du champ magnétique induit, la force de Marangoni (force de tension de surface) et la force de cisaillement aérodynamique causée par le jet de plasma engendré par l'arc. De plus, il est important de tenir compte de la pression d'arc qui est aussi générée par le jet de plasma et qui déforme la surface libre du bain.

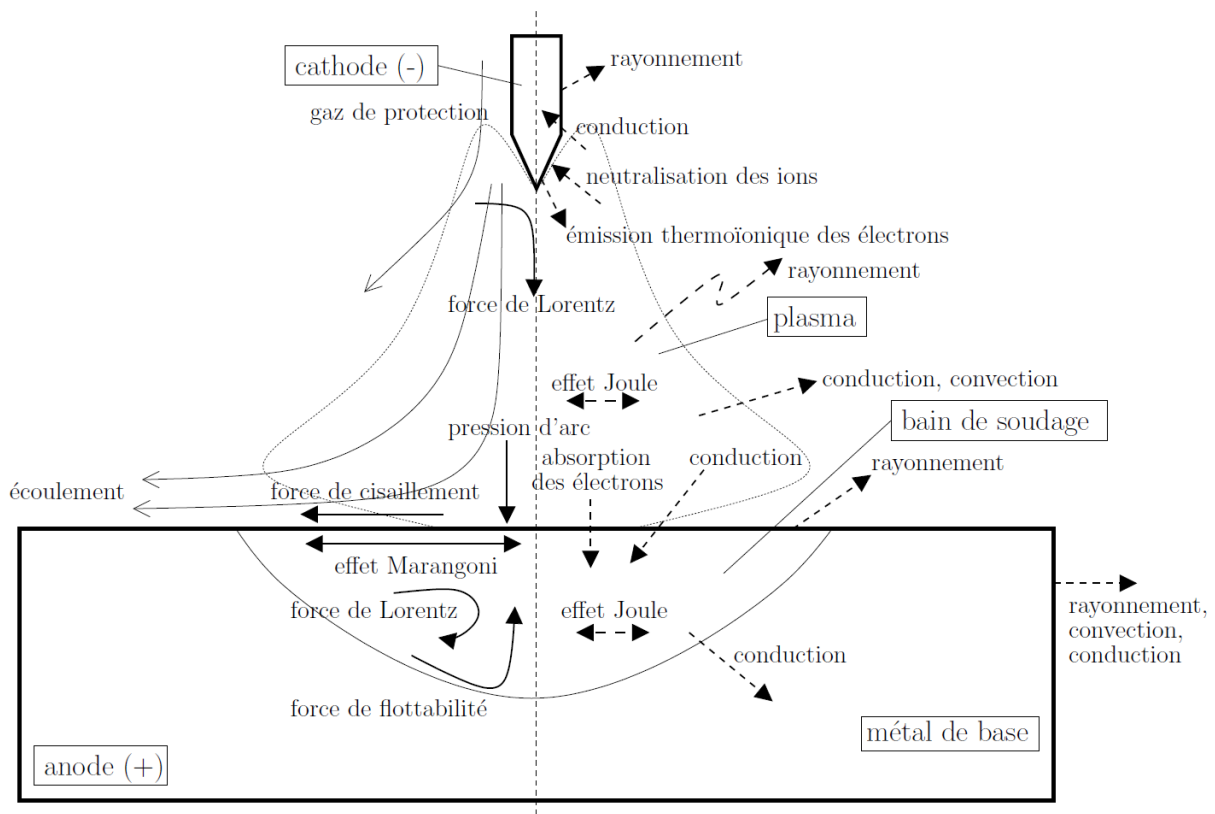


Figure 2-7 : Phénomènes physiques liés au plasma d'arc et au bain de fusion (Brochard 2009).

La Figure 2-8 expose les différents courants de convection et leurs conséquences sur la forme du bain de fusion.

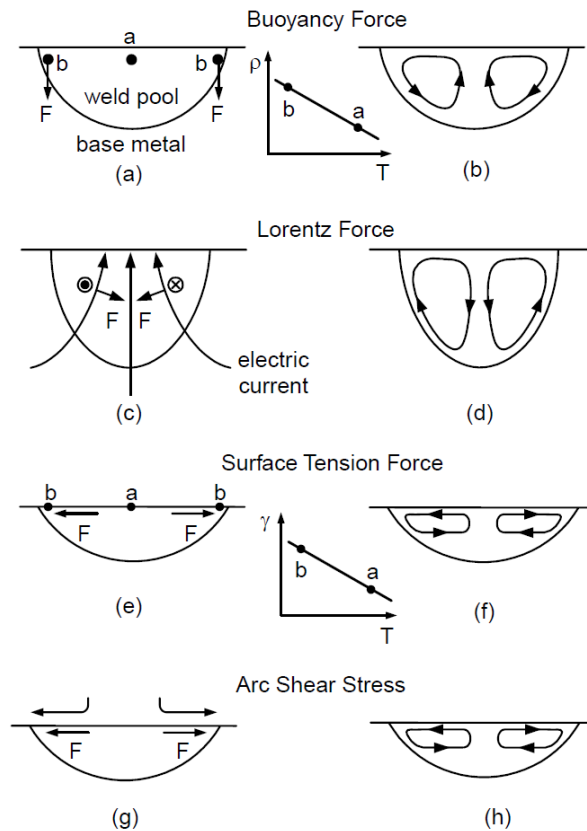


Figure 2-8 : Les différents écoulements engendrés par chacune des forces présentes dans le bain de fusion : (a,b) force de flottabilité, (c,d) force de Lorentz, (e,f) force de Marangoni, (g,h) force de cisaillement aérodynamique (Kou 2002).

Les mouvements du fluide dans le bain, générés par ces forces, peuvent être centrifuges ou centripètes (Figure 2-9) conduisant à des formes de bain de fusion différentes et donc à des formes de cordons de soudure différentes.

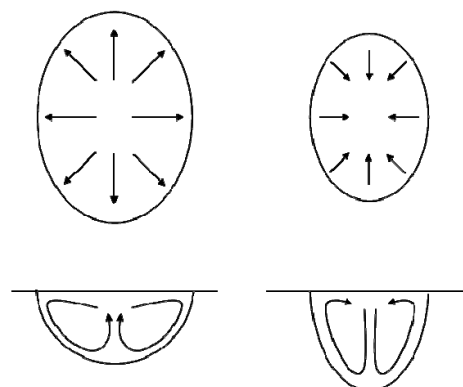


Figure 2-9 : Deux types de mouvement du fluide dans le bain de fusion : écoulements radiaux centrifuges (gauche) et écoulements radiaux centripètes (droite) (Rückert 2005).

### 2.3.1. La force de flottabilité

Au sein du bain de fusion, le gradient de température est très important et par conséquent, comme la masse volumique du métal liquide dépend de la température, il y a un fort gradient de masse volumique au sein du liquide. Ainsi, les particules se déplacent en suivant le sens de la convection naturelle.

La variation de la masse volumique dans le cas des aciers sans changement de phase (comme les aciers inoxydables austénitiques 316 L qui nous intéressent) peut être considérée comme linéaire par rapport à la température (Mills et al. 2004).

Les courants de convection induits par la force de flottabilité ont généralement des vitesses très faibles par rapport aux courants de convection induits par les forces de Marangoni et de Lorentz (Matunawa, Yokoya, et Asako 1988; Kou et Sun 1985). La force de flottabilité aura tendance à favoriser un bain large et peu pénétrant (Matunawa, Yokoya, et Asako 1988). Toutefois, ces conclusions sont données pour une position de soudage à plat.

Pour d'autres positions de soudage, telles que la position en corniche, la force de flottabilité peut fortement influencer la forme du bain de fusion. Par exemple, pour la position de soudage en corniche, la force de flottabilité peut conduire à un bain asymétrique par rapport à l'axe de la torche (Figure 2-10).

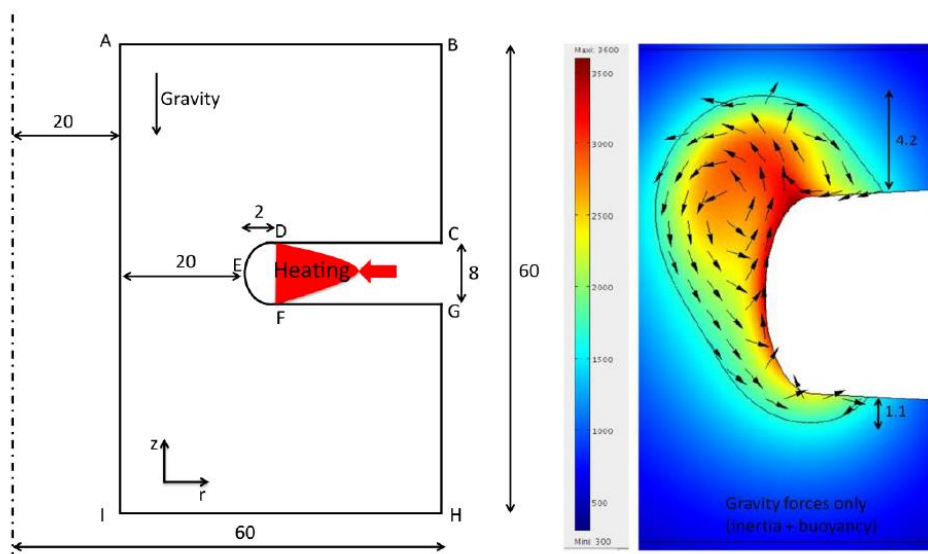


Figure 2-10 : Courants de convection associés à la force de flottabilité pour une position de soudage en corniche, cette force conduit à une forme de bain asymétrique (Traidia 2011).

### 2.3.2. La force de Lorentz

La circulation du courant électrique entre l'électrode et les pièces à souder produit un champ magnétique induit qui génère une force électromagnétique. Cette force nommée force de Lorentz contribue aux courants de convection au sein du bain de fusion. Les courants de convection causés par cette force sont centripètes, favorisant un bain pénétrant (Figure 2-8).

L'amplitude de la force de Lorentz dépend de la densité de courant dans les pièces à souder, et donc à la fois de la conductivité électrique des matériaux, de la hauteur d'arc ainsi que de l'angle d'affûtage de l'électrode. (Nemchinsky 1996) explique que la force de Lorentz est proportionnelle au carré de l'intensité et est donc très importante à haute intensité.

Plusieurs paramètres ont une influence sur la densité de courant, et donc sur l'amplitude de la force de Lorentz. Tout d'abord, les études de (Tanaka et Lowke 2007) montrent que la nature du gaz a une forte influence sur la force de Lorentz. Pour cela, ils comparent les vitesses d'écoulement dues à cette force dans le cas d'un gaz 100% argon avec celui d'un gaz 100% hélium. L'hélium génère un phénomène de constriction de l'arc et l'amplitude de la densité de courant est plus importante que celle de l'argon et la distribution est plus étroite, ce qui stimule la force de Lorentz.

Les travaux de (Borel 2013) montrent que la hauteur d'arc et donc la tension a une forte influence sur la densité de courant.

Des auteurs (Borel 2013; Kou 2002) ont également étudié l'influence de l'angle d'affûtage, sans parvenir à une conclusion unanime.

Pour étudier l'influence des forces de convection de Lorentz et de flottabilité sur la forme du bain de fusion, (Kou et Sun 1985) utilisent un métal de Wood (Bi, Pb, Sn, Cd) à bas point de fusion ( $75^{\circ}\text{C}$ ).

De manière à dissocier la force de flottabilité de celle de Lorentz, la source de chaleur est telle que dans un premier temps aucun effet d'induction n'est créé, puis dans un second temps des effets d'induction sont générés.

Le résultat obtenu montre des formes de bain très différentes (Figure 2-11). Cela prouve que les courants de convection produits par la force de Lorentz ont un impact prédominant devant la force de flottabilité sur la forme des bains de fusion, pour une position de soudage à plat.

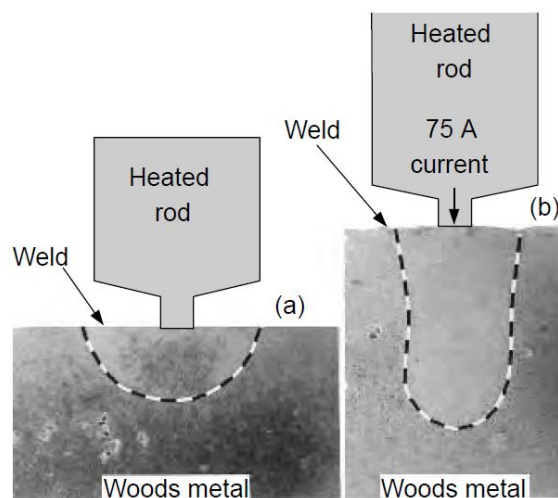


Figure 2-11 : Étude de la géométrie du cordon de soudure dans un métal de Wood, selon la force de flottabilité (a) et la force de Lorentz (b) (Kou et Sun 1985).



### 2.3.3. La force de Marangoni

Les courants de convection dus à l'effet Marangoni (force de Marangoni, cf. Figure 2-8 e et f, p.69) et leur conséquence sur la forme du bain de fusion ont été très largement étudiés ces quarante dernières années (Chakraborty et Chakraborty 2005; Mills et al. 2004; Mishra et al. 2008; Zacharia et al. 1989). Heiple et Roper (Heiple et al. 1983; Heiple et Roper 1982; 1981) sont parmi les premiers à avoir exposé l'influence importante de la force de Marangoni sur la forme du bain de fusion. Ils montrent que les courants de convection induits par cette force peuvent être centrifuges ou centripètes (Figure 2-9) et que, par conséquent, ils peuvent fortement modifier la forme des bains.

La force de Marangoni est directement liée au gradient de tension de surface causé par un gradient thermique et/ou par la présence d'éléments tensioactifs au sein du liquide. Ainsi, nous détaillons ci-dessous la notion de tension de surface et l'effet Marangoni, puis nous exposons les différents éléments tensioactifs dans le cas du soudage.

#### **La tension de surface et l'effet Marangoni**

La tension de surface ou tension superficielle notée  $\gamma$  (N/m) est une grandeur positive qui caractérise une interface entre deux corps (solide, liquide ou gazeux). Pour notre étude, nous nous intéressons au cas de deux corps liquides. Dans un liquide, les molécules s'attirent mutuellement grâce aux actions des forces de Van der Waals, qui sont les forces de cohésion de la matière. Ces forces se compensent au sein du liquide. Toutefois, les molécules en surface ont en moyenne deux fois moins d'interactions avec les molécules voisines que les molécules au cœur de la matière. De ce fait, les forces de cohésion ne s'équilibrent plus symétriquement. La tension superficielle est la manifestation de cette dissymétrie.

Sur une surface libre, il peut exister un gradient de tension de surface qui engendre des mouvements de convection. Il y a alors un déplacement des molécules à faible tension superficielle vers les molécules à forte tension superficielle. Par conséquent, à la surface du fluide, une force de cisaillement est engendrée qui, par la viscosité du fluide, entraîne un écoulement au sein du liquide.

Dans le cas du soudage, il existe bien évidemment un fort gradient thermique sur la surface du bain. En effet, la température peut varier de la température de vaporisation au centre du bain à la température du solidus sur les bords du bain. Cette variation peut être de l'ordre de 1000 K/cm. Or la tension de surface est dépendante de la température et de la concentration en soluté d'éléments tensioactifs, comme par exemple le soufre (Mishra et al. 2008).

La tension de surface est liée à l'énergie de cohésion qui est dépendante de l'agitation moléculaire. Ainsi lorsque la température augmente, l'énergie de cohésion chute tout comme la tension de surface. Par conséquent, dans le cas d'un métal pur, la tension de surface décroît avec la température et donc le gradient de tension de surface est négatif dans la direction opposée au gradient de température.

Le terme tensioactif désigne le fait qu'un élément en faible présence dans un solvant, dit soluté, a une tension de surface plus faible que celle du solvant. En effet ce phénomène a été mis en évidence par un grand nombre d'auteurs (Heiple et al. 1983; Mills et Keene 1990; Mishra et al. 2008; Tanaka 2004).

En ne prenant en compte que les variations de la tension de surface par rapport à la température, pour une surface plane supposée indéformable, l'expression analytique des forces surfaciques dues à l'effet Marangoni à la surface libre du bain s'écrit :

$$F_{Marangoni} = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \quad 2.4$$

où  $\gamma$  est la tension superficielle,  $T$  est la température du fluide et  $x$  la distance depuis le centre du bain vers les bords.

Par cette expression analytique, et sachant que le signe du gradient de température en fonction de la distance est connu ( $\partial T / \partial x < 0, \forall |x| > 0$ ), il est aisé de montrer que le signe de la force de Marangoni est directement lié au signe de la dérivée partielle de la tension de surface par rapport à la température  $\partial \gamma / \partial T$ .

La Figure 2-12 présente l'évolution théorique de  $\partial \gamma / \partial T$  pour différents taux de soufre. Ces courbes sont obtenues à partir d'une formulation analytique définie par (Sahoo, Debroy, et McNallan 1988).

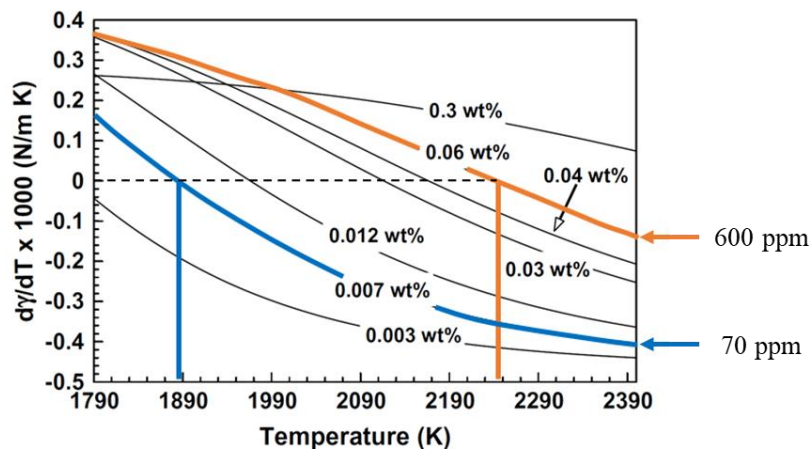


Figure 2-12 : Évolution de la dérivée de la tension de surface par rapport à la température pour différents taux de soufre pour un acier inoxydable type 304L, basée sur (Mishra et al. 2008).

(Mishra et al. 2008) explique que pour les aciers inoxydables austénitiques, si le taux de soufre est supérieur à 60 ppm<sup>1</sup>, la tension de surface augmente avec la température, sur une certaine plage de température (courbe bleue sur la Figure 2-12 correspondant à un taux de soufre de 70 ppm). Cette plage commence à la température de fusion et s'étend jusqu'à la température dite critique notée  $T_c$  qui correspond à la température d'inversion du signe de  $\partial \gamma / \partial T$ . La plage de température relevée pour la

<sup>1</sup> ppm : partie par million (unité de conversion : 1 ppm = 10<sup>-4</sup> wt%).

courbe bleue sur la Figure 2-12 est comprise entre 1790 K et environ 1890 K. Sur cette plage, le signe de  $\partial\gamma/\partial T$  est positif. Au-dessus de la température dite critique, le signe de  $\partial\gamma/\partial T$  devient négatif. De plus, il est montré que cette plage est d'autant plus large que le taux de soufre est important. Par exemple, sur la Figure 2-12, la courbe orange correspond à un taux de soufre de 0.06 wt% soit 600 ppm, le signe de  $\partial\gamma/\partial T$  est positif sur une plage de température (comprise entre 1790K et environ 2250 K) plus importante que celle donnée précédemment pour un taux de soufre de 70 ppm.

Pour conclure, l'ajout d'éléments tensioactifs tels que le soufre a pour conséquence de modifier le signe de  $\partial\gamma/\partial T$ .

La différence de tension de surface va générer des forces de cisaillement appelées forces de Marangoni. En effet, selon le signe de  $\partial\gamma/\partial T$ , négatif ou positif, les écoulements provoqués seront respectivement centrifuges ou centripètes (cf. Figure 2-9, p.69). Ainsi, dans le cas où le signe de  $\partial\gamma/\partial T$  est négatif ( $\partial\gamma/\partial T < 0$ , à gauche), le bain a tendance à s'élargir et par conséquent avoir une pénétration plus faible. Le bain est alors qualifié de mouillant. A l'inverse ( $\partial\gamma/\partial T > 0$ , à droite), la pénétration du bain est plus importante et donc sa largeur est plus faible. Le bain est alors qualifié de pénétrant.

Dans le cas du soudage TIG des aciers inoxydables austénitiques, les auteurs s'accordent sur le fait que la température maximale du bain de fusion est de l'ordre de 2000 à 2200 K. Ainsi, (Mishra et al. 2008) explique que pour un taux de soufre inférieur à 60 ppm, les courants de convection générés par la force de Marangoni sont majoritairement centrifuges car le signe de  $\partial\gamma/\partial T$  est négatif ( $\partial\gamma/\partial T < 0$ ). Pour un taux de soufre supérieur à 90 ppm, ces courants sont majoritairement centripètes car la température maximale est inférieure à la température dite critique ( $T_c$ ) et donc le signe de  $\partial\gamma/\partial T$  est positif ( $\partial\gamma/\partial T > 0$ ).

Pour un taux de soufre compris entre 60 et 90 ppm, les courants de convection sont centrifuges vers le centre du bain et centripète vers la périphérie du bain (Figure 2-13).

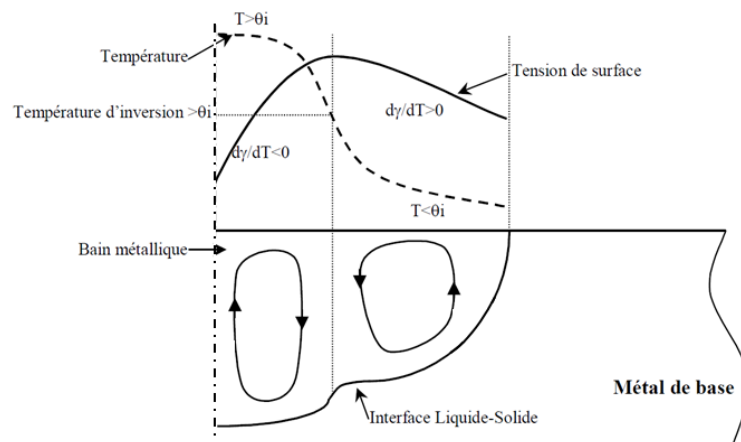


Figure 2-13 : Inversion du signe de  $\partial\gamma/\partial T$  et conséquences sur les courants de convection dues à la force de Marangoni, pour un taux de soufre compris entre 60 et 90 ppm (Perry 2000).

### **Les différents éléments tensioactifs**

Les éléments tensioactifs peuvent se localiser au sein des métaux de base et d'apport, comme par exemple, le soufre, le sélénium, l'aluminium, le silicium, l'oxygène et le manganèse, ... et/ou au sein du gaz de protection. Dans ce dernier cas, le gaz est composé d'un mélange entre un gaz inerte et un gaz actif tel que le dioxygène, le dioxyde de carbone, le dioxyde d'hydrogène (de quelques pourcents). Ces types de mélange sont utilisés par les procédés de soudage A-TIG (Activated - TIG) et MAG (Metal Active Gas), procédés dits actifs de par la nature du gaz qui est actif.

Dans le cadre cette thèse, nous étudions le cas du soudage TIG et donc le gaz est nécessairement inerte. Parmi les éléments tensioactifs cités, certains ont un impact très marqué (cas du soufre) tandis que d'autres sont négligeables.

Le soufre constitue l'un des éléments tensioactifs les plus influents dans le cas des aciers. Il a été observé de fortes modifications de la forme des cordons de soudage et donc du bain de fusion pour une faible variation du taux de soufre (Heiple et Roper 1982; Mills et Keene 1990; Tanaka et Lowke 2007; Zacharia et al. 1989). A noter que la plupart des études réalisées sur l'influence du taux de soufre n'intègrent pas l'effet d'autres éléments tels que le manganèse, qui peut modifier selon la température la concentration du soufre libre en surface (Walsh et Savage 1985). En effet le manganèse a une très bonne affinité avec le soufre pour former des sulfures de manganèse MnS. Par conséquent, la présence de manganèse diminue l'influence du soufre.

Le sélénium influence principalement la tension de surface. (Heiple et Roper 1981; Sahoo, Debroy, et McNallan 1988) ont montré par exemple que l'influence du sélénium serait aussi importante que celle du soufre sur la tension de surface.

L'oxygène a aussi un effet tensioactif. Sa contribution est indirecte car il se combine avec d'autres éléments pour former des oxydes. De ce fait, il modifie la teneur en éléments tensioactifs. De plus, l'oxygène se combine aussi avec des éléments désoxydants tels que l'aluminium, le titane, ... pour former des composés stables et donc modifier la teneur en oxygène libre à la surface du bain. L'effet de l'oxygène reste néanmoins faible devant celui du soufre et du sélénium (Walsh et Savage 1985).

#### 2.3.4. La force de cisaillement aérodynamique

La force de cisaillement aérodynamique (représentée précédemment sur la Figure 2-7, p.68) est directement liée à la vitesse de plasma (Tanaka et Lowke 2007). Lors du passage du gaz de protection et du plasma à la surface du bain, un cisaillement aérodynamique est généré. La force de cisaillement a tendance à élargir le bain de fusion par des effets de convection centrifuge et à le rendre plus « mouillant » (Figure 2-8 g et h, p.69). L'intensité de cette force de cisaillement aérodynamique dépend de la nature du gaz, de son débit, de l'angle d'affûtage de l'électrode, de l'intensité et de la hauteur d'arc.

En effet les travaux de (Borel 2013) mettent en évidence l'influence de ces paramètres sur la vitesse du plasma et sur l'intensité de cette force. Il montre aussi que l'influence du débit de gaz serait négligeable sur l'intensité de cette force. (Tanaka et Lowke 2007) précisent que la nature du gaz a une forte influence sur l'intensité de cette force.

Des études telles que celles réalisées par (Choo et Szekely 1991) ont montré que les variations des courants de convection engendrées par cette force sont insuffisantes pour faire évoluer la forme du bain. A noter que dans le cadre de cette étude la hauteur d'arc n'était que de 1.5 mm.

D'autres études réalisées (Matsunawa et al. 1988; Tanaka et Lowke 2007) en configuration statique (intensité de soudage de 200 A et hauteur d'arc de 5 mm) ont montré que la force de cisaillement peut être prépondérante devant la force de Marangoni pour un gaz 100% argon.

Les auteurs montrent également que, selon la nature du gaz, l'amplitude de cette force peut être fortement impactée. D'une part à cause du phénomène de constriction de l'arc qui est observé dans le cas de l'hélium, et d'autre part en raison de la masse volumique de l'hélium qui est plus faible que celle de l'argon d'un facteur d'environ 10, ce qui influe sur l'énergie cinétique. La conséquence est que la force de cisaillement est plus faible avec un gaz à l'hélium.

Les conclusions des études présentées ci-dessus diffèrent sur l'effet de la force de cisaillement, sans doute en raison de différences entre les modes opératoires appliqués. Quoi qu'il en soit, une augmentation de la hauteur d'arc entraîne une augmentation de la force de cisaillement et donc de la vitesse du plasma sur la surface du bain.

### 2.3.5. La pression d'arc

La pression d'arc sur le bain de fusion est principalement liée au flux du gaz plasmagène. Cette pression est fortement dépendante de l'intensité de soudage. Pour des intensités de soudage importantes ( $I > 200$  A), la pression d'arc génère une dépression à la surface libre du bain (Rokhlin et Guu 1993).

Cette dépression favorise la formation d'un bain pénétrant en chassant le film liquide qui joue le rôle d'isolant thermique entre la source thermique et le bain de fusion. La pression d'arc  $P_{arc}$  correspond à la pression dynamique du gaz et peut être exprimée comme :

$$P_{arc} = \frac{1}{2} \cdot \rho_{gaz} \cdot V_{plasma}^2 \quad 2.5$$

avec  $\rho_{gaz}$ , la densité du gaz de soudage et  $V_{plasma}$ , la vitesse du plasma à la surface libre du bain liquide.

(Koudadje 2013) rappelle l'expression de la vitesse du plasma définie par (Maecker 1955) en fonction de l'intensité de soudage (I), de la densité de courant (J), de la densité du gaz ( $\rho_{gaz}$ ) et de la perméabilité magnétique du vide ( $\mu_0$ ) :

$$V_{plasma} = \sqrt{\frac{\mu_0 \cdot I \cdot J}{2\pi \cdot \rho_{gaz}}} \quad 2.6$$

D'où l'expression suivante de la pression d'arc :

$$P_{arc} = \frac{\mu_0 \cdot I \cdot J}{4\pi} \quad 2.7$$

La densité de courant J peut être exprimée par une distribution spatiale gaussienne dépendant linéairement de l'intensité de soudage I (Kou 2002; N. Tsai 1983). De ce fait, la distribution de la pression d'arc peut être décrite par une loi gaussienne et est proportionnelle au carré de l'intensité.

(Tanaka et Lowke 2007) montrent que la nature du gaz a une forte influence sur la pression d'arc. En effet, un gaz 100% hélium engendre des phénomènes de constriction de l'arc qui modifie la distribution et l'amplitude de la densité de courant. Les résultats issus de cette étude montrent que la pression d'arc atteint 160 Pa dans le cas de l'hélium et 35 Pa dans le cas de l'argon.

Les travaux de (Borel 2013) ont permis aussi de mettre en évidence les effets importants de l'angle d'affûtage et de la troncature de l'électrode ainsi que l'intensité de soudage et de la hauteur d'arc sur la vitesse d'écoulement du plasma et donc sur la pression d'arc et la force aérodynamique.

En revanche, il montre aussi que le diamètre ainsi que la nature de l'électrode ont un effet négligeable devant les autres paramètres.

Nous venons d'aborder largement les différents phénomènes physiques agissant sur la forme du bain de fusion. Ces phénomènes jouent aussi un rôle important sur la solidification. C'est ce que nous allons aborder dans le chapitre suivant.

## 2.4. La solidification : généralités

### 2.4.1. Les paramètres de solidification

Au cours de la solidification d'un alliage, la solidification est dite à front plan si les conditions d'équilibre sont maintenues. Le soluté est rejeté à l'interface solide/liquide (S/L), et diffuse vers le liquide pour former une couche de diffusion en avant de l'interface. Pour maintenir les conditions d'équilibre, la température du liquide doit être toujours supérieure ou égale à la température du liquidus ( $T_{Liquidus}$ , qui correspond à la température de fusion pour un métal pur). Cela se traduit par un gradient thermique (G) dans le liquide élevé et par un taux de croissance (R) faible.

Le gradient de température  $G$  représente l'évolution de la température dans le liquide tel que  $G = \frac{dT_L}{dx}$  où  $T_L$  est la température du liquide et  $x$  est la distance depuis l'interface vers le liquide (Figure 2-14).

Le taux de croissance  $R$  caractérise la vitesse de solidification, c'est-à-dire la vitesse à laquelle se déplace l'interface S/L.

La Figure 2-14 est une illustration du processus de solidification d'un alliage où deux zones sont représentées : la zone solidifiée et la zone liquide. Entre ces deux zones se trouve l'interface S/L qui se déplace à la vitesse  $R$  (taux de croissance). La température au sein du liquide évolue de la température du solidus ( $T_{\text{Solidus}}$ ) au niveau de l'interface jusqu'à une température généralement supérieure à la température du liquidus loin de l'interface. Cette évolution est supposée linéaire, la pente étant le gradient thermique  $G$ .

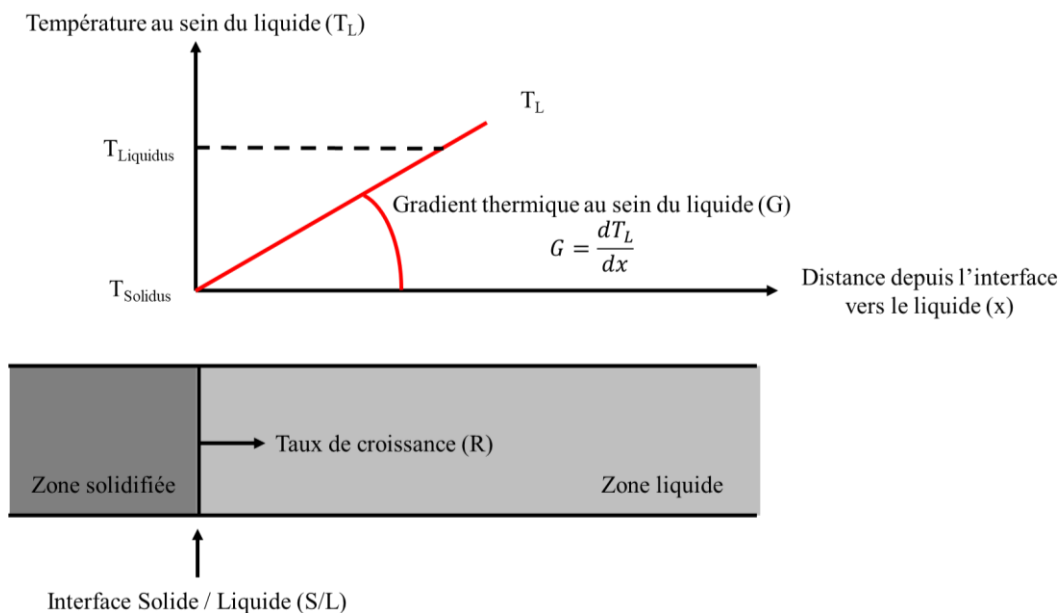


Figure 2-14 : Illustration du processus de solidification d'un corps métallique dans le cas où les conditions d'équilibre sont maintenues, c'est-à-dire que l'interface S/L est plane.

Le gradient thermique  $G$  au sein du liquide, le taux de croissance  $R$  ainsi que le taux de refroidissement  $\epsilon$ , défini comme le produit de  $G$  par  $R$  ( $\epsilon = G \cdot R$ ), forment les paramètres de solidification.

En première approximation, les paramètres  $G$  et  $\epsilon$  dépendent de l'énergie de soudage et diminuent lorsque l'énergie de soudage augmente (David et Vitek 1989; Lienert et al. 2011).

Le paramètre R dépend entre autres de la vitesse de soudage (David et Vitek 1989) :

$$R = \frac{V_s \cdot \cos(\kappa)}{\cos(\kappa - \nu)} \quad 2.8$$

où  $\kappa$  (cf. Figure 2-15) représente l'angle entre la direction de soudage ( $V_s$ ) et la normale à l'interface S/L ( $n$ ), et  $\nu$  (cf. Figure 2-15) représente l'angle entre la direction de soudage et la direction de croissance privilégiée  $\langle 100 \rangle$  (qui est parallèle au taux de croissance R) pour un métal cubique (Easterling 1983).

La Figure 2-15 illustre cette dépendance entre le taux de croissance R et la vitesse de soudage  $V_s$ , ainsi que les angles  $\kappa$  et  $\nu$ .

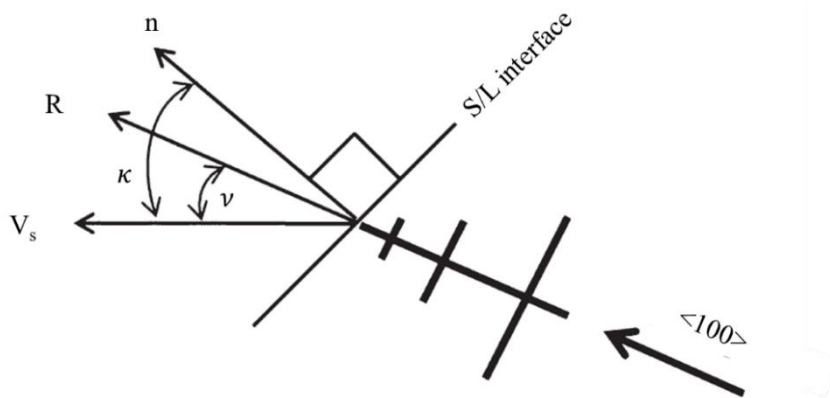


Figure 2-15 : Illustration montrant que le taux de croissance (R) parallèle à la direction de croissance préférentielle ( $\langle 100 \rangle$ ) dépend de la vitesse de soudage ( $V_s$ ) et des angles  $\kappa$  et  $\nu$ , (Lienert et al. 2011).

De manière générale, la différence entre les angles  $\kappa$  et  $\nu$  tend vers 0 ( $\kappa - \nu \rightarrow 0$ ) (Lienert et al. 2011), ainsi la relation entre le taux de croissance R et la vitesse de soudage  $V_s$  devient :

$$R = V_s \cdot \cos(\kappa) \quad 2.9$$

(Chiocca et al. 2018) étudient la solidification en cours de soudage de lignes de fusion TIG avec des moyens d'analyses in-situ. Ils enregistrent entre autres à l'aide de deux caméras (visibles) le bain de fusion afin de déterminer le taux de croissance R à partir de l'estimation de l'angle  $\kappa$  obtenue via l'extraction du contour du bain issu des images enregistrées. Par ailleurs, ils mesurent au moyen d'une caméra infrarouge le champ de température pour déterminer le gradient thermique G ainsi que les valeurs de surfusion. Ils montrent que la surfusion augmente avec le taux de solidification.

Les paramètres de solidification jouent un rôle important sur le type de solidification (i.e. morphologie de l'interface S/L) que nous expliquons au travers de la notion de surfusion constitutionnelle.



## 2.4.2. Les effets de la surfusion constitutionnelle sur les types de solidification

La surfusion constitutionnelle correspond au fait qu'au niveau de l'interface S/L la température du liquide est inférieure à la température du liquidus. Ce phénomène apparaît par exemple dans le cas des soudures à l'arc où le refroidissement est très rapide. En effet, le taux de refroidissement peut varier entre 10 à 1000 K/s (David et Vitek 1989) conduisant à une diffusion du soluté limitée et donc à un excédent de soluté au niveau de l'interface S/L. Une couche limite riche en soluté dans le liquide est formée au niveau l'interface. En régime stationnaire, l'épaisseur de cette couche ( $Z$ ) est conditionnée par le rapport entre la diffusion du soluté au sein du liquide ( $D_L$ ) et le taux de croissance ( $R$ ).

La variation de température ( $\Delta T$ ) au sein de cette couche limite est fixée et est égale à  $\Delta T = T_{Liquidus} - T_{Solidus}$ . Ainsi le gradient thermique assurant la condition d'équilibre est défini par :  $G_{\text{équilibre}} = \frac{\Delta T}{Z}$ .

Pour respecter cette condition, le gradient thermique (noté  $G_1$  sur la Figure 2-16) au sein du liquide doit être supérieur ou égal au gradient thermique d'équilibre  $G_{\text{équilibre}}$ , traduisant le fait que la température du liquide est toujours supérieure ou égale à la température du liquidus. Dans le cas contraire, si le gradient thermique (noté  $G_2$  sur la Figure 2-16) est inférieur au gradient thermique d'équilibre, on parle de surfusion constitutionnelle.

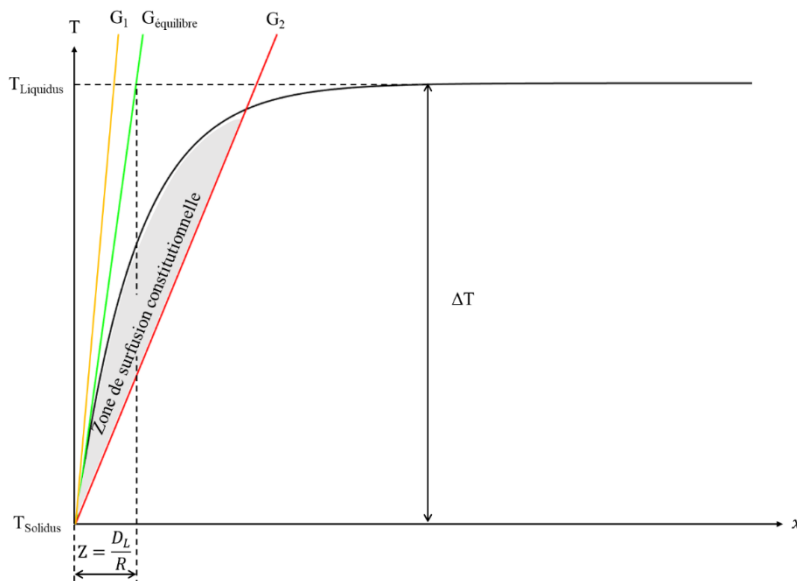


Figure 2-16 : Illustration de l'influence des paramètres de solidification  $G$  et  $R$  sur la surfusion constitutionnelle, la courbe noire représente l'évolution de la température du liquidus depuis l'interface S/L jusqu'au liquide.

De manière générale, la condition de stabilité est définie de la façon suivante (Lienert et al. 2011) :

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D_L} \quad 2.10$$

où  $\Delta T$  et  $D_L$  sont associées aux propriétés métallurgiques du matériau.

Par exemple, pour le cas d'un alliage d'aluminium ( $Al - 4\% Cu$ ), les températures du liquidus et du solidus sont respectivement  $T_{Liquidus} = 650^{\circ}C$  et  $T_{Solidus} = 580^{\circ}C$  et la diffusion de soluté en phase liquide est  $D_L = 3.10^{-5} cm^2/s$ . Pour un gradient de température au sein du liquide fixé ( $G = 700^{\circ}C/m$ ), si le taux de croissance  $R$  est inférieur ou égal à  $\frac{G}{\left(\frac{\Delta T}{D_L}\right)}$  soit  $R \leq 0.18 mm/minute$ , alors la stabilité de l'interface S/L plane est garantie.

Comme  $R$  est lié à la vitesse de soudage, à titre comparatif, les vitesses de soudage sont de l'ordre de la dizaine de mm/minute. On montre aisément que l'interface S/L ne peut être plane dans le cas du soudage. Pour conclure, le degré de surfusion constitutionnelle dépend du rapport  $G/R$ . Plus ce rapport est petit et plus la zone de surfusion constitutionnelle est grande, ce qui a une conséquence sur la morphologie de l'interface S/L et donc sur les types de solidification.

Effectivement, comme montre la Figure 2-17, selon le degré de surfusion, le type de solidification est planaire, cellulaire, dendritique colonnaire ou équiaxe (zone grisée de plus en plus importante). De plus, cette figure expose l'influence du taux de refroidissement  $\epsilon$  ( $\epsilon = G \cdot R$ ) sur la taille des grains.

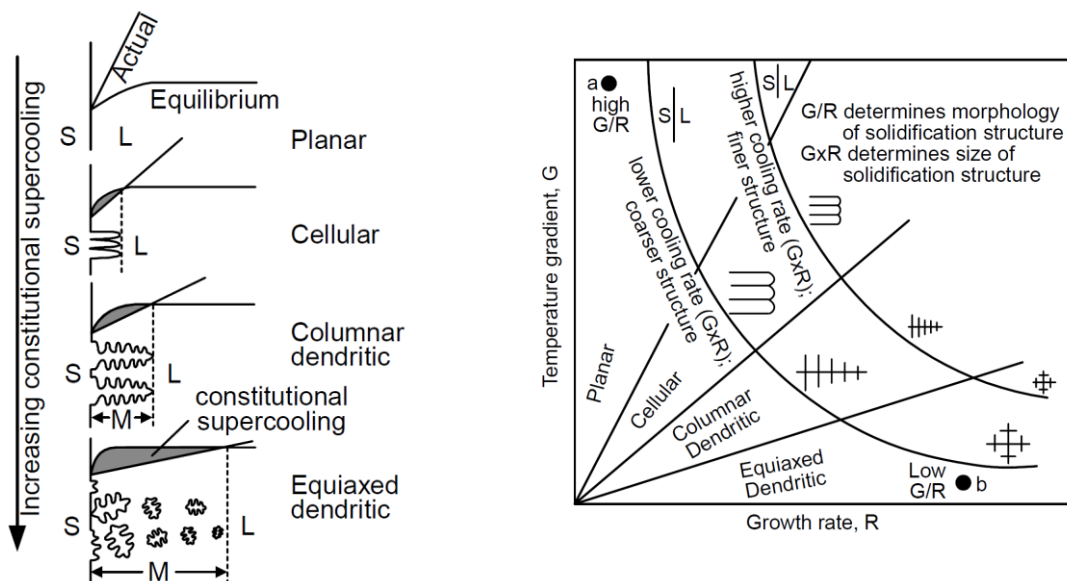


Figure 2-17 : Effets des paramètres de solidification  $G$  et  $R$  sur la morphologie de l'interface S/L, de haut en bas : plan, cellulaire, dendrite colonnaire et dendrite équiaxe (L : Liquide, S : Solide, M : "Mushy zone" correspondant à la zone de surfusion constitutionnelle) (Kou 2002) (à gauche) et sur la morphologie et la taille de la microstructure solidifiée (Kou 2002) (à droite).

Dans le cas du soudage, les valeurs du gradient thermique  $G$  et du taux de croissance  $R$  évoluent de manière opposée au niveau de l'interface S/L, ce que montre la Figure 2-18 (a et b).

La valeur de  $G$  est maximale au niveau de la ligne de liaison entre le métal de base et le métal fondu (points A et C, Figure 2-18.a). Puis sa valeur décroît et est minimale au niveau du point E, car le bain est en contact avec le métal en cours de solidification et donc dégage une chaleur latente de solidification.

Rappelons que la relation entre le taux de croissance  $R$  et la vitesse de soudage  $V_s$  est  $R = V_s \cdot \cos(\kappa)$  (équation 2.9). Ainsi, cette relation montre qu'au niveau de la ligne de liaison entre le métal de base et le métal fondu (points A et C, Figure 2-18.b) où  $\kappa = \frac{\pi}{2}$ , le taux de croissance  $R$  est égal à zéro ( $R = 0$ ), là où le gradient thermique est maximal. Et au niveau du centre du bain de fusion (point E, Figure 2-18.b) où  $\kappa = 0$ , le taux de croissance  $R$  est maximal et est égal à la vitesse de soudage ( $R = V_s$ ), là où le gradient thermique est minimal.

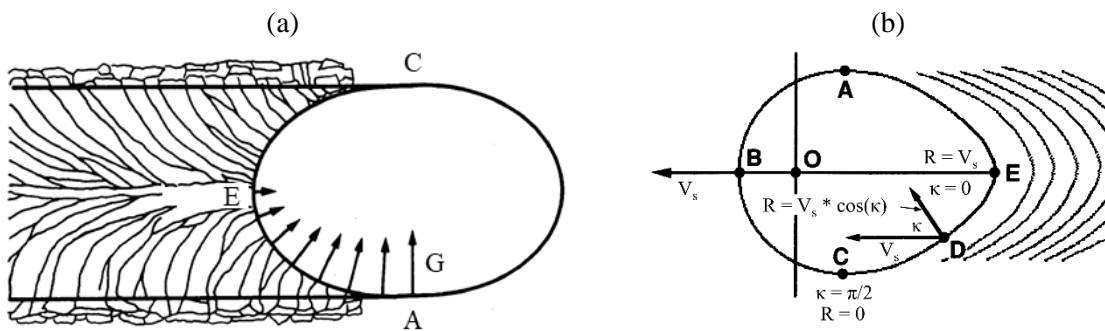


Figure 2-18 : Evolution schématique du gradient thermique  $G$  au sein du liquide et (David and Vitek, 1989) (a) et évolution du taux de croissance  $R$  dans le bain de fusion (Brooks et Mahin 1990) (b).

Par conséquent le rapport  $G/R$  est maximal au niveau de la ligne de liaison (points A et C) et décroît sensiblement au niveau du centre du bain de fusion. Donc le degré de surfusion constitutionnelle varie au sein du bain. De ce fait, au niveau de la ligne de liaison une interface plane se forme initialement, puis elle se décompose en cellules et en dendrites colonnaires en se rapprochant du centre du bain (Figure 2-19).

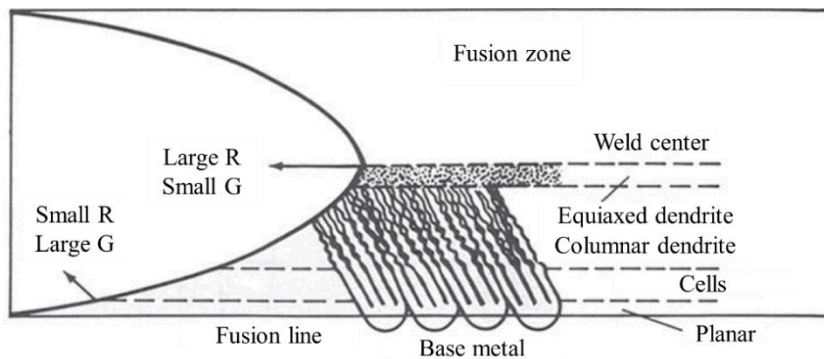


Figure 2-19 : Evolution de la morphologie de la microstructure dans une passe de soudage due à l'évolution des paramètres de solidification  $G$  et  $R$  (Lienert et al. 2011).

Il est intéressant d'observer que la morphologie du bain de fusion dépend aussi sensiblement de la vitesse de soudage. Comme le montre l'équation 2.9, la relation entre le taux de croissance et la vitesse de soudage, pour un angle  $\kappa$  donné, est proportionnelle.

Ainsi, plus la vitesse de soudage est grande, plus le taux de croissance est important et donc plus la chaleur latente dégagée lors de la solidification est intense, ce qui conduit à des variations de morphologie des bains et donc des interfaces S/L. Dans le cas de faibles et moyennes vitesses ( $V_s < 200$  mm/minute selon (David et Vitek 1989), Figure 2-20, à gauche), la morphologie est elliptique et dans ce cas les valeurs de G et R évoluent progressivement et continuellement. Alors que dans le cas de forte vitesse de soudage ( $V_s > 300$  mm/minute selon (Brooks et Mahin 1990), Figure 2-20, à droite), la morphologie est assimilable à celle d'une goutte et dans ce cas, les valeurs de G et de R évoluent peu.

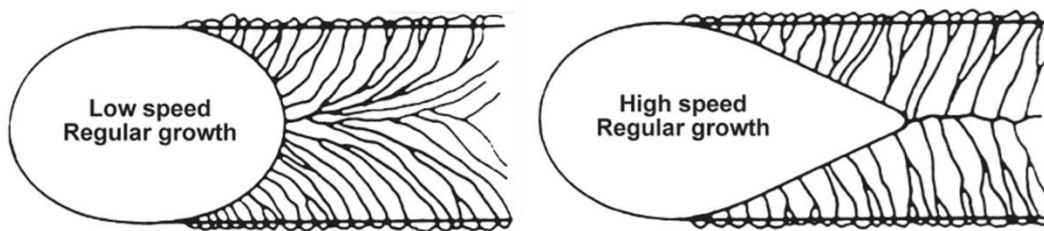


Figure 2-20 : Morphologie selon les vitesses de soudage des bains de fusion (Kou 2002).

Ces variations ont une conséquence importante sur les directions de croissance des grains car l'interface S/L dans le cas de grande vitesse de soudage n'est plus courbée mais assimilable à une droite. Dans ce cas, les directions de croissance évoluent peu. Puisque le gradient température G est maximal dans la direction perpendiculaire à l'interface S/L, le flux thermique est aussi maximal dans cette direction. Ainsi, les grains tendent à croître dans la direction normale à l'interface S/L (Lienert et al. 2011).

En effet, les travaux de (Billotte 2017) ont permis au travers d'analyses EBSD de montrer que la direction du gradient thermique est normale à l'interface S/L et de confirmer que les grains croissent suivant la direction  $\langle 100 \rangle$  la plus proche du gradient thermique.

### 2.4.3. Les mécanismes de croissance de grains : par épitaxie et sélective

Lors d'une opération de soudage, des lignes de solidification orientées selon certaines directions apparaissent. La solidification s'amorce à l'endroit où la section transversale (à la direction de soudage) du bain est minimale (Granjon 2000). Les lignes de solidification orientées sont dues aux phénomènes suivants :

- **La croissance par épitaxie** : les cristaux du solide en formation adoptent l'orientation des cristaux sur lesquels ils reposent.
- **La croissance sélective** : les grains colonnaires dont la direction cristallographique  $\langle 100 \rangle$  est la « plus proche » de la trajectoire de solidification (i.e. de la direction du gradient thermique), auront tendance à se développer préférentiellement.

La Figure 2-21 illustre les deux mécanismes de croissance de grain.

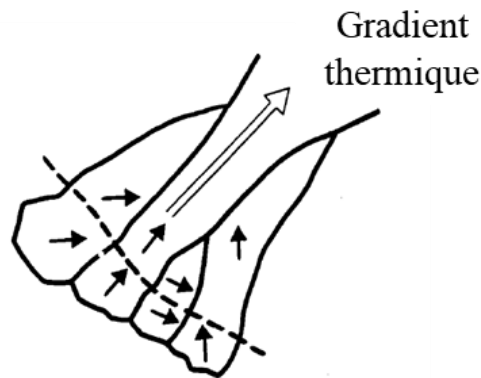


Figure 2-21 : Principe de la croissance par épitaxie et sélective pour une direction du gradient thermique donnée (Granjon 2000).

La cristallisation se fait suivant le mode de **croissance par épitaxie** (Figure 2-21). Ce phénomène de croissance est observé même lors de changements de forme de l'interface S/L ou lorsque les grains ont des tailles différentes (Granjon 2000). De plus, le processus de solidification par épitaxie a pour conséquence que la taille des grains solidifiés dans la zone fondue dépend de la taille des grains du métal de base. Or, la zone au niveau de liaison entre métal fondu et métal de base, nommée ZAT (Zone Affectée Thermiquement) subit un phénomène de surchauffe. La conséquence de cette surchauffe est l'augmentation de la taille de grain du métal de base dans la ZAT et donc de la taille de grains dans la zone fondue. Toutefois, si le métal d'apport possède une structure cristalline différente de celle du métal de base, il ne faut pas supposer que la croissance par épitaxie se réalise au niveau de la ligne de liaison (Mark et al. 2014).

La conséquence de la **croissance sélective** est la disparition des grains les moins favorablement orientés conduisant à une diminution du nombre de grains (Figure 2-21). Ainsi, dans le cas où la trajectoire de solidification peu incurvée, les grains en cours de croissance voient leur taille augmenter par rapport à leur taille initiale (Figure 2-22.a) (Granjon 2000). Si la trajectoire de solidification s'incurve suffisamment, ces grains eux-mêmes seront remplacés par d'autres, à partir de germes mieux orientés (Figure 2-22.b).

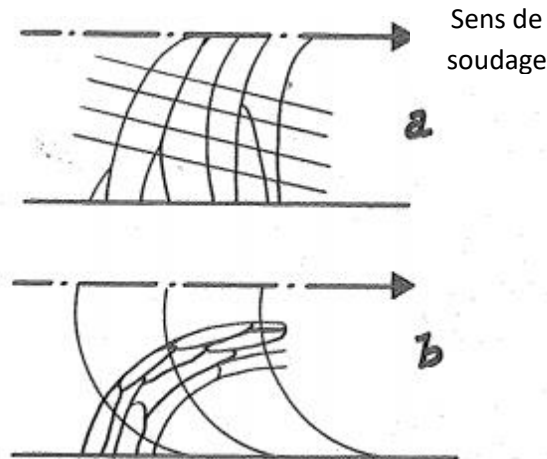


Figure 2-22 : Grains de solidification issus de la croissance sélective (vue de dessus de la soudure) (Granjon 2000), trajectoire de solidification peu incurvée (bain de fusion allongé) ; les grains de solidification tendent à gagner l'axe du cordon (a), trajectoire de solidification incurvée (bain de fusion arrondi) ; remplacement des grains par des grains mieux orientés le long de la trajectoire (b).

Nous venons de détailler la solidification au sein de soudures monopasse. Nous nous intéressons maintenant aux soudures multipasses, et plus particulièrement à l'incidence de la superposition des passes sur la macrostructure qui est fortement texturée à cause du mécanisme de croissance par épitaxie.

## 2.5. La solidification dans les soudures EE multipasses

On présente ici les résultats et les conclusions issues des travaux de thèse de (Apfel 2005) sur la solidification au sein de soudures multipasses en acier inoxydable austénitique réalisées selon le procédé de soudage à l'électrode enrobée (EE ou SMAW) en position à plat.

Seuls les travaux de (Apfel 2005), sont abordés puisque dans la littérature il n'y a pas d'autres études équivalentes, du point de vue de l'analyse de l'influence des paramètres de soudage sur la forme des passes et sur la macrostructure.

L'objectif des travaux de (Apfel 2005) menés au LMA, était de proposer un modèle de description de macrostructure réaliste nommé MINA (Modeling anIsotropic from Notebook Arc welding) que nous présenterons dans le paragraphe 2.6.2.

Dans notre cas, les matériaux utilisés étant dépourvus de point de transformation en phase solide, il n'y a pas de recristallisation, et donc, il y a conservation de l'orientation cristalline des passes précédentes.

Ainsi, la structure dendritique est aussi observée à l'ambiante car, même dans le cas d'un soudage multipasses (§2.1.4), les grains d'austénite des passes refondues ne subissent pas de recristallisation.

Par contre, la structure dendritique est fortement affectée dans le cas des soudures en acier ferritique par exemple, dues aux transformations en phase solide conduisant à une recristallisation des grains.

En raison du phénomène de croissance par épitaxie et de la conservation des orientations cristallines des passes précédentes, les soudures étudiées présentent des macrostructures fortement texturées.

Les travaux de (Apfel 2005) ont permis de mettre en évidence que dans le cas du soudage à l'électrode enrobée, la forme de la passe est parabolique et donc la direction de croissance des grains au sein d'une passe est en éventail (Figure 2-23). Par ailleurs, dans le cas de soudage EE, le diamètre des électrodes variant au cours de l'élaboration de la soudure, les paramètres électriques (tension et intensité) varient aussi. De plus, le soudage est réalisé manuellement et donc entre autre la vitesse de soudage n'est pas constante. Toutefois, l'auteur fait l'hypothèse d'une forme de passes identique sur toute la soudure.

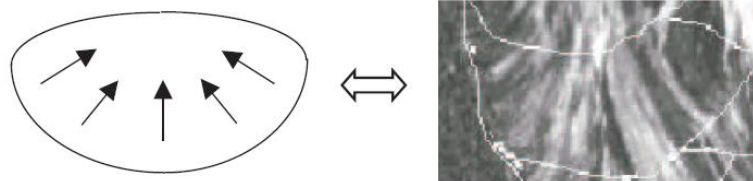


Figure 2-23 : Corrélation entre la forme de la passe et les directions de croissance des grains (structure en éventail) (Apfel 2005).

En raison du phénomène de croissance par épitaxie, les soudures présentent une texture très marquée (Figure 2-24.a). En effet, le phénomène de croissance par épitaxie implique le fait qu'un grain peut croître à travers plusieurs passes (Figure 2-24.b). Les dimensions de ces grains sont de plusieurs millimètres de longueur et de quelques centaines de micromètres de largeur. Par ailleurs, à certains endroits, la croissance sélective domine et les grains tendent à croître dans la direction locale du gradient thermique (Figure 2-24.b).

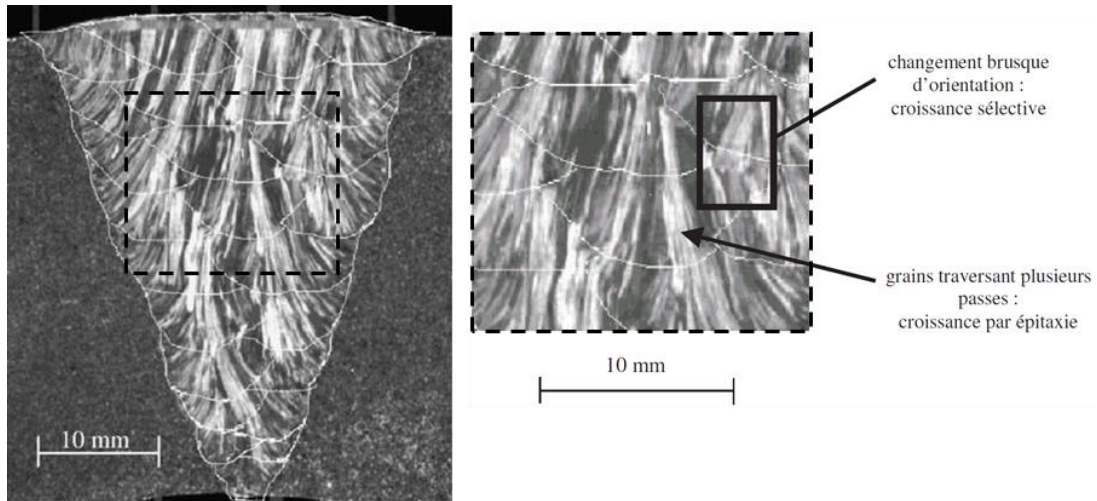


Figure 2-24 : Analyse de la croissance de grains : macrostructure et mécanismes de croissance par épitaxie et sélective dans une soudure à l'électrode enrobée multipasses (Apfel 2005).

De plus, (Apfel 2005) s'intéresse à la direction de croissance des grains dans le sens de soudage (Figure 2-25) où il observe que les grains tendent à croître verticalement dans le plan transverse au sens de soudage, justifiant la validité d'une hypothèse d'une croissance en 2-Dimensions des grains dans le plan transverse au sens de soudage.

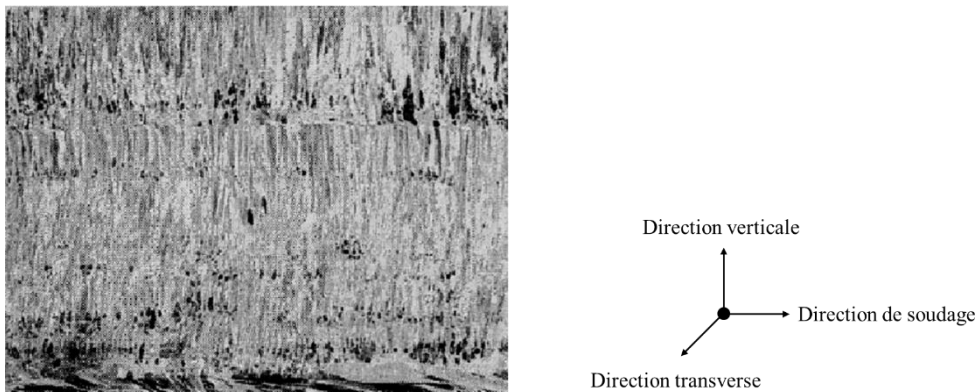


Figure 2-25 : Croissance des grains dans la direction de soudage (Apfel 2005).

(Apfel 2005) montre que pour des soudures effectuées avec un balayage (§2.1.5, p.64), la largeur de la passe est plus grande. De ce fait, la forme de la passe est plus « aplatie », tendant à limiter le phénomène de croissance en éventail et à rendre les directions de croissance des grains au sein d'une passe plus homogènes (i.e. varient peu, cf. Figure 2-26, contour de passe jaune).

Par conséquent, le changement brusque d'orientation de grains est moins visible, conduisant à une croissance de grains majoritairement régie par le phénomène de croissance par épitaxie. Les grains d'une soudure où les passes sont balayées sont plus « allongés » et par conséquent plus homogène (Figure 2-26), ce qui revient à dire que les directions de croissance sont relativement parallèles entre elles.



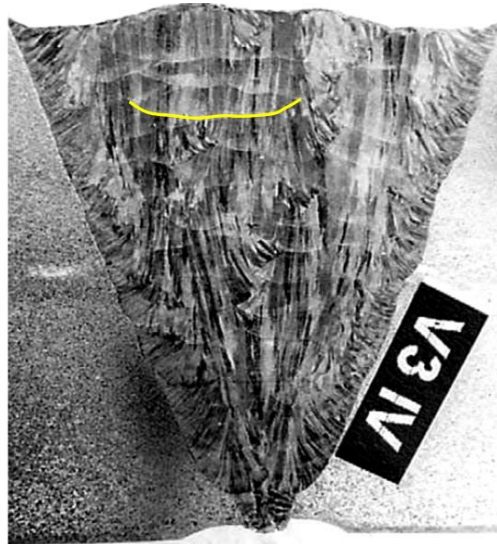


Figure 2-26 : Macrostructure d'une soudure à l'électrode enrobée multipasses réalisée avec une amplitude de balayage de passe importante (Apfel 2005).

(Apfel 2005) observe que l'ordre des passes est très influent sur les directions de croissance de grains. Toutefois, son effet semble être réduit pour les soudures réalisées avec un balayage de la passe.

Sur la Figure 2-27.a, la soudure est réalisée sans balayage de passes et avec une inversion de l'ordre des passes, initialement de droite à gauche (en bas) puis de gauche à droite (en haut). Il est clairement identifié que la direction de croissance des grains est fortement modifiée lors de l'inversion de l'ordre des passes. Ce qui est confirmé par la Figure 2-27.b où l'ordre des passes est initialement de droite à gauche puis à l'américaine gauche-droite et finalement de gauche à droite. On observe que la direction de croissance des grains tend à suivre la direction d'enchaînement des passes.

La Figure 2-27.c présente la macrostructure d'une soudure réalisée avec une amplitude de balayage de passe importante où l'ordre des passes est de gauche à droite. Dans ce cas la direction de croissance des grains tend à ne pas suivre la direction d'enchaînement des passes. En effet, la forme des passes est « aplatie » et donc la direction de croissance des grains est globalement verticale.

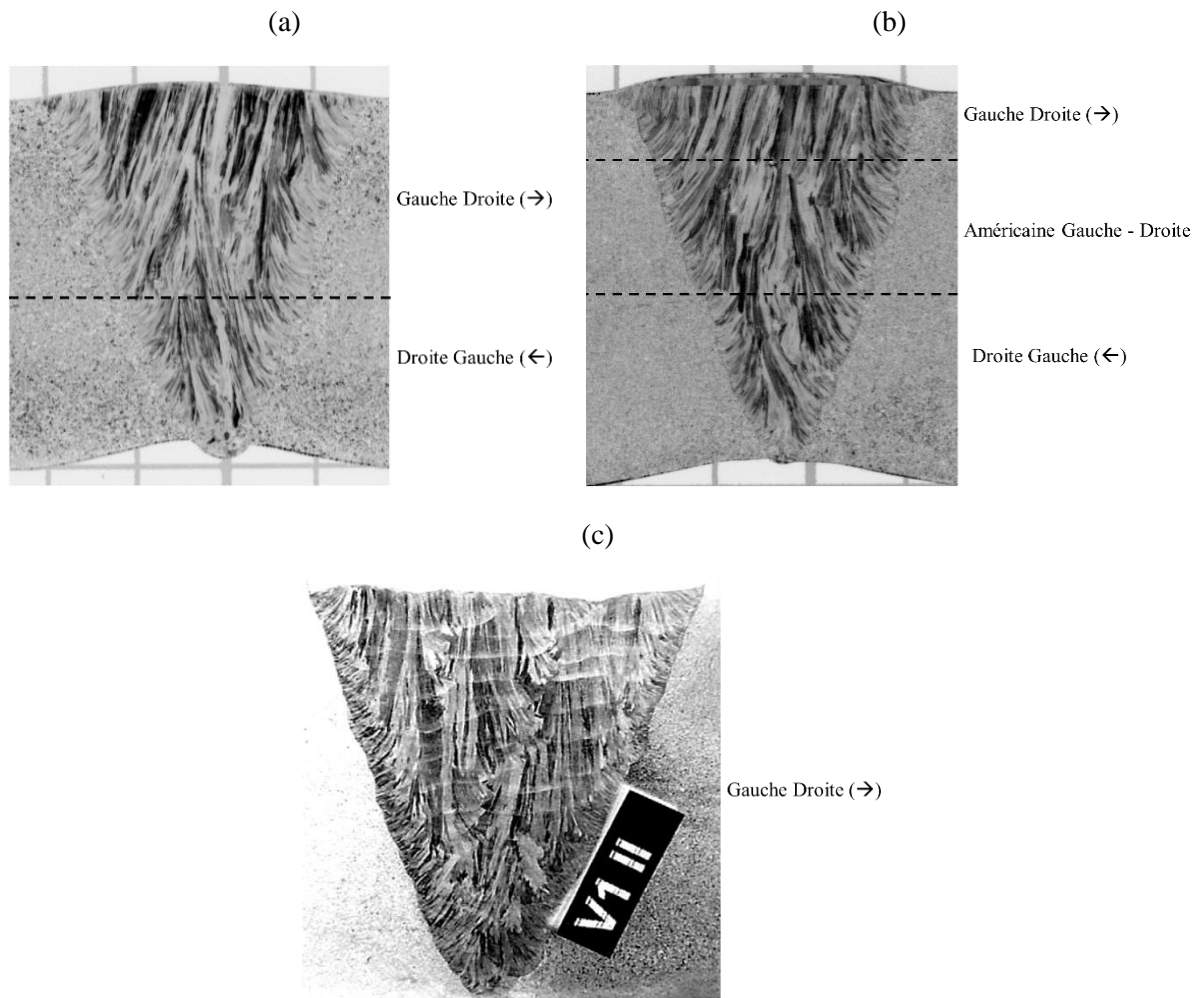


Figure 2-27 : Influence de l'ordre des passes, dans le cas de soudures réalisées sans balayage des passes (a, b) et réalisées avec balayage des passes (c) (Apfel 2005).

Pour conclure, l'étude de (Apfel 2005) montre que le mécanisme de croissance dominant est par épitaxie, traduisant le fait que peu de grains traversent plusieurs passes, ce qui induit une macrostructure fortement texturée. Toutefois, il observe aussi localement des variations brutales d'orientation des grains qui sont dues au mécanisme de croissance sélective.

Par ailleurs, il met en évidence que la forme de la passe a une forte incidence sur la macrostructure. En effet, la macrostructure d'une passe non balayée est sensiblement différente de celle d'une passe balayée (très aplatie).

Enfin, il remarque que l'ordre des passes constitue un paramètre très influent sur la macrostructure.

## 2.6. Les modèles existants de description de macrostructures de soudures multipasses en acier inoxydable austénitique

Il existe un nombre conséquent de modèles de description de macrostructure par le fait du grand nombre de procédés de soudage et d'alliages. Ces modèles peuvent se distinguer en deux grands ensembles, selon leur échelle de modélisation qui sont : soit à l'échelle de la dendrite (microscopique), soit à l'échelle du grain (macroscopique). Concernant les modèles à l'échelle du grain, l'ensemble de ces modèles se répartit en deux modes de description : simplifié et réaliste. Nous développons dans cette partie les modèles adaptés au cas de l'acier inoxydable austénitique.

### 2.6.1. Les modèles à l'échelle dendritique

Les modèles à l'échelle dendritique se basent sur les lois qui gouvernent l'initiation de la croissance cristalline, l'évolution du front de solidification, et les orientations cristallines à l'échelle microscopique. (Gandin et Rappaz 1994) ont proposé un modèle CA-FE (Cellular Automaton-Finite Element). Le principe de ce type de modèle est de coupler un maillage macroscopique (FE) pour le calcul thermique à un maillage microscopique (CA) pour le calcul de la croissance cristalline.

L'algorithme automate cellulaire CA en deux ou trois dimensions simule la formation de grains dendritiques lors de la solidification. Le modèle tient compte de la germination hétérogène, de la cinétique de croissance et des directions de croissance préférentielles des dendrites.

Le modèle en éléments finis FE, basé sur une méthode enthalpique, permet de simuler à chaque pas de temps la croissance des grains dans les cellules, en prenant en compte le phénomène de compétition entre grains. À chaque pas de temps, la température des cellules est interpolée à partir de celles des nœuds du maillage d'éléments finis afin de calculer la germination et la croissance des grains. La chaleur latente, libérée par les cellules est calculée à l'aide de l'approximation de Scheil, et rétrocedée aux nœuds du maillage.

Le concept de l'algorithme CA est d'activer seulement les cellules en cours de solidification, de manière à réduire les temps de calcul.

Des récents travaux (Chen, Guillemot, et Gandin 2014; Guillemot et al. 2015) ont permis d'adapter le modèle CA-FE aux procédés de soudage TIG et MIG et aussi de modéliser des soudures multipasses, dans le but de prédire la microstructure de soudures multipasses en trois dimensions. Toutefois, aucune validation expérimentale n'a été réalisée à ce jour.

2.6.2. Les modèles à l'échelle du grain

À l'échelle du grain (macroscopique), plusieurs modèles de structures de grains de soudures multipasses en acier inoxydable austénitique ont été proposés, que nous présentons ici. Ces modèles se distinguent par leur mode de description : les descriptions simplifiées et les descriptions réalistes. Notons que l'ensemble de ces modèles a été développé sur la base d'analyses macrographiques de soudures EE.

Remarque : l'ensemble de ces modèles permet de décrire la macrostructure des soudures en 2-Dimensions, en faisant l'hypothèse d'une croissance des grains dans le plan transverse au sens de soudage. Cette hypothèse a été analysée par quelques auteurs (Ogilvy 1985; Chassignole 2000; Apfel 2005).

2.1.1.5. Descriptions simplifiées

Les modèles suivant le mode de description simplifiée ont comme hypothèse principale de considérer la macrostructure de la soudure symétrique. De plus, les données d'entrée de ces modèles ne sont pas liées aux paramètres de soudage.

Spies (Spies 2000; 1994) simule l'hétérogénéité d'une soudure en la partageant en plusieurs domaines d'orientations de grains différentes, en considérant chaque domaine comme isotrope transverse (Figure 2-28).

Langerberg (Langenberg et al. 2000) simule lui aussi des structures simplifiées symétriques : soit des grains tous alignés selon l'axe vertical, soit des grains inclinés à  $\pm 45^\circ$  par rapport à l'axe central (Figure 2-29).

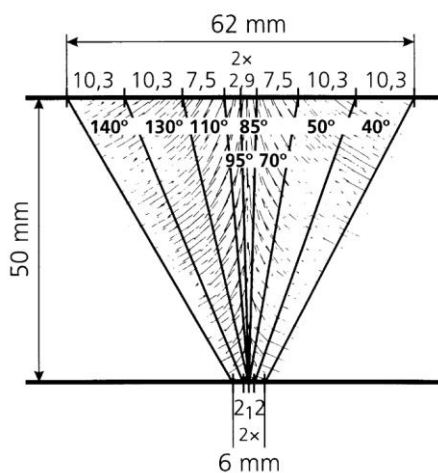


Figure 2-28 : Structure en domaines d'orientations, proposée par (Spies 1994).

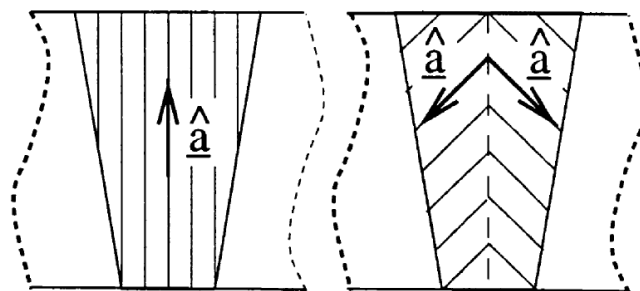


Figure 2-29 : Structure symétrique proposée par (Langenberg et al. 2000).

(Ogilvy 1985) propose une structure de grains dont la direction est calculée par une fonction mathématique. Les équations (2.11) et (2.12) permettant de calculer respectivement les angles  $\theta_1$  et  $\theta_2$ , pour déterminer la direction locale des grains par rapport à l'axe  $O_y$ . (Figure 2-30.a). Les données d'entrée de ce modèle sont les grandeurs caractéristiques du chanfrein  $\alpha$  et  $D$  (resp. l'angle du chanfrein et la demi-largeur du pied de soudure) qui peuvent être différentes de part et d'autre de la soudure (indices « 1 » à droite et « 2 » à gauche), ainsi que les paramètres  $T$  et  $\eta$ , ajustables et non reliés aux paramètres de soudage (Figure 2-30.a).

$$\tan(\theta_1) = \left( T_1 \cdot \frac{(D_1 + z \cdot \tan(\alpha_1))}{y^\eta} \right) \text{ si } y > 0 \tag{2.11}$$

$$\tan(\theta_2) = \left( T_2 \cdot \frac{(D_2 + z \cdot \tan(\alpha_2))}{y^\eta} \right) \text{ si } y < 0 \tag{2.12}$$

Le paramètre  $T$  représente l'orientation des grains au niveau des bords de chanfrein. Le paramètre  $\eta$  varie entre 0 et 1, et représente le taux d'évolution de l'orientation des grains depuis les bords de chanfrein jusqu'au centre de la soudure.

Un exemple de calcul d'orientation des grains est représenté sur la Figure 2-30.b.

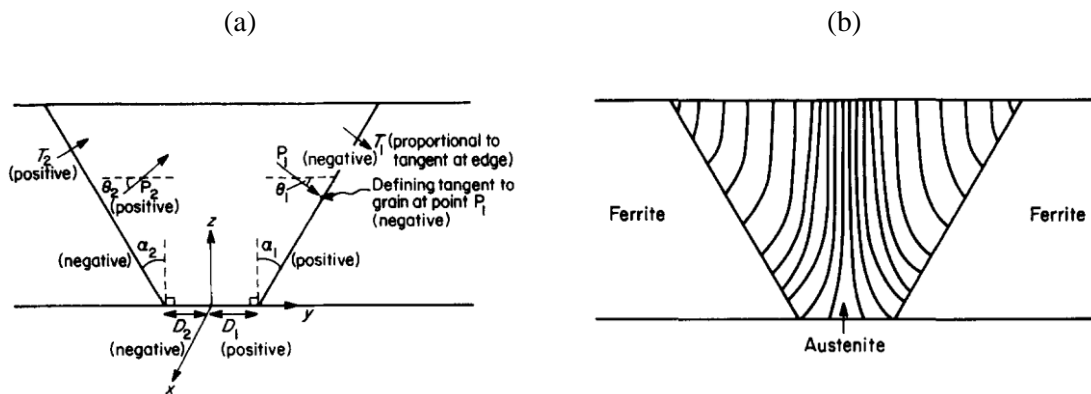


Figure 2-30 : Modèle d'une soudure multipasses proposé par (Ogilvy 1985).

Ces modèles ont été développés pour des soudures réalisées à l'électrode enrobée (EE). Ils ne permettent pas de représenter la complexité des macrostructures des soudures réelles, notamment parce qu'ils n'intègrent pas les phénomènes physiques de croissance par épitaxie et sélective, la forme d'une passe, ou même l'ordre d'enchaînement des passes qui a un rôle important sur la direction de croissance des grains dans la soudure.

## 2.1.1.6. Description réaliste

Le modèle MINA (Modelling anIsotropy from Notebook of Arc welding) (Moysan et al. 2003) a été développé à partir d'analyses macrographiques de soudures multipasses à l'électrode enrobée réalisées en position de soudage à plat, dont quelques-unes ont été présentées dans la partie 2.5. Ce modèle permet une description réaliste de la direction de croissance des grains (Fan et al. 2015; Fan et Lowe 2012; Moysan et al. 2012; Nowers, Duxbury, et Drinkwater 2016).

Le modèle MINA a été programmé à l'aide du logiciel Matlab®. Les propriétés des matériaux de la soudure et du métal de base sont décrites par une matrice possédant  $n$  lignes et  $p$  colonnes. Chaque cellule de cette matrice est associée à une maille carrée de 0.5 mm de côté (Figure 2-31). En effet, les analyses macrographiques montrent qu'un maillage de  $0.5 \times 0.5 \text{ mm}^2$  permet de bien représenter la physique du problème à l'échelle du grain.

La géométrie du chanfrein joue un rôle important dans le développement de la macrostructure. Les dimensions de la matrice sont donc calculées de telle sorte qu'elles correspondent à la taille du chanfrein en V de la soudure.

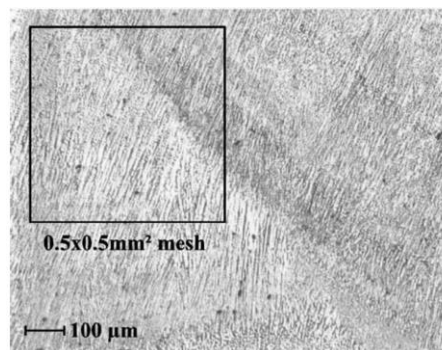


Figure 2-31 : Illustration de la taille de maille comparée au changement de direction de la croissance de grains (Moysan et al. 2003).

L'un des objectifs du modèle MINA est d'utiliser des données accessibles, qui sont entre autres les informations du cahier de soudage, qui précise la procédure de soudage et la géométrie du chanfrein. Les paramètres de la procédure de soudage utilisés sont : le nombre de passes par couche, les diamètres des électrodes et l'ordre des passes.

A partir des analyses macrographiques, une règle de proportionnalité entre le diamètre de l'électrode et la hauteur de la passe a été établie. En effet, il a été observé que lorsque le diamètre de l'électrode augmente, le volume déposé augmente.

L'une des hypothèses principales de ce modèle est la forme de passe qui est supposée parabolique à partir des analyses macrographiques. La direction du gradient thermique est définie phénoménologiquement à partir d'un point D virtuel (Figure 2-32). Ce point est situé au-dessus de la

passer, sur l'axe de symétrie, à une distance de G fixé à  $L/2$  où  $L$  est la largeur de la passe, ceci de manière à avoir un angle de  $45^\circ$  sur les bords de passe, valeur obtenue par l'analyse des macrographies. La Figure 2-32 représente la forme et les grandeurs caractéristiques de la passe modélisée ainsi que le modèle de calcul des directions du gradient thermique.

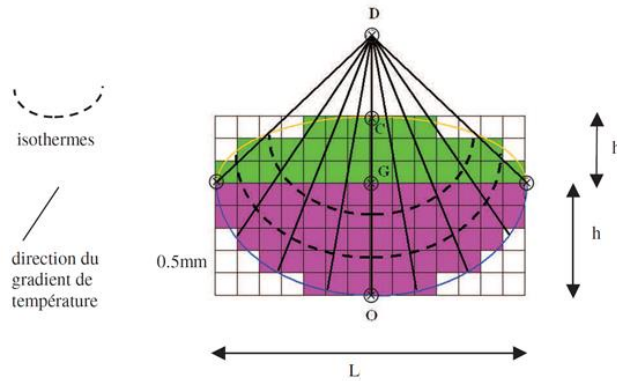


Figure 2-32 : Illustration de la forme et des grandeurs caractéristiques de passe modélisée au sein du modèle MINA et du modèle de calcul des directions du gradient thermique (Apfel 2005).

Par ailleurs, MINA utilise quatre paramètres phénoménologiques mesurés sur des macrographies de soudures représentatives : les paramètres de refusion latérale ( $R_L = l/L$ ) et verticale ( $R_V = h/H$ ) ainsi que l'inclinaison du gradient de température pour une passe contre le chanfrein ( $\theta_b$ ) ou contre une autre passe ( $\theta_c$ ). La Figure 2-33 illustre ces quatre paramètres. Ces paramètres tiennent compte d'une part du fait que la soudure est multipasses et d'autre part de la position de la passe dans le chanfrein

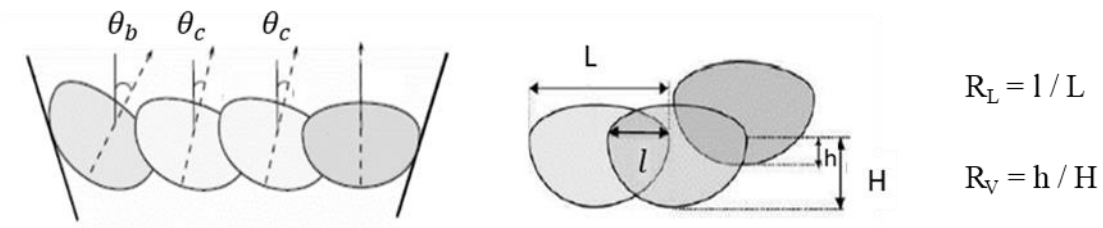


Figure 2-33 : Paramètres phénoménologiques d'entrées du modèle MINA (Gueudré et al. 2011).

La direction locale du grain est calculée par un algorithme qui prend en compte les règles physiques de croissances par épitaxie et sélective ainsi que l'influence du gradient de température.

Il a été démontré par (Gueudré et al. 2011) que le paramètre le plus influant sur la macrostructure est l'ordre d'enchaînement des passes dans le chanfrein.

## 2.7. Conclusion et axes d'étude

Cette large revue bibliographique a permis de mettre en évidence les paramètres de soudage TIG ayant un impact dominant sur la forme du bain au travers des courants de convection.

Ainsi, parmi l'ensemble des paramètres de soudage, la nature du gaz de protection, l'intensité de soudage, la tension de soudage (et donc la hauteur d'arc), l'angle d'affûtage de l'électrode ainsi que la présence d'éléments tensioactifs au sein des métaux de base et d'apports tels que le soufre ou sélénium sont des paramètres très influents.

Par ailleurs, il est intéressant d'observer que la morphologie du bain de fusion dépend aussi sensiblement de la vitesse de soudage. En effet, plus la vitesse de soudage est grande, plus le taux de croissance est important et donc plus la chaleur latente dégagée lors de la solidification est intense, ce qui conduit à des variations de morphologie des bains et donc des interfaces S/L.

Globalement, les autres paramètres ont un impact qui peut être négligé.

Les paramètres qui varient majoritairement dans l'industrie sont la tension, l'intensité, la vitesse de soudage et la vitesse de fil. De manière générale, l'angle d'affûtage de l'électrode est de 60°, la nature du gaz de protection est de l'argon et les taux de soufre au sein des métaux de base et d'apport sont inférieurs à 50 ppm.

De plus, nous mettons en lumière qu'il est difficile de définir une force de courant de convection prédominante, car les forces de courants de convection sont très dépendantes des paramètres de soudage. Toutefois, les études de (Tanaka et Lowke 2007) montrent que les courants de convection prédominants sont la force de cisaillement pour une configuration très similaire à la nôtre.

Les vitesses maximales d'écoulement pour ces forces sont de 47 cm/s tandis que pour les autres forces, celles de Marangoni, de Lorentz et de flottabilité, elles sont respectivement de : 18 cm/s, 5 cm/s et 1 cm/s. Etant donnée la prédominance forte de la force de cisaillement, l'augmentation de l'intensité par exemple aura pour conséquence d'augmenter les vitesses maximales de chacune des forces, sans impacter pour autant la prédominance de la force de cisaillement.

Les phénomènes physiques qui influencent la direction de croissance des grains sont la forme de l'interface S/L et les mécanismes de croissance par épitaxie et sélective. Un grain croît à partir du grain de la passe inférieure traduisant le mécanisme par épitaxie. Puis les grains tendent à croître dans la direction normale à l'interface S/L où le flux thermique est maximal (i.e. la direction du gradient thermique). Ainsi, les grains les mieux orientés par rapport à la normale à l'interface S/L, c'est-à-dire ceux dont l'une des six directions cristallographiques  $\langle 100 \rangle$  qui correspond à la direction de croissance



privilegiée est la plus proche de la normale à l'interface, voient leur croissance se poursuivre, caractérisant le phénomène de croissance sélectif.

Par ailleurs, dans certains cas, au niveau du recouvrement d'une passe sur une autre, aucun grain n'est bien « orienté » par rapport à la direction du gradient thermique, ce qui conduit à des changements brusques de directions traduisant le phénomène de croissance sélective.

Plusieurs modèles de description de macrostructures de soudures en acier inoxydable austénitique existent dans la littérature, soit à l'échelle dendritique, soit à l'échelle macroscopique des grains.

Des modèles à l'échelle dendritique, de type « automate cellulaire » ont commencé à être développés pour les soudures TIG multipasses. Toutefois, aucune validation expérimentale n'a été réalisée pour l'instant.

Les modèles à l'échelle des grains, selon le mode de description simplifiée symétrique, présentent des soudures dont les directions des grains sont calculées mathématiquement (sans lien avec les phénomènes physiques mis en jeu) et par conséquent éloignées de la macrostructure observée en réalité. En outre, ils ne tiennent pas compte des informations du cahier de soudage, comme l'ordre d'enchaînement des passes, pourtant très influent sur la croissance des grains, ni des mécanismes de croissance de grains. De plus, certaines des données d'entrée de ces modèles ne sont pas associées aux paramètres de soudage et ne sont donc pas accessibles à partir du cahier de soudage.

En revanche, le modèle de description réaliste nommé MINA, a été éprouvé avec succès pour des soudures à l'électrode enrobée et l'ensemble des données d'entrée est connue à partir du cahier de soudage. L'ordre des passes ainsi que les mécanismes de solidification sont intégrés dans ce modèle.

Les données d'entrée du modèle MINA sont associées aux paramètres de soudage du procédé à l'électrode enrobée et par conséquent, ce modèle ne peut être utilisé pour les soudures TIG.

Ainsi, le travail de thèse consiste à proposer un nouveau modèle de description de macrostructure adapté aux soudures TIG, suivant la philosophie de développement de MINA afin que les données d'entrée de ce modèle restent liées aux paramètres de soudage TIG.

La démarche qui est décrite au chapitre 4 consiste à prendre en compte les phénomènes physiques de solidification spécifiques aux soudures TIG, et les informations du cahier de soudage propre à la réalisation de chaque soudure.

Pour élaborer et valider ce modèle, nous disposons de maquettes de soudage TIG qui sont définies au chapitre 3 et donc de macrostructures de grains de référence (macrographies), pour des conditions variées (gamme des paramètres de soudage).

Dans le chapitre 5, nous pourrions ainsi comparer les macrostructures simulées par ce nouveau modèle MINA TIG avec les macrostructures de référence.



## **Chapitre 3 : Choix des paramètres expérimentaux et étude des maquettes d'essai**

### **Sommaire**

3.1. Description générale des maquettes .....	100
3.1.1. Choix des désignations métallurgiques des métaux de base et d'apport.....	100
3.1.2. Géométrie et dimensions de la plaque soudée et du chanfrein .....	100
3.1.3. Paramètres de soudage fixés et paramètres de soudage variables.....	102
3.2. Description de la démarche d'analyse des macrographies .....	107
3.2.1. Démarche adoptée .....	107
3.2.2. Types de réactifs utilisés .....	110
3.2.3. Procédure choisie pour les attaques chimiques .....	111
3.3. Etude des coupes macrographiques effectuées sur chaque maquette.....	111
3.3.1. Analyse de la maquette Référence .....	111
3.3.1.1. Etude des passes .....	111
3.3.1.2. Etude des directions de croissance des grains .....	112
3.3.2. Influence de la puissance, de la vitesse de soudage et de la vitesse de fil .....	118
3.3.2.1. Etude de la forme des passes.....	119
3.3.2.2. Etude des directions de croissance des grains .....	122
3.3.3. Influence du balayage de la passe.....	124
3.3.3.1. Étude de la forme des passes.....	124
3.3.3.2. Etude des directions de croissance des grains .....	126
3.3.4. Influence de l'ordre des passes .....	127
3.3.4.1. Étude de la forme des passes.....	127
3.3.4.2. Etude des directions de croissance des grains .....	131
3.4. Bilan .....	133

Ce chapitre présente l'étude de l'influence des paramètres de soudage sur six observables principaux des soudures, dont l'importance a déjà été démontrée avec le modèle MINA EE : le nombre de passes et de couches, la forme et les dimensions des passes, la valeur de la refusion verticale ainsi que la macrostructure (i.e. les mécanismes de croissance de grains). Cela est réalisé en expertisant des macrographies de maquettes de soudure.

La refusion latérale n'est pas prise en compte car elle dépend fortement du soudeur.

Les parties 3.1.1 et 3.1.2 définissent respectivement les matériaux utilisés et la géométrie de la plaque rainurée. L'épaisseur des plaques rainurées et la forme du chanfrein (en V) sont choisies pour être représentatives des soudures réalisées pour les réacteurs nucléaires, tout comme les paramètres de soudage fixés et comme les paramètres variables que nous définissons dans la partie 3.1.3. Nous choisissons de faire varier : la puissance de soudage, la vitesse de soudage, la vitesse de dévidage du fil d'apport, le balayage de la passe et l'ordre des passes.

Notre objectif est de développer un modèle de description de macrostructure basé sur la phénoménologie du soudage TIG. L'un des points clefs pour la qualité du modèle est d'identifier comment évolue la forme des passes en fonction des paramètres de soudage. En effet, la forme des passes joue un rôle considérable sur les directions de croissance des grains.

Nous cherchons aussi à étudier l'incidence de l'ordre des passes sur la macrostructure, pour les 4 séquences évoquées au chapitre 2 (Gauche Droite, Droite Gauche, AMéricaine Gauche Droite, AMéricaine Droite Gauche). Nous montrerons (§3.3.4) que l'ordre des passes identifié sur les macrographies ne correspond pas toujours à l'ordre choisi pour la fabrication.

Afin d'étudier plus précisément l'influence de l'ordre des passes, nous avons réalisé deux maquettes de soudage où le chanfrein est élargi, conduisant à augmenter le nombre de passes minimum par couche de 1 à 4 et le nombre de passes maximum par couche de 5 à 8.

La partie 3.4 expose le bilan de ce chapitre permettant de statuer sur l'ensemble des effets des paramètres de soudage sur les six observables retenus. Ce bilan forme la base nécessaire au choix des hypothèses de développement du modèle exposé ensuite dans le chapitre 4.

### 3.1. Description générale des maquettes

#### 3.1.1. Choix des désignations métallurgiques des métaux de base et d'apport

Ce travail s'inscrit dans le cadre du projet de Recherche & Développement d'un réacteur nucléaire à neutrons rapides refroidi au sodium (RNR-Na). Le circuit primaire des RNR-Na comprend de nombreux composants, tels que la cuve, les pompes, les échangeurs thermiques, immergés dans du sodium à haute température (jusqu'à 550°C). La plupart de ces composants est en acier inoxydable austénitique (316 L), car ce dernier présente une excellente résistance à la corrosion et une très bonne résistance mécanique à haute température. Nous nous intéressons aux soudures du circuit primaire où la désignation métallurgique du métal de base est un acier inoxydable austénitique 316 L et celle du métal d'apport est un acier inoxydable X4 CrNiMo 18-12-2 réputé pour réduire le risque de fissuration à chaud.

Le Tableau 3-1 présente les valeurs moyennes de la composition des métaux choisis en pourcentage massique, où MB correspond au métal de base et MA au métal d'apport.

	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Cu	Si	Co	N	P	S	B	Nb
MB	0.033	17.2	12.1	2.5	1.7	0.3	0.29	0.085	0.071	0.024	<0.005	<0.001	-
MA	0.04	17.0	10.7	1.9	1.5	0.1	0.45	0.002	0.05	0.012	0.0034	<0.0009	0.001

Tableau 3-1 : Composition chimique du métal de base (MB) et du métal d'apport (MA), valeurs moyennes mesurées exprimée en pourcentage massique.

Remarque : le taux de soufre dans le métal de base est inférieur à 50 ppm et est égal à 34 ppm pour le métal d'apport. Ainsi les valeurs de taux de soufre sont inférieures à 60 ppm conduisant à des courants de convection dus à la force de Marangoni (voir §2.3, p.68) centrifuge et donc favorisant la formation d'un bain large et peu profond.

#### 3.1.2. Géométrie et dimensions de la plaque soudée et du chanfrein

Afin d'étudier l'influence des paramètres de soudage sur la forme des passes et la macrostructure, nous choisissons de fabriquer 9 maquettes dont chaque passe est réalisée avec les mêmes paramètres de soudage.

Les maquettes sont réalisées sur des plaques rainurées de 25 mm d'épaisseur (Figure 3-1) de manière à ne pas avoir de passe racine qui aurait été réalisée avec des paramètres de soudage différents. La plaque est obtenue à partir d'une tôle laminée. La direction de laminage est transverse à la direction de soudage pour des raisons de croissance de grains par épitaxie au niveau du chanfrein. La Figure 3-1.a

illustre le repère de travail où DS est la direction de soudage, DL est la direction de laminage et DV est la direction verticale ainsi que les dimensions de la plaque.

Cette figure présente aussi les dimensions du chanfrein, pour les versions 1 (Cv1, Figure 3-1.b) et 2 (Cv2, Figure 3-1.c), où la forme est en « V » et le demi-angle d'ouverture est de  $35^\circ$  pour les deux versions. La seconde version de chanfrein est plus large pour étudier l'influence de l'ordre des passes.

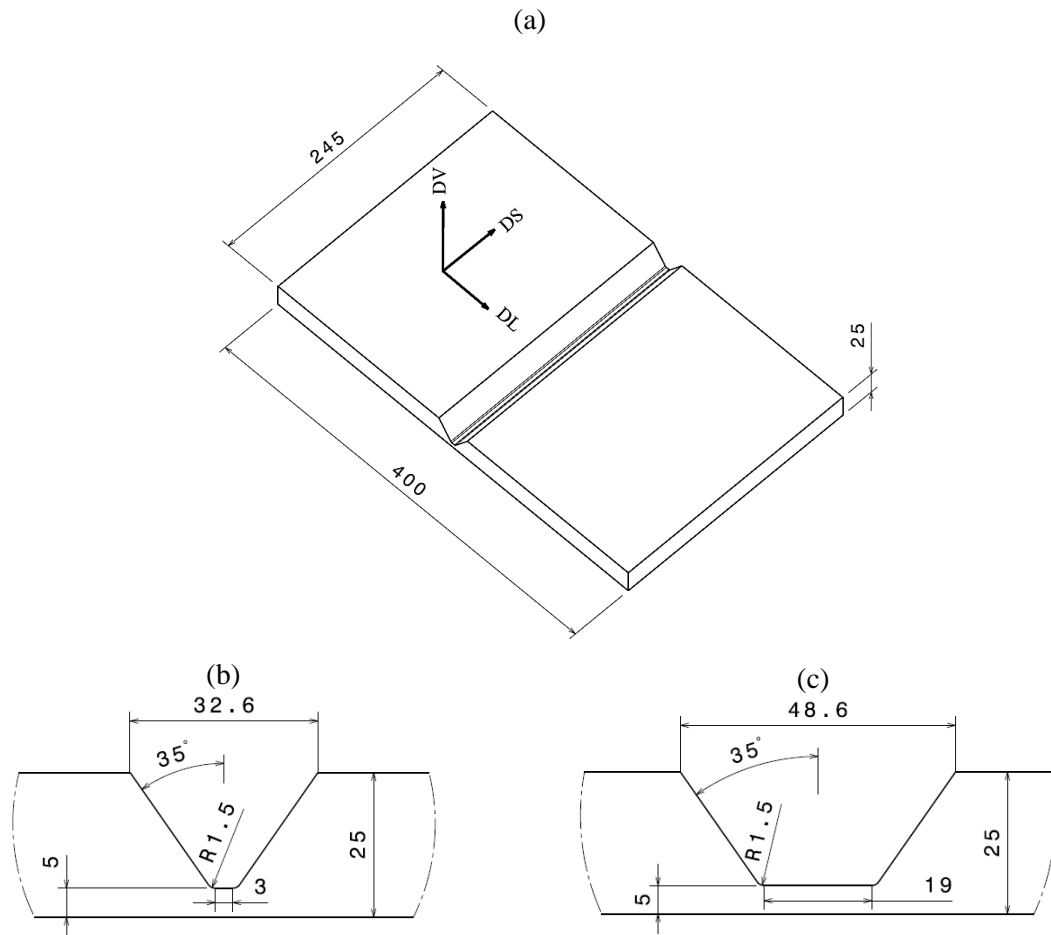


Figure 3-1 : Définition des maquettes, dimensions de la plaque soudée et repère de travail (a), et dimensions du chanfrein, version 1 (Cv1) (b) et version 2 (Cv2) (c).

Afin de limiter les déformations plastiques au cours du soudage, il est nécessaire de brider les maquettes. Les déformations sont dues aux phénomènes couplés : dilatation hétérogène lors de l'échauffement et rétreint lors de la solidification.

Pour cela quatre clames en acier de construction mécanique (nuance C35) sont utilisées sur chaque maquette (Figure 3-2). Des rainures débouchantes sont usinées sur les clames afin de permettre le passage de la protection de gaz envers pour les premières couches de chaque maquette. Ces clames sont soudées d'une part sur la face envers des maquettes et d'autre part sur une plaque support rigide de 40 mm d'épaisseur en acier de construction mécanique (C35).

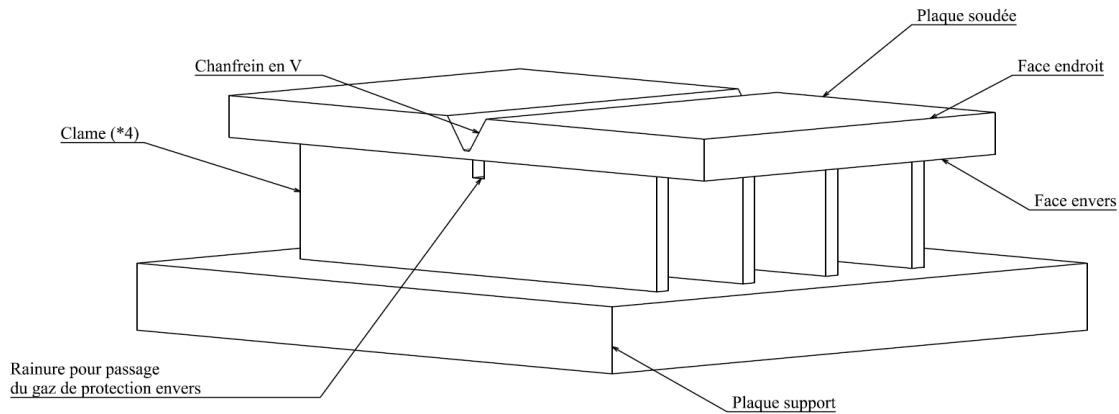


Figure 3-2 : Assemblage de la maquette avec clames et plaque support.

Notons que la conséquence du bridage est potentiellement la présence d'un champ de contraintes internes pouvant modifier la texture de la soudure. En effet la texture peut être engendrée par la solidification, comme nous l'avons largement abordé dans le chapitre 2, ou par la déformation plastique (comme par exemple le laminage, (Parnière 1979)). Toutefois, bien que le champ de contraintes internes ait un impact sur la texture, il semble cohérent de supposer que cet effet est beaucoup moins important que celui du soudage, et qu'on peut donc ici négliger cet aspect.

### 3.1.3. Paramètres de soudage fixés et paramètres de soudage variables

L'étude bibliographique qui portait entre autres sur l'influence des paramètres de soudage sur la forme du bain de fusion (§2.3, p.68) et des paramètres de solidification (§2.4, p.77), nous a permis d'identifier 10 paramètres de soudage particulièrement influents qui sont :

- L'intensité.
- La tension.
- La vitesse de soudage.
- L'angle d'affûtage.
- Le balayage de passe.
- L'ordre des passes.
- La position de soudage.
- La nature du gaz de protection.
- La présence et le taux d'éléments actifs dans les métaux de base et d'apport tels que le soufre.

Dans notre cas, les taux de soufre sont inférieurs à 50 ppm (§3.1.1). De plus, l'angle d'affûtage est de 60° et la nature du gaz de protection est de l'argon. Ce qui est aussi généralement le cas dans l'industrie. En outre, de manière à réduire le nombre de paramètres, nous choisissons de fixer la position de soudage (à plat) et l'inclinaison de la torche (la torche est colinéaire à l'axe DV, Figure 3-1).

La Figure 3-3 illustre les quatre ordres des passes « classiques », les passes dont le contour est bleu correspondent aux dernières passes de chaque couche. A l'inverse, les passes dont le contour est gris correspondent aux passes aux bords et successives. Parmi ces quatre ordres des passes identifiés, nous avons choisi d'étudier le cas où l'ordre est à l'AMéricaine Gauche Droite (AM GD) et celui de Gauche à Droite (GD). A noter que le terme « AMéricaine » est un terme métier définissant un ordre d'un bord à un autre vers le centre. On distinguera par la suite pour chaque couche les passes au bord, les passes successives et la dernière passe.

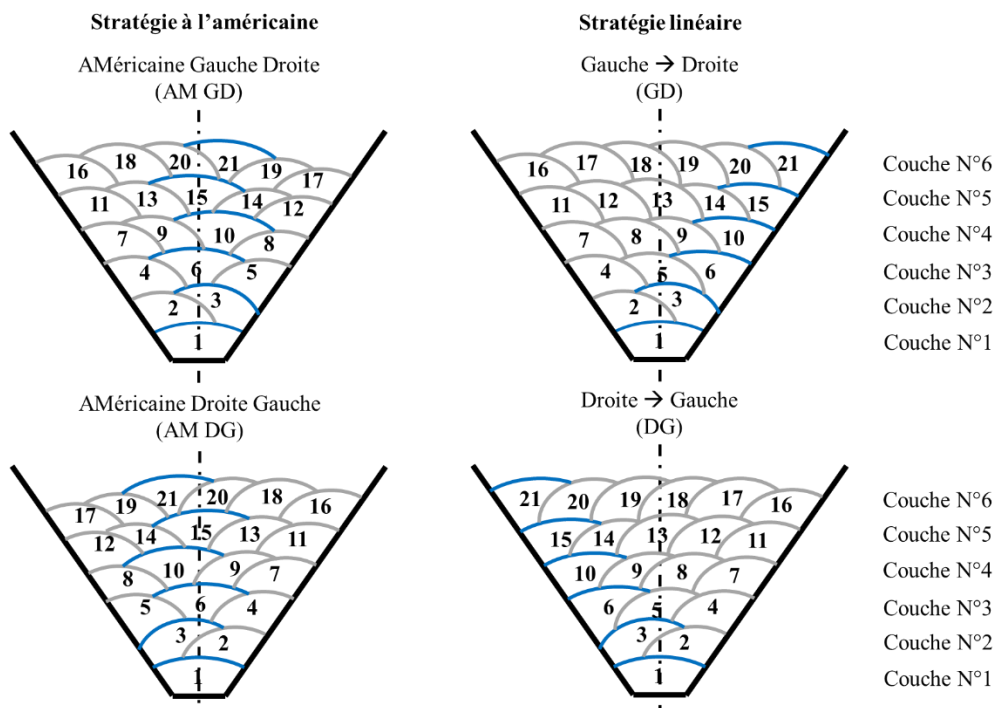


Figure 3-3 : Illustration des quatre ordres des passes (en bleu la dernière passe de chaque couche).

De plus, dans le cas de soudures nucléaires ou plus généralement industrielles, l'ordre des passes n'est pas nécessairement imposé et donc l'ordre des passes peut varier d'une couche à l'autre à la convenance du soudeur.

Nous montrons par ces travaux que le choix de l'ordre des passes n'est pas anodin et a une forte incidence sur la macrostructure de la soudure et donc sur la contrôlabilité de la soudure. Pour compléter les ordres de passes mentionnés plus haut, pour cette étude, nous définirons également deux maquettes où l'ordre des passes varie en cours de soudage.



Au total 9 maquettes sont réalisées, que nous présentons ci-dessous, pour lesquelles nous faisons varier 6 paramètres de soudage, qui sont : l'intensité, la tension et la vitesse de soudage ainsi que la vitesse de fil, le balayage de passe et l'ordre des passes.

Les niveaux de chacun des paramètres variables sont représentés par un code de couleur : **vert** correspondant au niveau bas, **bleu** au niveau moyen et **rouge** au niveau haut et sont détaillés dans quatre tableaux afin de faciliter la lecture : Tableau 3-2, Tableau 3-3, Tableau 3-4 et Tableau 3-5. De plus, l'énergie de soudage est aussi indiquée, qui correspond à la quantité d'énergie transmise aux pièces à souder par mètre :

$$E_S = \eta \cdot \frac{U \cdot I}{V_S} \quad 3.1$$

où  $U$  est la tension,  $I$  est l'intensité et  $V_S$  est la vitesse de soudage et  $\eta$  le rendement du procédé (supposé égal à 1).

**La maquette appelée « Référence »** est celle où l'énergie de soudage a été choisie pour être proche des énergies utilisées dans le cadre des soudures pour les réacteurs nucléaires, tout comme la tension, l'intensité et la vitesse de soudage.

Libellé maquette	Etude de l'influence	U (V)	I (A)	V <sub>S</sub> (mm/min)	E <sub>S</sub> (kJ/cm)	V <sub>Fil</sub> (mm/min)	Balayage torche	Ordre Passes
Référence	Maquette de référence	12	290	164	12,7	2000	Non	AM GD

Tableau 3-2 : Définition des paramètres de soudage variables pour la maquette Référence.

Le Tableau 3-3 définit les paramètres de soudage de trois autres maquettes appelées « Puissance » (pour étudier l'effet de la puissance de soudage), « Vitesse » (pour étudier l'effet de la vitesse de soudage) et « Fil » (pour étudier l'effet de la vitesse de fil du métal d'apport), en rappelant premièrement les paramètres de soudage de la maquette Référence.

Libellé maquette	Etude de l'influence	U (V)	I (A)	V <sub>S</sub> (mm/min)	E <sub>S</sub> (kJ/cm)	V <sub>Fil</sub> (mm/min)	Balayage torche	Ordre Passes
Référence	Maquette de référence	12	290	164	12,7	2000	Non	AM GD
Puissance	De l'intensité I et la tension U (i.e. puissance de soudage)	10	190	164	7,0	2000	Non	AM GD
Vitesse	De la vitesse de soudage V <sub>S</sub> (i.e. énergie de soudage)	12	290	105	19,9	2000	Non	AM GD
Fil	De la vitesse de fil V <sub>Fil</sub> (i.e. taux de dépôt)	12	290	164	12,7	1000	Non	AM GD

Tableau 3-3 : Définition des paramètres de soudage variables pour les maquettes Puissance, Vitesse et Fil.

Nous avons défini les paramètres de **la maquette Puissance** de manière que l'énergie de soudage soit environ égale à la moitié de celle de Référence via la puissance de soudage, en conservant la vitesse de soudage de la maquette Référence.

Pour **la maquette Vitesse**, nous avons choisi une puissance de soudage équivalente à la maquette Référence mais avec une énergie de soudage plus importante (d'environ 50%) via la vitesse de soudage. Cette maquette correspond à la plus forte énergie, qui a été choisie sur un seuil limite pratique afin d'éviter des défauts de type fissuration à chaud.

Concernant **la maquette Fil**, la vitesse de dévidage du fil d'apport est divisée par deux (soit 1000 mm/minute) par rapport à la maquette Référence.

Remarque : pour la suite, nous utiliserons le terme "vitesse de fil" au lieu de "vitesse de dévidage du fil d'apport".

Une quatrième **maquette appelée « Balayage »** permet d'étudier l'effet du balayage : la vitesse de fil est aussi de 1000 mm/minute et la torche réalise aussi un déplacement transverse au sens de soudage (passes balayées). Les paramètres de soudage de la maquette Balayage sont donnés dans le Tableau 3-4.

Remarque : pour la maquette Balayage, dans la mesure où deux paramètres ont varié (balayage et vitesse de fil), les résultats seront comparés à ceux de la maquette Fil et non à ceux de la maquette Référence, d'où le rappel des paramètres de la maquette Fil dans le Tableau 3-4.

Libellé maquette	Etude de l'influence	U (V)	I (A)	V <sub>S</sub> (mm/min)	E <sub>S</sub> (kJ/cm)	V <sub>Fil</sub> (mm/min)	Balayage torche	Ordre Passes
<b>Fil</b>	De la vitesse de fil V <sub>fil</sub> (i.e. taux de dépôt)	12	290	164	12,7	1000	Non	AM GD
<b>Balayage</b>	De la vitesse de fil V <sub>fil</sub> (i.e. taux de dépôt) Du balayage de passe	12	290	164	12,7	1000	Oui	AM GD

Tableau 3-4 : Définition des paramètres de soudage variables pour les maquettes Fil et Balayage.

Pour ces cinq premières maquettes, l'ordre des passes est fixé et correspond à l'AMéricaine Gauche Droite (AM GD). Pour les autres maquettes, l'ordre des passes a été modifié.

Le Tableau 3-5 présente les paramètres de soudage de quatre autres maquettes qui permettent d'étudier l'effet de l'ordre des passes. Elles sont appelées « Gauche Droite v1 », « Zig Zag v1 », « Gauche Droite v2 » et « Zig Zag v2 » et sont identiques à la maquette Référence sauf pour l'ordre des passes.

Libellé maquette	Etude de l'influence	U (V)	I (A)	V <sub>s</sub> (mm/min)	E <sub>s</sub> (kJ/cm)	V <sub>fil</sub> (mm/min)	Balayage torche	Ordre Passes
Référence	Maquette de référence	12	290	164	12,7	2000	Non	AM GD
Gauche Droite v1	De l'ordre des passes : GD	12	290	164	12,7	2000	Non	GD
Zig Zag v1	De l'ordre des passes : Zig Zag v1	12	290	164	12,7	2000	Non	Zig Zag v1
Gauche Droite v2	De l'ordre des passes : GD Chanfrein large (+ passes par couche)	12	290	164	12,7	2000	Non	GD
Zig Zag v2	De l'ordre des passes : Zig Zag v2 Chanfrein large (+ passes par couche)	12	290	164	12,7	2000	Non	Zig Zag v2

Tableau 3-5 : Définition des paramètres de soudage variables pour les maquettes Gauche Droite v1, Zig Zag v1, Gauche Droite v2 et Zig Zag v2.

**Les maquettes Gauche Droite v1 et Zig Zag v1** ont des ordres de passes différents de la maquette Référence. Pour l'ordre en Zig Zag v1, l'ordre des passes varie dans l'épaisseur : les 8 premières couches sont effectuées en Gauche Droite, puis de la couche 9 à 13, en Droite Gauche, et enfin de la couche 14 à la couche dernière couche (18), en AMéricaine Gauche Droite.

**Les maquettes Gauche Droite v2 et Zig Zag v2** ont un chanfrein plus large (Cv2), dans le but d'augmenter le nombre de passes par couche et donc d'étudier l'influence de l'ordre des passes.

Nous choisissons, pour l'ordre Zig Zag v2, de mettre en lumière particulièrement l'influence des ordres de passes « linéaires », c'est-à-dire Gauche Droite et Droite Gauche. Pour ce faire, l'ordre des passes est réalisé pour les 4 premières couches à l'AMéricaine Gauche Droite, puis de la couche 5 à 10 en Gauche Droite et enfin de la couche 11 à la dernière (15) en Droite Gauche.

### 3.2. Description de la démarche d'analyse des macrographies

#### 3.2.1. Démarche adoptée

Notre objectif est de comprendre la solidification au sein des soudures multipasses TIG en acier inoxydable austénitique. On cherche notamment à décrire la macrostructure afin de maîtriser les phénomènes de propagation d'ondes ultrasonores. Pour se faire, nous nous intéressons à la solidification passe par passe.

Comme exposé dans l'étude bibliographique sur la solidification (§2.4, p.77), la forme et les dimensions des passes ont un fort impact sur les directions de croissance.

Par ailleurs, dans le cas des soudures multipasses (§2.5, p.85), les données de la littérature montrent que la refusion entre passes joue un rôle important, et peut être dissociée en deux types : la refusion latérale et la refusion verticale.

Par conséquent, le nombre de passes par couche dépend des largeurs du chanfrein et des passes ainsi que de la refusion latérale et le nombre de couches, dépend de la hauteur totale des passes et de la refusion verticale. Le nombre de passes par couche et le nombre de couches ont une influence sur les directions de croissance.

Pour cela, nous étudions pour l'ensemble des maquettes réalisées :

- Les macrographies de la forme des passes.
- Les macrographies de la macrostructure.

Pour les analyses de la macrostructure, c'est-à-dire l'étude des directions de croissance des grains, nous superposons la forme des passes à la macrostructure.

Nous comparons les dimensions associées à la maquette Référence aux dimensions associées aux autres maquettes. Les dimensions caractéristiques d'une passe sont : la largeur ( $W_{Pass}$ ) et la hauteur totale ( $H_{Pass}$ ). La hauteur totale correspond à la somme de deux dimensions (Figure 3-4) : la hauteur liée à la quantité de métal d'apport déposée (que nous nommons : le renforcement  $R_{Pass}$  (en anglais reinforcement)) et la hauteur liée à la quantité de métal refusionnée (que nous nommons : la profondeur de pénétration  $D_{Pass}$ ). Le renforcement de passe  $R_{Pass}$  correspond à la partie bombée en soudage monopasse, et à la hauteur de la partie apparente des passes d'un soudage multipasses, sauf pour la dernière couche où la hauteur apparente correspond à la hauteur totale de passe  $H_{Pass}$ .

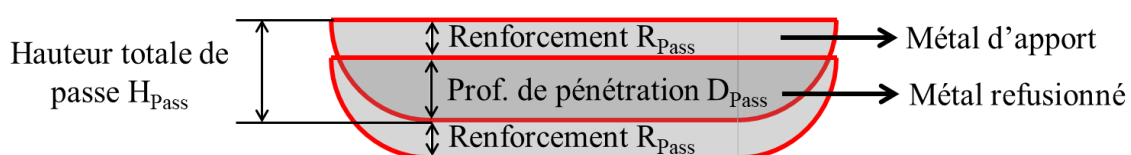


Figure 3-4 : Illustration de la pénétration d'une passe sur une autre.

Nous choisissons de calculer la hauteur totale et le renforcement de passe, en utilisant la connaissance de leurs aires et de leurs largeurs.

Pour cela, pour chaque maquette, nous mesurons la largeur et l'aire :

- Des passes localisées au niveau de la dernière couche (exemple Figure 3-5, contour rouge), car ces passes ne subissent pas de refusion verticale et donc facilite l'estimation du contour pour les parties refusionnées latéralement, ce qui permet de mesurer la moyenne des aires, des largeurs et de déterminer la moyenne des hauteurs totales des passes.
- Des dernières passes de chaque couche (exemple Figure 3-5, contour jaune), puisque ces passes ne subissent pas de refusion latérale et donc il est aisé de mesurer leur largeur, ce qui permet aussi de déterminer le renforcement pour chacune de ces passes. Le renforcement de passe est lié à la quantité de métal d'apport déposée par passe.

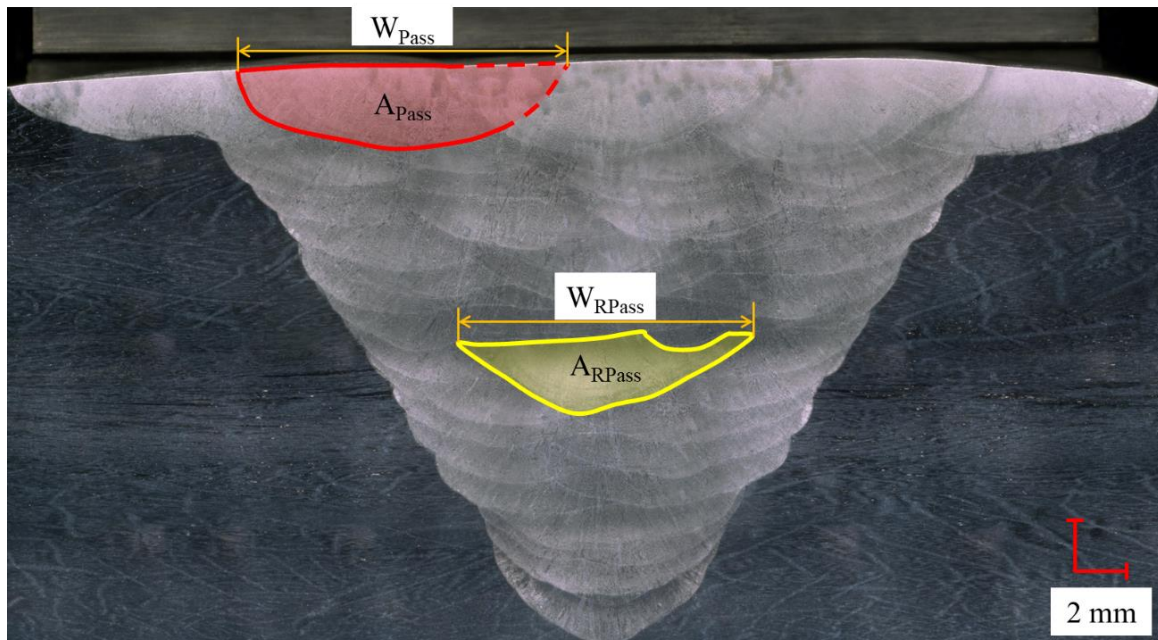


Figure 3-5 : Macrographie de la maquette Référence : mesure de la largeur ( $W_{Pass}$ ) et de l'aire totale ( $A_{Pass}$ ) de la passe après tracé du contour (en rouge), extrapolé pour les parties refusionnées latéralement (pointillés rouges), et mesure de largeur ( $W_{RPass}$ ) et de l'aire ( $A_{RPass}$ ) de renforcement de passe après tracé du contour (en jaune).

Nous montrons au travers des analyses macrographiques (exemple la Figure 3-5) que la forme de passe est arrondie sur les extrémités et à fond plat au centre. La Figure 3-6.a montre un exemple de la forme de passe (la dernière) extraite de la maquette Référence. Nous considérons que cette forme est assimilable à une forme « U-flat » (Figure 3-6.b). La Figure 3-6.c montre la superposition de la forme de passe observée à celle supposée « U-flat ».

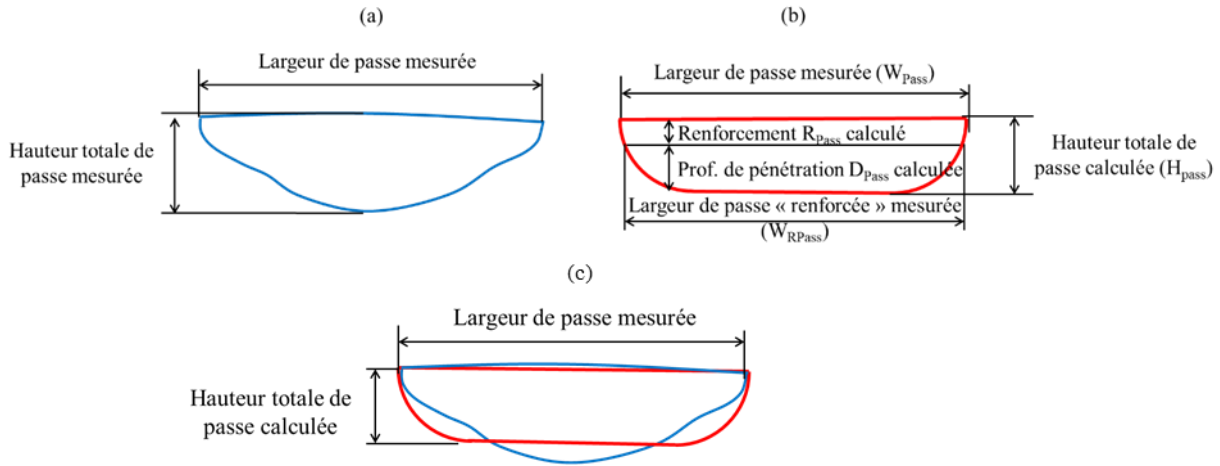


Figure 3-6 : Forme et dimensions des passes observées (exemple de la dernière passe de la maquette Référence) (a), dimensions de la passe supposée « U-flat » (b) et superposition de la forme de passe observée à celle supposée « U-flat » (c).

Par conséquent, il est aisé d'obtenir une relation analytique entre la hauteur totale ou le renforcement de passe et l'aire ainsi que la largeur de la passe :

$$H_{Pass} = \frac{-W_{Pass} + \sqrt{(W_{Pass})^2 + 4 \cdot \left(\frac{\pi}{2} - 2\right) \cdot A_{Pass}}}{2 \cdot \left(\frac{\pi}{2} - 2\right)} \quad 3.2$$

$$R_{Pass} = \frac{-W_{RPass} + \sqrt{(W_{RPass})^2 + 4 \cdot \left(\frac{\pi}{2} - 2\right) \cdot A_{RPass}}}{2 \cdot \left(\frac{\pi}{2} - 2\right)}$$

où  $H_{Pass}$  et  $R_{Pass}$  sont respectivement la hauteur totale et le renforcement calculés de passe,  $W_{Pass}$  et  $W_{RPass}$  sont respectivement les largeurs mesurées de passe et de renforcement de passe,  $A_{Pass}$  et  $A_{RPass}$  sont respectivement les aires totale et renforcée mesurées de passe.

Cette méthode d'obtention des valeurs de la hauteur totale et du renforcement de passe permet à la fois d'éliminer les variations locales de la forme de passe causées par les effets de convection, et de définir une base de comparaison commune.

Par ailleurs, nous définissons la refusion verticale ( $R_{VPass}$ ) comme étant égale au rapport entre la profondeur de pénétration ( $D_{Pass}$ ) et la hauteur totale ( $H_{Pass}$ ), qui peut être aussi exprimée en fonction du rapport entre le renforcement ( $R_{Pass}$ ) et la hauteur totale ( $H_{Pass}$ ) :

$$R_{VPass} = \frac{D_{Pass}}{H_{Pass}} = 1 - \frac{R_{Pass}}{H_{Pass}} \quad 3.3$$

Compte-tenu du fait que les paramètres de soudage sont identiques pour chaque passe pour une même maquette, nous faisons l'hypothèse que les hauteurs totales de chaque passe sont égales à la hauteur totale moyenne des passes de la dernière couche.

Ainsi, à partir du calcul de la moyenne des renforcements des dernières passes de chaque couche et de la moyenne des hauteurs totales des passes de la dernière couche, nous estimons la valeur de la refusion verticale (équation 3.3).

Premièrement, les conclusions de ces analyses sont développées pour la maquette Référence.

Puis ces conclusions sont comparées à celles des autres maquettes pour lesquelles on a fait varier un paramètre de soudage.

Remarque : aucune mesure par diffraction de rayons X n'a été réalisée pour confirmer que la texture morphologique des grains correspond à la texture cristallographique. Toutefois, (Chassignole 2000) ayant montré que c'est le cas pour les soudures réalisées à l'électrode enrobée, nous faisons l'hypothèse que c'est aussi le cas pour les soudures TIG.

### 3.2.2. Types de réactifs utilisés

Deux réactifs sont utilisés pour révéler soit les contours de passes, soit la macrostructure (les grains). Par souci de simplicité, le premier réactif est nommé « perchlorure de fer » et le second « eau régale ». Nous détaillons plus précisément ces deux réactifs.

« **Perchlorure de fer** » : pour révéler la forme des passes

- Solution de perchlorure de fer ( $\text{FeCl}_3$ ) saturée.
- Solution de chlorure d'hydrogène (HCl) dans l'eau qui correspond à une concentration massique d'acide chlorhydrique de 37%.

Le réactif perchlorure de fer est composé de 90% de la solution de perchlorure de fer saturée et de 10% d'acide chlorhydrique.

« **L'eau régale** » : pour révéler la macrostructure

- Solution de chlorure d'hydrogène (HCl) dans l'eau qui correspond à une concentration massique d'acide chlorhydrique de 37%.
- Solution de dioxyde d'azote ( $\text{NO}_2$ ) dans l'eau qui correspond à une concentration massique en acide nitrique de 68%.

Le réactif eau régale est composé de 50% d'acide chlorhydrique, de 25% d'acide nitrique et de 25% d'eau déminéralisée.

### 3.2.3. Procédure choisie pour les attaques chimiques

Tout d'abord, il est nécessaire de réaliser un polissage miroir de l'échantillon étudié. Puis une première attaque est réalisée au perchlorure de fer. La durée de cette attaque est de l'ordre de 20 secondes et est appliquée à l'aide d'un coton. Cette attaque permet de révéler la forme des passes, qui est ensuite analysée au microscope. Un premier cliché est réalisé.

Puis, sans repolissage, la deuxième attaque est effectuée à l'eau régale. L'échantillon est immergé dans la solution, la durée de l'attaque étant de l'ordre de la minute. La macrostructure est ainsi révélée. Un second cliché est réalisé.

## 3.3. Etude des coupes macrographiques effectuées sur chaque maquette

### 3.3.1. Analyse de la maquette Référence

#### 3.3.1.1. Etude des passes

La Figure 3-7 expose la forme des passes où les contours gris sont les passes aux bords et successives et les contours bleus sont les dernières passes de chaque couche.

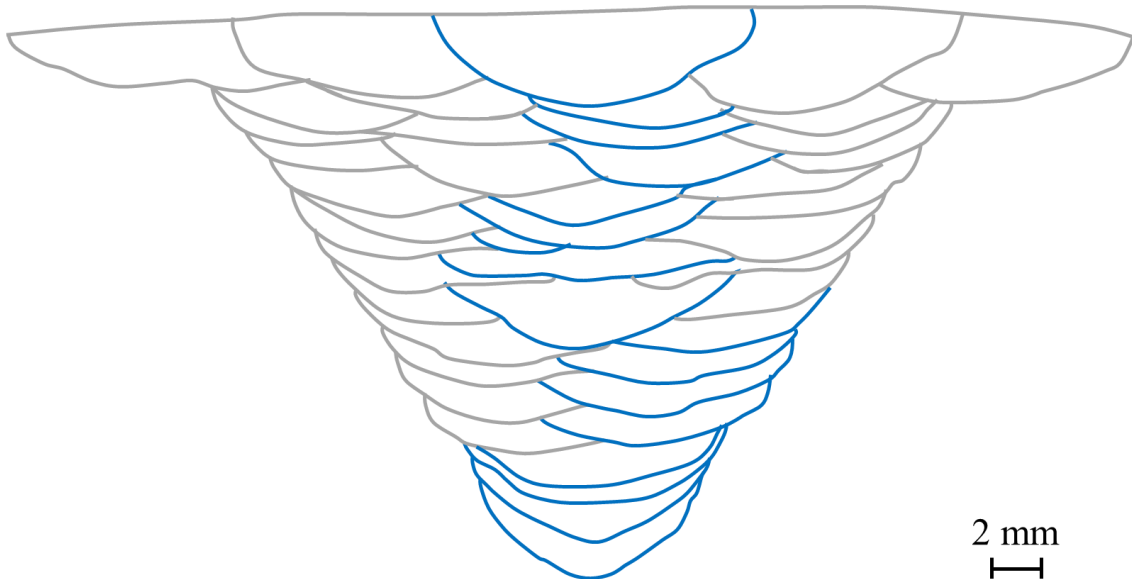


Figure 3-7 : Forme des passes de la maquette Référence, les contours gris correspondent aux passes aux bords et successives et les contours bleus sont les dernières passes de chaque couche. Au total, il y a 44 passes réparties sur 17 couches.



Nous observons que l'ordre des passes réalisé à l'Américaine Gauche Droite est retrouvé. De plus, la forme des contours (i.e. forme des passes) est relativement identique pour l'ensemble des passes et tend vers une forme à fond plat et arrondi sur les extrémités. Nous identifions aussi que la largeur des premières passes est plus faible que la largeur des dernières passes, puisque qu'au niveau des premières couches, la largeur du chanfrein est plus faible que la largeur des passes des dernières couches.

Par ailleurs, il est intéressant de noter que pour cette maquette l'intensité de soudage est de 290 A. Or l'étude bibliographique (§2.3, p.68) montre que pour des intensités supérieures à 200 A, les courants de convection dus à la force de Lorentz et la pression d'arc favorisant la formation d'un bain profond et à fond concave sont non négligeables. Toutefois, bien que ces forces soient non négligeables, compte-tenu de la forme des passes observées, elles restent visiblement dominées par les forces de cisaillement aérodynamique et de Marangoni.

Parmi les forces dominantes, seule la force de cisaillement aérodynamique est dépendante de l'intensité (évolue avec le carré de l'intensité). Ainsi, on conclut que, bien que l'intensité augmente, la force de cisaillement est toujours prédominante et par conséquent la forme de la passe n'est pas modifiée mais seulement ses dimensions.

La largeur et l'aire moyennes mesurées des passes de la dernière couche sont respectivement :  $\langle W_{\text{Pass}} \rangle$  de 12.8 mm et  $\langle A_{\text{Pass}} \rangle$  de 32.7 mm<sup>2</sup>.

La moyenne de la hauteur totale et du renforcement calculées sont respectivement :  $\langle H_{\text{Pass}} \rangle$  de 2.8 mm et  $\langle R_{\text{Pass}} \rangle$  de 1.1 mm, conduisant à une profondeur de pénétration moyenne  $\langle D_{\text{Pass}} \rangle$  de 1.7 mm et la valeur moyenne de la refusion verticale  $\langle R_{V\text{Pass}} \rangle$  de 0.62.

#### 3.3.1.2. Etude des directions de croissance des grains

La Figure 3-8 présente la superposition des contours de passes sur la macrostructure. Nous observons sur cette figure, que la macrostructure est fortement texturée (i.e. longs grains colonnaires). En effet un grand nombre de grains traverse plusieurs passes, leurs dimensions sont de plusieurs millimètres de longueur et de quelques dixièmes de millimètres de largeur. Par ailleurs, la présence de grains colonnaires de grandes longueurs indique que le mécanisme de solidification prédominant est l'épitaixie.

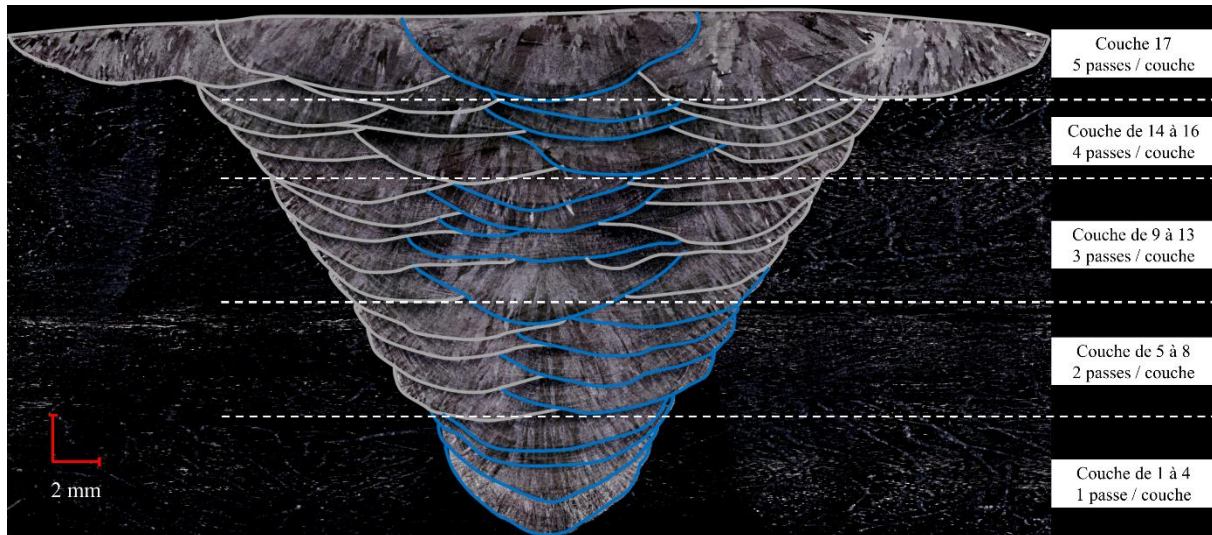


Figure 3-8 : Macrographie de la maquette Référence : superposition du contour des passes sur la macrostructure.

En outre, nous observons que la macrostructure semble être relativement symétrique par rapport à l'axe du chanfrein. En effet, l'ordre des passes choisi est AM GD (Figure 3-3) et par conséquent, si le nombre de passes par couche est impair, la dernière passe est positionnée (horizontalement) au centre du chanfrein, conduisant à un ordre symétrique. Tandis que, si le nombre de passes par couche est pair, la dernière passe est décalée à droite de l'axe du chanfrein et dans ce cas l'ordre est asymétrique.

Dans notre cas, sur les 17 couches qui composent cette soudure, le nombre de couches où le nombre de passes est impair est majoritaire, au total 10 couches, réparties sur l'ensemble de l'épaisseur, ce qui conduit à une macrostructure relativement symétrique. Pour les 4 premières couches composées d'une seule passe, la croissance des grains est symétrique au sein de ces passes (ce que nous détaillons plus précisément sur la Figure 3-9).

De même pour les couches 9 à 13 où le nombre de passes par couche est impair (égal à 3), la croissance de grains au sein des dernières passes de ces couches est symétrique, favorisant une croissance de grains symétrique au sein de ces couches. Concernant la dernière couche où le nombre de passes est de 5 (impair donc), la croissance de grains est aussi symétrique.

A l'inverse, pour les couches 14 à 16 où le nombre de passes est de 4, la croissance des grains observée au sein des dernières passes de ces couches est symétrique mais qui sont décalées à droite de l'axe du chanfrein, conduisant à une croissance de grains au sein de ces couches asymétriques. Par conséquent, cette macrostructure est globalement symétrique mais localement au niveau des couches 14 à 16 une légère asymétrie apparaît due au nombre pair de passes par couche.

De plus, nous analysons pour les couches 5 à 8 où le nombre de passes est de 2, que la croissance de grains observée au sein des dernières passes (décalée à droite de l'axe du chanfrein) n'est pas symétrique. En effet, la croissance par épitaxie est dominante dans ce cas, ce qui conduit à une croissance symétrique au sein de ces couches, bien que le nombre de passes soit pair. Nous expliquons cette observation plus précisément dans la suite.

Pour la suite de ce paragraphe nous étudions plus particulièrement les mécanismes de solidification.

Les analyses des mécanismes de croissance au niveau de la première passe (Figure 3-9.a) mettent en évidence que les grains de cette passe reposent sur des grains où la distribution des orientations est homogène (i.e. le métal de base) et adoptent leur orientation cristalline traduisant le mécanisme de croissance par épitaxie. Puis, dans la zone « proche » du contour de la passe (qui est la première interface Solide/Liquide formée), le mécanisme de croissance sélective « sélectionne » les grains initialement formés par épitaxie les mieux orientés par rapport à la direction locale du gradient thermique (flèches orange) qui est normale à l'interface S/L. Par conséquent les grains croissent (flèches pointillées jaunes) selon la direction locale du gradient thermique (flèches orange).

En revanche, au sein de la soudure (Figure 3-9.b), les grains (flèches pointillées jaunes) reposent sur des grains avec des directions privilégiées (flèches vertes). Le mécanisme de croissance par épitaxie impose alors leur orientation cristalline. Puisque la forme de la passe est majoritairement à fond plat, les directions des grains sont parallèles entre elles et il y a donc peu de compétition cristalline, ce qui conduit au mécanisme de croissance prédominant par épitaxie. Par ailleurs, nous observons des différences angulaires entre la direction des grains (flèches pointillées jaunes, colinéaires aux flèches vertes) et la direction locale du gradient thermique (flèches orange), pouvant atteindre 30°.

Toutefois, nous remarquons qu'au niveau de la refusion d'une passe sur sa(ses) voisine(s), la croissance sélective peut devenir prédominante. En effet, la macrographie montre par endroits des variations brutales des directions des grains (exemple sur la Figure 3-9.c). La différence angulaire minimale mesurée entre la direction du grain de la passe précédente (flèche verte) et la direction locale du gradient thermique (flèche orange) pour cette maquette est ici d'environ 38°.

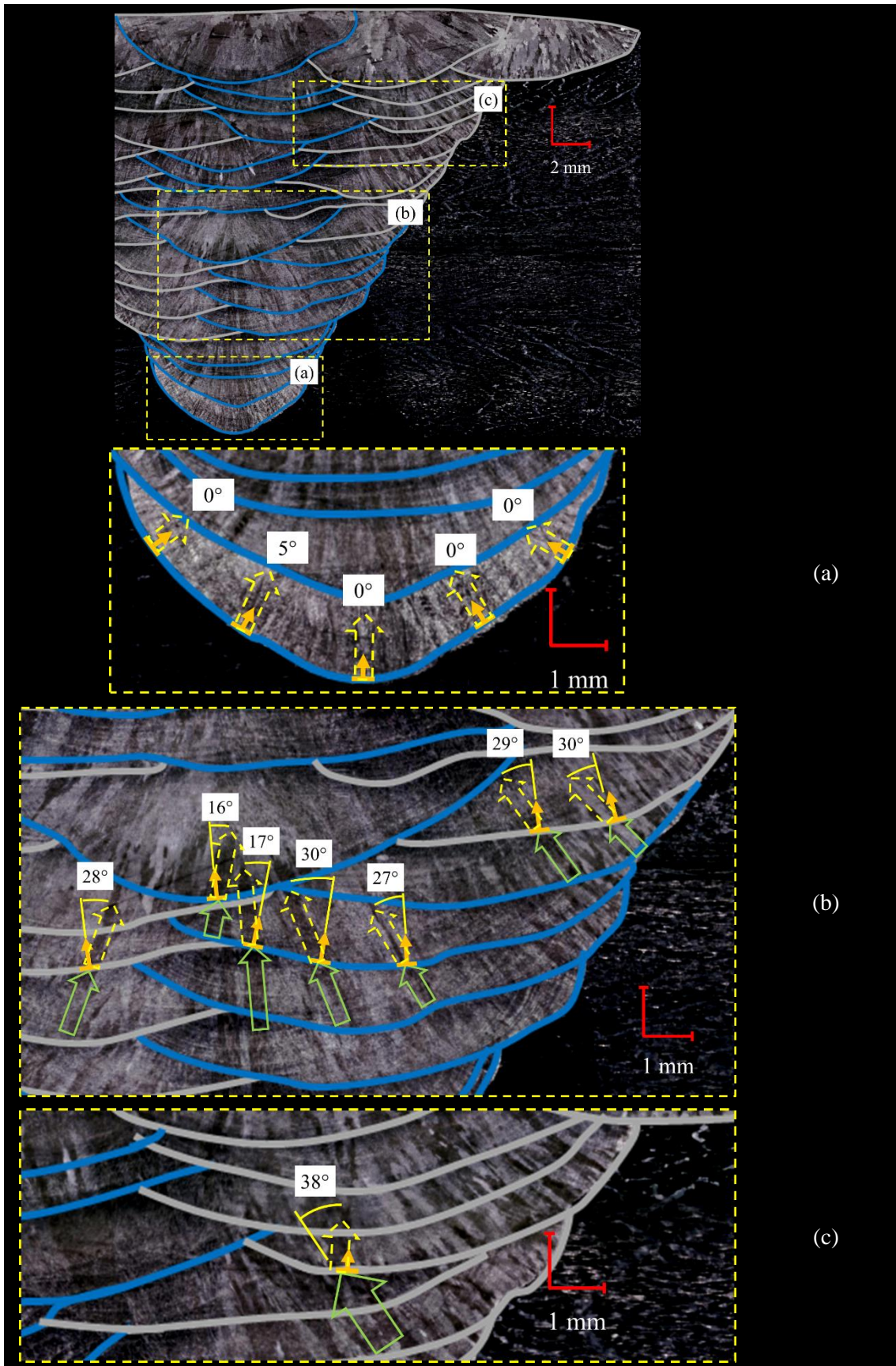


Figure 3-9 : Macrostructure de la maquette Référence, analyse des mécanismes de croissance des grains au sein de la première passes (a), au sein de la soudure (b) et au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (c).

Nous venons de détailler les mécanismes de croissance des grains au sein de la soudure Référence. La croissance est principalement régie par le mécanisme de croissance par épitaxie. L'étude bibliographique (§ 2.4, p.77) et ces analyses mettent en exergue que le paramètre principal est la direction du gradient thermique.

Lors de la fabrication de la maquette Référence, nous avons filmé le bain de fusion au cours du soudage de plusieurs passes afin d'extraire des images pour analyser la géométrie du bain. Nous avons observé que la géométrie du bain est asymétrique par rapport à l'axe de déplacement de la torche lorsque la passe repose latéralement sur un bord du chanfrein ou sur une autre passe (Figure 3-10.a). Tandis que lorsque la passe repose latéralement sur deux autres passes, la géométrie du bain est plutôt symétrique (Figure 3-10.b).

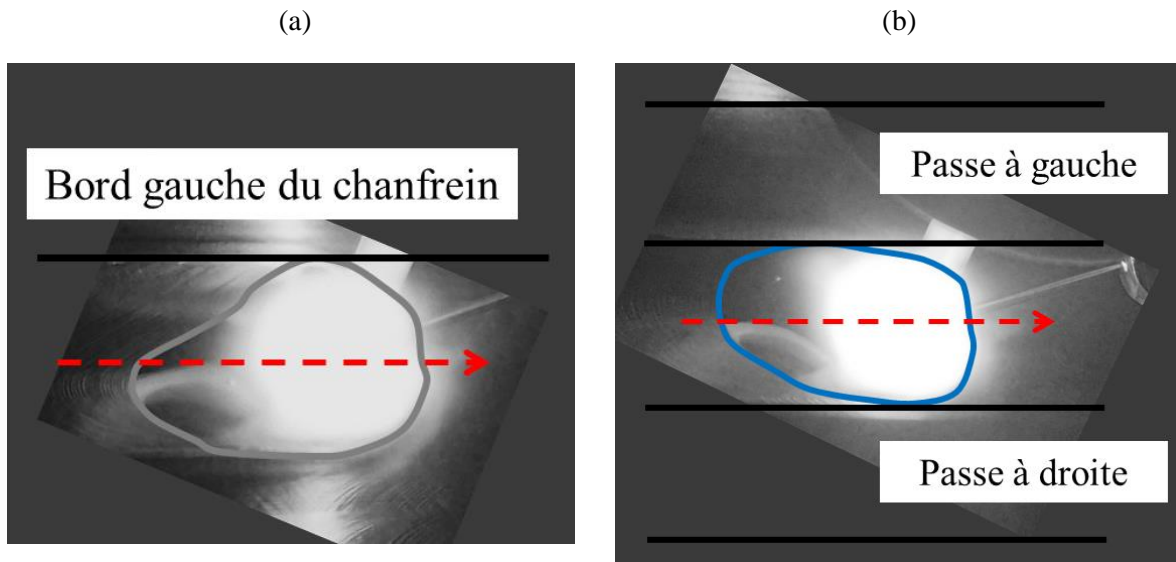


Figure 3-10 : Maquette Référence, géométrie du bain de fusion en cours de soudage, pour une passe reposant latéralement sur un bord du chanfrein ou sur une autre passe (ici à gauche), contour gris (a) et pour une passe reposant latéralement sur deux autres passes, contour bleu (b), l'axe rouge symbolise l'axe de déplacement de la torche.

Il est important de noter que lorsque la géométrie du bain de fusion n'est pas symétrique par rapport à l'axe de déplacement de la torche, le flux thermique s'équilibre de manière asymétrique.

En outre, nous avons remarqué que le bain est de forme asymétrique pour les dernières passes de chaque couche où le nombre de passes est de 2, bien qu'elles reposent latéralement sur une passe d'un côté et sur un bord du chanfrein de l'autre côté. Il semble logique que le chanfrein extrait une plus grande quantité de chaleur que la passe voisine, conduisant à un équilibre du flux thermique asymétrique et par conséquent à une croissance des grains au sein de ces passes asymétrique.

Par ailleurs, on remarque au sein des dernières passes de chaque couche où le nombre de passes est soit égal à 1 ou soit supérieur ou égal à 3 (croissance des grains symétrique), que la moyenne des directions de croissance des grains est proche de 0 (voir l'exemple sur la Figure 3-11, contour de passe vert). En effet, ces passes reposent latéralement sur deux passes voisines, ce qui conduit bien à la conclusion que le flux thermique s'équilibre symétriquement.

A l'inverse pour les autres passes, la moyenne des directions de croissance des grains est non nulle (voir les exemples sur la Figure 3-11, contour de passe jaune). Ces passes reposent latéralement soit sur un bord du chanfrein, soit sur une seule autre passe. Par conséquent, le flux thermique ne s'équilibre plus symétriquement. Ainsi, nous concluons que la position de la passe dans le chanfrein a une conséquence sur les directions du gradient thermique et donc sur les directions de croissance des grains.

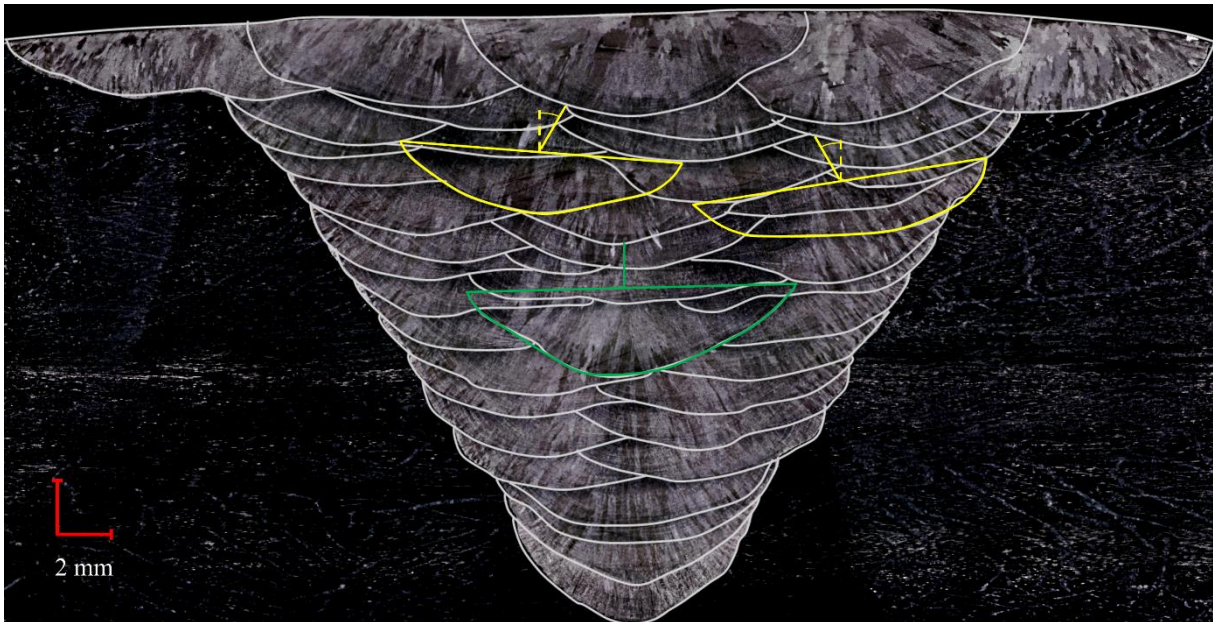


Figure 3-11 : Maquette Référence, influence de la position de la passe dans le chanfrein.

Pour conclure, nous avons observé sur la maquette Référence que :

- La forme des passes est relativement identique pour l'ensemble des passes et tend vers une forme à fond plat et arrondi sur les extrémités (« U-flat »).
- Le mécanisme de croissance prédominant est par épitaxie, si l'écart angulaire entre les grains et la direction locale du gradient thermique est au maximum d'environ 30°.
- Si cet écart devient supérieur à une valeur seuil, ici d'environ 38°, la croissance sélective domine et le grain croît dans la direction locale du gradient thermique.
- Ne nous pouvons pas statuer sur le mécanisme prépondérant lorsque l'écart angulaire entre les grains et la direction locale du gradient thermique est compris entre environ 30° et 38°.
- La position de la passe dans le chanfrein a une incidence sur les directions de croissance des grains que nous expliquons par l'équilibre du flux thermique : symétrique dans le cas où la passe repose latéralement sur deux passes voisines, et asymétrique dans le cas où la passe repose latéralement sur un bord du chanfrein ou sur une seule autre passe.

Nous allons maintenant confronter ces conclusions obtenues sur la maquette Référence avec celles qu'on peut tirer des macrographies sur les autres maquettes pour lesquelles un seul paramètre de soudage diffère.

### 3.3.2. Influence de la puissance, de la vitesse de soudage et de la vitesse de fil

Dans cette partie, nous comparons les conclusions établies pour la maquette Référence avec celles pour les maquettes Puissance, Vitesse et Fil (cf. paramètres du Tableau 3-3, p.104).

Concernant la maquette Puissance, la puissance de soudage (1900 W) est environ deux fois plus petite que celle de la maquette Référence (3480 W). Par conséquent l'énergie de soudage est environ deux fois plus faible pour la maquette Puissance (7.0 kJ/cm) que pour la maquette Référence (12.7 kJ/cm).

À propos de la maquette Vitesse, la vitesse de soudage est de 105 mm/minute, contre 164 mm/minute pour la maquette Référence, conduisant donc à une augmentation de l'énergie de soudage d'environ 50%.

Quant à la maquette Fil, la vitesse de fil est divisée par deux par rapport à la maquette Référence, respectivement de 1000 mm/minute et de 2000 mm/minute.

## 3.3.2.1. Etude de la forme des passes

La Figure 3-12 présente les formes des passes des maquettes Référence (a), Puissance (b), Vitesse (c) et Fil (d), où les contours gris sont les passes aux bords et successives et les contours bleus sont les dernières passes de chaque couche.

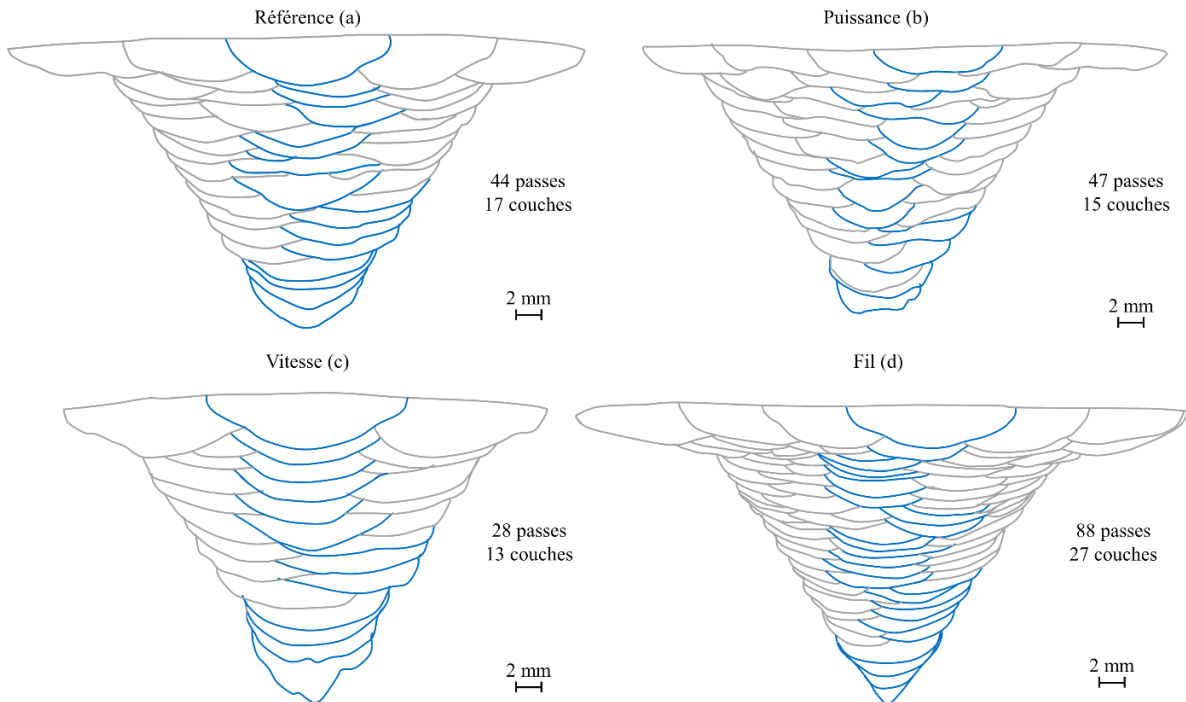


Figure 3-12 : Forme des passes des maquettes Référence (a), Puissance (b), Vitesse (c) et Fil (d), les contours gris correspondent aux passes aux bords et successives et les contours bleus sont les dernières passes de chaque couche.

Sur la Figure 3-12.b qui expose la forme des passes de la maquette Puissance, nous observons premièrement que l'ordre des passes (AM GD, identique à la maquette Référence) est bien retrouvé. Deuxièmement, la forme des passes est relativement identique pour l'ensemble des passes et est en très bon accord avec l'analyse réalisée pour la maquette Référence : cette forme tend aussi vers une forme à fond plat et arrondie sur les extrémités (« U-flat »).

Par ailleurs, dans ce cas, l'intensité de soudage est de 190 A ce qui rend négligeables les courants de convection dus à la force de Lorentz et la pression d'arc contribuant à la formation d'un bain profond et à fond concave, favorisant d'autant plus la formation d'un bain large et peu profond à fond plat.

La Figure 3-12.c met en évidence la forme des passes de la maquette Vitesse. Nous constatons premièrement que l'ordre des passes, qui est aussi identique à celui de la maquette Référence, est retrouvé. Deuxièmement, la forme des passes est relativement identique pour l'ensemble des passes et est à nouveau en accord avec les analyses de la maquette Référence, la forme est à fond plat et arrondie



sur les extrémités (« U-flat »). Ceci confirme les analyses de (David et Vitek 1989) qui ont montré que dans le cas où la vitesse de soudage diminue la forme du bain évolue peu. Par ailleurs, nous identifions que le nombre de passes a diminué : le nombre de passes entre les maquettes Référence et Vitesse est respectivement de 44 et de 28. Cette diminution est due à la réduction de la vitesse de soudage qui entraîne une augmentation de la quantité de métal d'apport déposée par passe (Kou 2002).

Sur la Figure 3-12.d qui présente la forme des passes de la maquette Fil, nous observons premièrement que le nombre de passes a doublé entre la maquette Référence (44 passes) et Fil (88 passes). En effet, diviser par deux la vitesse de fil et donc la quantité de métal d'apport déposée par passe conduit naturellement à doubler le nombre de passes. Deuxièmement, l'ordre des passes qui est identique à celui de la maquette Référence est aussi retrouvé. Troisièmement, la forme des passes est relativement identique pour l'ensemble des passes et est en très bon accord avec l'analyse réalisée pour la maquette Référence (« U-flat »).

On note néanmoins que la forme de la première passe est particulière et diffère de celle de la maquette Référence. Cela semble être dû à un effet couplé entre la géométrie du chanfrein et la vitesse de fil. Cette forme a été observée seulement pour cette maquette.

Nous notons aussi, comme observé pour la maquette Référence, que la largeur des passes des premières couches, pour ces trois autres maquettes est plus faible que celle des dernières couches, ce qui est dû au fait que la largeur du chanfrein est plus faible que la largeur des dernières passes.

La largeur et l'aire moyennes des passes de la dernière couche sont mesurées sur chaque maquette. La hauteur totale, le renforcement, la profondeur de pénétration ainsi que la refusion verticale sont calculées afin de les comparer aux données de la maquette Référence (Tableau 3-6).

Données / Libellé maquette		Référence	Puissance	Vitesse	Fil
Mesurées	Largeur $\langle W_{Pass} \rangle$ (mm)	12.8	10.5	15.9	12.7
	Aire $\langle A_{Pass} \rangle$ (mm <sup>2</sup> )	32.7	17.9	49.9	32.1
Calculées	Hauteur totale $\langle H_{Pass} \rangle$ (mm)	2.8	1.9	3.5	2.8
	Renforcement $\langle R_{Pass} \rangle$ (mm)	1.1	1.2	1.3	0.8
	Prof. de pénétration $\langle D_{Pass} \rangle$ (mm)	1.7	0.7	2.2	2.0
	Refusion verticale $\langle R_{VPass} \rangle$	0.62	0.34	0.62	0.70

Tableau 3-6 : Données moyennes mesurées et calculées sur macrographies pour les maquettes Référence, Puissance, Vitesse et Fil.

Ces résultats montrent que la réduction de la puissance de soudage (maquette Puissance) entraîne une diminution de la largeur (variation de -18%), de la hauteur (variation de -32%) et de l'aire (variation de -45%) des passes. C'est cohérent car l'énergie de soudage a aussi diminuée (variation de -45%) ce qui entraîne une diminution du volume de la passe (Nguyen 2015). Nous calculons un renforcement moyen de passe de 1.2 mm qui est différent (variation de +9%) de celui mesuré sur la maquette Référence (1.1 mm). Nous constatons qu'entre deux passes déposées avec la même vitesse de fil et de soudage (donc à volume de métal d'apport identique), une diminution de puissance, et donc de la largeur de passe, implique une augmentation du renforcement ( $R_{Pass}$ ). Ceci explique la différence de nombre de couche entre la maquette Puissance qui est de 15 et la maquette Référence qui est de 17, car le renforcement a augmenté. Puisque le renforcement de passe est différent et que la hauteur totale a grandement évoluée, ceci conduit à une diminution de la refusion verticale qui est de 0.34 contre 0.62 pour la maquette Référence (variation de -45%).

Comme l'énergie de soudage a diminué entre les maquettes Puissance et Référence, les calculs de la profondeur de passe montrent une forte diminution (variation de -61%).

La conséquence de la diminution de largeur des passes est l'augmentation légère du nombre de passes par couche. En effet, la Figure 3-12.b met en évidence un nombre de passes par couche plus important que pour la maquette Référence (Figure 3-12.a).

En revanche, une diminution de la vitesse de soudage (maquette Vitesse) engendre une augmentation du volume de la passe (Figure 3-12.c). En effet, la largeur, la hauteur totale ainsi que l'aire ont augmenté par rapport à celles de la maquette Référence (variations respectivement de +24%, +25%, et +52%). En outre, nous constatons que le nombre de couches des maquettes Référence et Vitesse est respectivement de 17 et de 13 : il a diminué car la quantité de métal d'apport déposée a augmentée. En effet, le renforcement moyen calculé, qui est dans ce cas de 1.3 mm au lieu de 1.1 mm pour la maquette Référence, a augmenté (variation de +18%). Puisque la moyenne de la hauteur totale et du renforcement a augmenté, la valeur estimée de la refusion verticale est identique.

Ici, l'énergie de soudage est plus importante pour la maquette Vitesse (+50% par rapport à la maquette Référence), et par conséquent la profondeur de passe moyenne calculée, égale à 2.2 mm, est plus importante (variation de +27%) que pour la maquette Référence (1.7 mm).

Par ailleurs, le Tableau 3-6 montre que modifier la vitesse de fil semble majoritairement impacter le renforcement de passe (variation de -30%) ainsi que la profondeur de pénétration de passe (variation de +18%) et peu la largeur de passe (variation de -1%). On observe que le renforcement n'évolue pas de manière proportionnelle avec la vitesse de fil contrairement à ce que l'on prévoyait théoriquement. En effet, les moyennes des renforcements calculées entre les maquettes Référence et Fil sont respectivement

1.1 mm et 0.8 mm. Ceci permet alors d'expliquer le fait que le nombre de couches entre ces deux maquettes est différent d'environ un facteur deux, respectivement de 17 et 27.

Par ailleurs, puisque la vitesse de fil est diminuée par deux, une plus grande quantité d'énergie thermique est cédée à la pièce conduisant donc à une augmentation de la profondeur de pénétration de passe (variation de +18%).

La valeur estimée de la refusion verticale permet de remarquer que la vitesse de fil a aussi une incidence non négligeable sur ce paramètre (variation de +13%) dont la valeur est respectivement pour les maquettes Référence et Fil de 0.62 et de 0.70.

On conclut de l'étude de ces trois maquettes comparées à la maquette Référence, que :

- La diminution de la puissance entraîne une diminution de la profondeur de pénétration, de largeur de passe, de l'aire de l'ensemble des passes et de la valeur du paramètre de refusion verticale, une augmentation du renforcement de passe, sans modifier et la forme de la passe.
- La diminution de la vitesse de soudage engendre une augmentation de l'aire, du renforcement, de la profondeur de pénétration et de la largeur de passe, sans modifier la valeur de la refusion verticale et la forme des passes.
- La diminution de la vitesse de fil produit une diminution du renforcement et de la profondeur de pénétration, avec une faible diminution de la largeur et de l'aire de l'ensemble des passes et une forte augmentation de la refusion verticale, sans modifier la forme de la passe.

Par ailleurs, on note que l'aire et les dimensions (largeur et hauteur totale) des passes évoluent de manière proportionnelle à l'énergie de soudage et par conséquent de façon proportionnelle à la puissance et inversement proportionnelle à la vitesse de soudage.

En outre, la largeur des premières passes est plus faible que celle des dernières couches. Cela est induit par la géométrie du chanfrein. La refusion verticale semble être indépendante de la vitesse de soudage.

#### 3.3.2.2. *Etude des directions de croissance des grains*

Ici, nous comparons les conclusions issues des analyses de la macrostructure de la maquette Référence à celles établies pour les maquettes Puissance, Vitesse et Fil.

Concernant la maquette Puissance, les conclusions sont très similaires à celles obtenues avec la maquette Référence. On en conclut que la puissance de soudage n'a pas d'incidence sur la dominance de la croissance sélective. On note toutefois, que cette conclusion semble différer de la théorie.

En effet la théorie sur les paramètres de solidification (chapitre 2, §2.4.1, p.77) explique que le gradient thermique évolue de manière inversement proportionnelle à l'énergie de soudage, et que par conséquent, à faible énergie de soudage, le gradient thermique augmente, conduisant a priori à une dominance plus forte de la croissance sélective. Ceci revient à dire que la différence minimale angulaire entre la direction de grain de la passe précédente et la direction locale du gradient thermique entraînant la dominance sélective devrait être plus faible que sur la maquette Référence. Il en est donc de même pour la croissance par épitaxie : la différence angulaire maximale entre l'orientation des grains et la direction locale du gradient thermique devrait être également plus faible.

Or, comme pour la maquette Référence, nous observons que le mécanisme de croissance par épitaxie domine, la différence angulaire entre l'orientation des grains et la direction locale du gradient thermique peut atteindre environ  $30^\circ$  (voir annexe, Figure A - 1.b, p.216). Par ailleurs, nous remarquons qu'un écart angulaire d'environ  $40^\circ$  entre l'orientation d'un grain de la passe précédente et la direction locale du gradient thermique de la passe étudiée entraîne la dominance de la croissance sélective (voir annexe, Figure A - 1.a, p.216).

Suite à ces observations, on retiendra l'hypothèse que la variation du gradient thermique en fonction de l'énergie de soudage (pour la gamme testée) a un effet négligeable sur les mécanismes de croissance.

A propos de la maquette Vitesse, le nombre maximum de passes par couche entre les maquettes Référence et Vitesse (respectivement 5 et 3) a diminué, car pour la maquette Vitesse, la largeur des passes a augmenté. Ainsi, comme décrit précédemment dans les analyses de la maquette Référence, si le nombre de passes par couche est inférieur ou égal à 3, la macrostructure est symétrique. Ce que nous confirmons par les analyses de la macrostructure pour la maquette Vitesse (voir annexe, Figure A - 2, p.217).

Concernant les mécanismes de croissance, nous identifions que la croissance par épitaxie domine jusqu'à une différence angulaire maximale de l'ordre de  $30^\circ$  et que la différence angulaire minimale entre la direction de grain de la passe précédente et la direction locale du gradient thermique entraînant la dominance de la croissance sélective est l'ordre de  $40^\circ$ .

Ainsi, à l'inverse de la maquette Puissance où l'énergie de soudage est plus faible, nous mesurons quand même des différences angulaires similaires. Dans ce cas, cette analyse conforte notre hypothèse sur le fait que la variation du gradient thermique en fonction de l'énergie de soudage (pour la gamme testée) semble avoir un effet négligeable sur les mécanismes de croissance.

Pour la maquette Fil, les conclusions sont aussi très similaires à celles établies pour la maquette Référence.

Nous remarquons (voir annexe, Figure A - 3, p.218) que la différence angulaire minimale entre le grain de la passe précédente et la direction locale du gradient thermique conduisant à la dominance de la croissance sélective est aussi de l'ordre de  $40^\circ$ , tout comme les maquettes Puissance et Vitesse.

Ainsi, dans notre cas, la différence angulaire ne dépend pas des paramètres de soudage utilisées (dans les conditions de nos maquettes).

On conclut alors que la vitesse de fil a une incidence négligeable sur les mécanismes de croissance.

Pour conclure, nous avons observé que :

- Le mécanisme de croissance qui prédomine est l'épitaixie, si l'écart angulaire entre la direction des grains et la direction locale du gradient thermique ne dépasse pas environ  $30^\circ$ ,
- Si cet écart devient supérieur à une valeur seuil, ici de l'ordre de  $40^\circ$ , la croissance sélective domine et le grain croît dans la direction locale du gradient thermique.
- Les maquettes Puissance, Vitesse et Fil ne nous permettent pas de statuer sur le mécanisme prépondérant entre environ  $30^\circ$  et  $40^\circ$ .
- Ni la puissance, ni les vitesses de soudage et de fil ne semblent influencer les mécanismes de solidification.

### 3.3.3. Influence du balayage de la passe

Nous allons confronter les conclusions issues des analyses macrographiques de la maquette Fil à celles de la maquette Balayage, puisque tous les paramètres de soudage sont identiques sauf que les passes sont balayées (cf. Tableau 3-4, p.105).

#### 3.3.3.1. *Étude de la forme des passes*

La Figure 3-13 présente la forme des passes des maquettes Fil (a) et Balayage (b) où les contours gris délimitent les passes aux bords et successives et les contours bleus délimitent les dernières passes de chaque couche.

Nous remarquons premièrement que le nombre de passes de la maquette Balayage est identique à celui de la maquette Fil, respectivement de 89 et 88. En effet, le balayage n'influe pas sur la quantité de métal déposé par passe. Deuxièmement, l'ordre des passes, identique à celui pour la maquette Fil (AM GD), est retrouvé. Troisièmement, la forme des passes est relativement identique pour l'ensemble des passes et est très similaire à celle de la maquette Fil. Quatrièmement, puisque les passes sont balayées, on constate que le nombre de passes par couche a diminué entre les maquettes Balayage et Fil.

Par ailleurs, comme pour les maquettes étudiées précédemment, nous identifions que la largeur des passes des premières couches est plus faible que la largeur des passes des dernières couches.

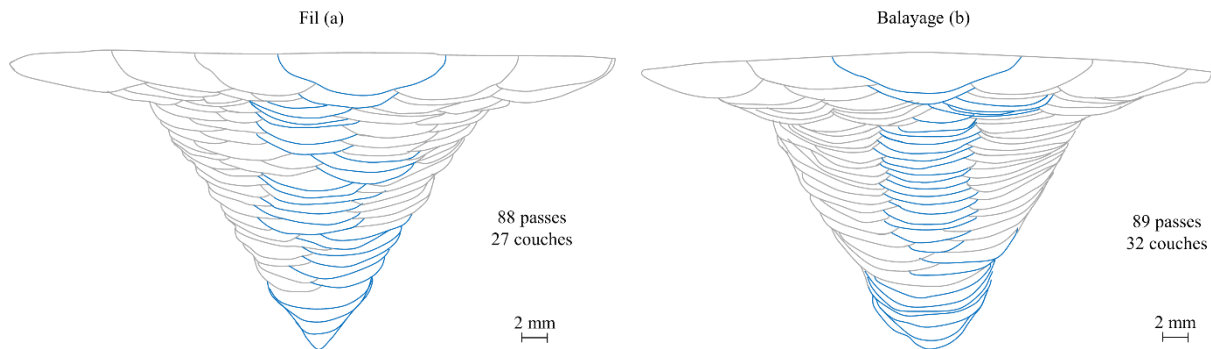


Figure 3-13 : Forme des passes des maquettes Fil (a) et Balayage (b), les contours gris correspondent aux passes aux bords et successives et les contours bleus aux dernières passes de chaque couche.

Les valeurs moyennes mesurées et calculées des dimensions et de l'aire des passes (Tableau 3-7) montrent que le balayage de la passe a une influence sur la largeur (variation +10%) et donc sur le nombre de passes par couche ainsi que sur la hauteur totale de passe (variation -11%), l'aire restant identique. Ce qui est cohérent car la torche réalise un déplacement radial à l'axe DS (Figure 3-1.a) et que l'énergie de soudage est identique.

Données / Libellé maquette		Fil	Balayage
Mesurées	Largeur $\langle W_{Pass} \rangle$ (mm)	12.7	13.9
	Aire $\langle A_{Pass} \rangle$ (mm <sup>2</sup> )	32.1	32.1
Calculées	Hauteur totale $\langle H_{Pass} \rangle$ (mm)	2.8	2.5
	Renforcement $\langle R_{Pass} \rangle$ (mm)	0.8	0.7
	Prof. de pénétration $\langle D_{Pass} \rangle$ (mm)	2.0	1.8
	Refusion verticale $\langle R_{VPass} \rangle$	0.70	0.73

Tableau 3-7 : Données moyennes mesurées et calculées sur macrographies pour les maquettes Fil et Balayage.

De plus, on note un écart de -0.1 mm (variation de -12.5 %) entre les moyennes de renforcement de passe calculées pour les maquettes Fil (0.8 mm) et Balayage (0.7 mm).

En effet, le nombre de couches étant légèrement différent entre ces deux maquettes (respectivement de 27 et 32), le balayage a un effet sur le renforcement de passe.

Toutefois, la valeur estimée de la refusion verticale permet d'identifier que le balayage a une faible incidence sur cette valeur qui est respectivement de 0.70 et de 0.73 (variation de +4%).

Par ailleurs, le calcul des profondeurs de pénétration montre que le balayage impacte celle-ci (variation de -10%) alors que l'énergie de soudage est identique.

On conclut que :

- Le balayage a un impact sur la largeur de passe en modifiant la largeur de la partie centrale de la passe (à fond plat) et donc diminue le nombre de passes par couche, sans modifier la forme de la passe.
- Le balayage a une influence sur la profondeur de pénétration, sur le renforcement et sur la hauteur totale, avec un effet sur la refusion verticale très faible.

On note à nouveau que la largeur des premières passes est plus faible que celle des dernières passes.

### 3.3.3.2. Etude des directions de croissance des grains

La Figure 3-14 expose la superposition de la macrostructure avec les contours des passes pour les maquettes Fil (a) et Balayage (b).

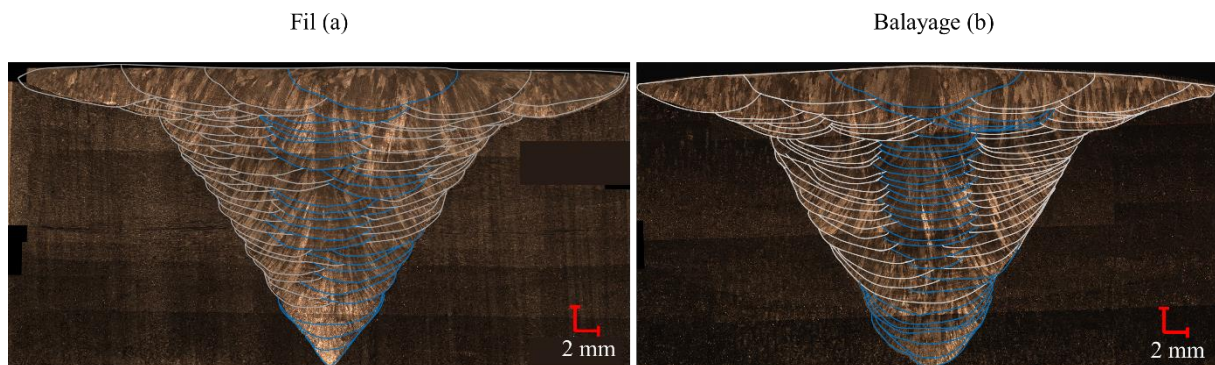


Figure 3-14 : Superposition du contour des passes sur la macrostructure des maquettes Fil (a) et Balayage (b), les contours gris correspondent aux passes aux bords et successives et les contours bleus aux dernières passes de chaque couche.

La Figure 3-14.b met en évidence que la croissance de grains verticale est principalement observée au niveau des dernières passes des couches. Ce qui est cohérent, car nous avons identifié précédemment que l'effet du balayage est entre autres d'élargir la partie centrale de la passe qui est à fond plat, favorisant une croissance des grains verticale. Ceci étant en accord avec les observations de (Apfel 2005) présentées dans le chapitre 2 (§2.5, p.85).

De plus, il y a un grand nombre de couches où le nombre de passes est de 3, donc impair (16 couches sur 32). Par conséquent la macrostructure est globalement symétrique.

Concernant les mécanismes de croissance (voir annexe, Figure A - 4, p.219), nous mesurons une différence angulaire minimale entre la direction de grain de la passe précédente et la direction locale du gradient thermique d'environ 40°, où la croissance sélective domine.

Pour conclure, le balayage de passe augmente la largeur de la passe en modifiant la largeur de la zone centrale, là où la croissance des grains tend à être verticale. Par conséquent, le balayage de la passe influence la macrostructure sans toutefois influencer les mécanismes de croissance des grains.

#### 3.3.4. Influence de l'ordre des passes

Dans cette partie, nous étudions l'effet de l'ordre des passes. Pour cela, quatre maquettes ont été réalisées avec les mêmes paramètres de soudage que la maquette Référence, avec deux versions de chanfrein (Cv1 et Cv2) et en faisant varier l'ordre des passes (cf. Tableau 3-5, p.106) qui sont : Gauche Droite (v1 et v2), Zig Zag v1 et Zig Zag v2. Nous présentons seulement les comparaisons des conclusions des analyses des macrographies des maquettes réalisées avec un ordre des passes Gauche Droite avec celles de la maquette Référence, car les conclusions sont identiques pour les maquettes Zig Zag v1 et Zig Zag v2.

##### 3.3.4.1. *Étude de la forme des passes*

La Figure 3-15 présente la forme des passes des maquettes Référence (a), Gauche Droite v1 (b) et Gauche Droite v2 (c). Nous avons identifié les avant-dernières passes par un contour de couleur verte pour les maquettes Gauche Droite v1 et Gauche Droite v2.



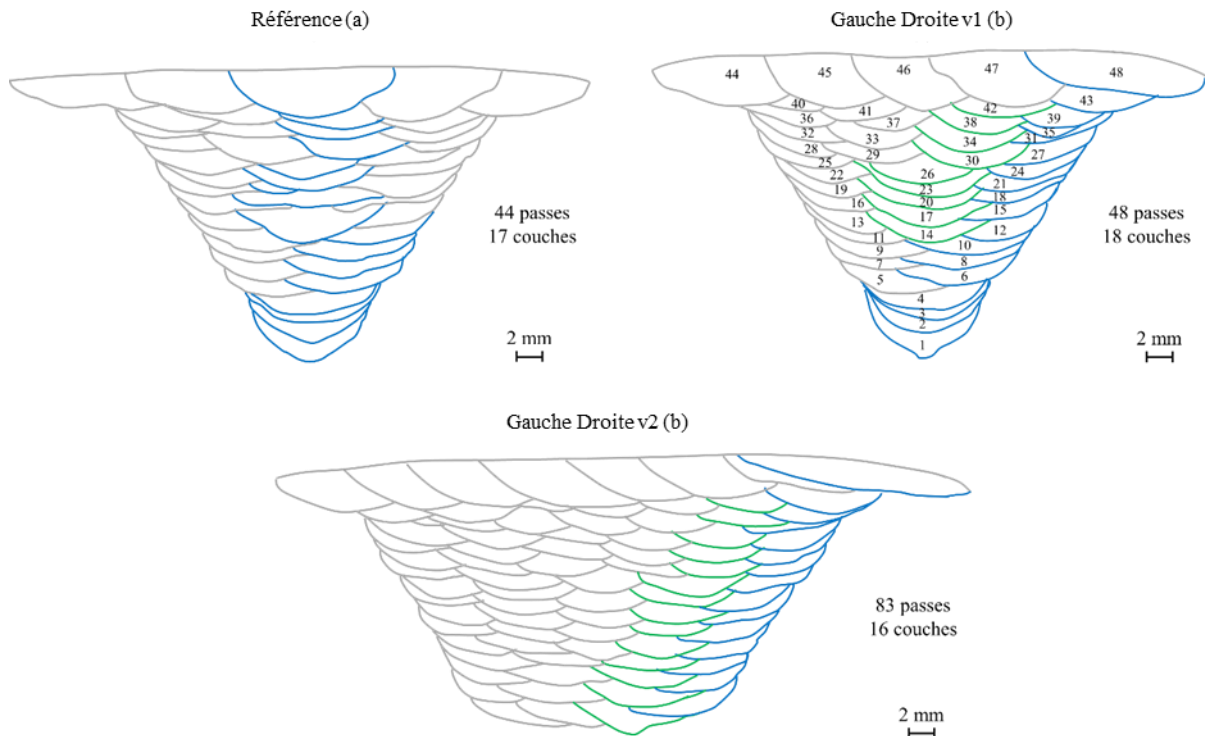


Figure 3-15 : Forme des passes des maquettes Référence (a), Gauche Droite v1 (b), et Gauche Droite v2 (c), les contours gris correspondent aux passes aux bords et successives, les contours verts aux avant-dernières passes de chaque couche et les contours bleus aux dernières passes de chaque couche.

La Figure 3-15.b expose la forme des passes de la maquette Gauche Droite v1. Or, sur cette figure l'ordre des passes observé semble être à l'Américaine Gauche-Droite sauf pour la dernière couche qui est en Gauche Droite : en effet, à une même altitude, les passes de chaque couche qui recouvrent latéralement deux passes voisines sont les avant dernières passes (contours verts) et non les dernières passes (contours bleus). Ainsi, nous identifions qu'à partir de 3 passes par couche (sauf pour la dernière couche), la dernière passe de la couche N est déposée un peu plus haut, à l'altitude de la couche N+1 (cf. numéros des passes sur la Figure 3-15.b).

Ce phénomène peut s'expliquer par le fait que lors du soudage de ces passes, qui reposent sur une passe (ici à gauche) et sur un bord du chanfrein (ici à droite), « l'espace » disponible au sein de la couche N est très faible. De plus, dans l'optique de garantir une bonne pénétration de la passe dans le chanfrein de la dernière passe de chaque couche, le soudeur favorise un décalage latéral vers le chanfrein. Par conséquent les dernières passes sont décalées verticalement au niveau de la couche supérieure (N+1).

Cette conclusion est confortée par les analyses de la géométrie du bain de fusion au cours du soudage qui montrent que le bain est asymétrique (Figure 3-10.a, p.116) pour les dernières passes de chaque couche. Ainsi, on conclut que ces passes reposent uniquement sur un bord du chanfrein.

Par ailleurs, les observations de la géométrie du bain montrent à l'inverse que pour les avant-dernières passes le bain est symétrique (Figure 3-10.b, p.116), traduisant le fait que le flux thermique s'équilibre

symétriquement et donc que ces passes reposent latéralement sur deux passes voisines (Figure 3-15.b : passes de contour vert). En outre, nous identifions que la forme des passes est identique à celle de la maquette Référence (« U-flat »).

La Figure 3-15.c montre la forme des passes de la maquette Gauche Droite v2. De même que pour la maquette Gauche Droite v1 étudiée précédemment, on observe à nouveau que les avant-dernières passes de chaque couche (passes de contours verts) reposent latéralement sur deux passes voisines. Nous identifions alors un ordre des passes apparent non répertorié par les 4 ordres « classiques » (Figure 3-3, p.103).

Nous observons que la forme des passes n'est pas modifiée et en très bon accord avec la forme observée pour la maquette Référence (« U-flat »).

Remarque : pour les maquettes Gauche Droite v1 et Gauche Droite v2, nous observons que la dernière passe de la soudure est très large, avec une faible hauteur totale, et inclinée. Nous supposons que cette différence est due au fait que la dernière passe repose latéralement à gauche sur la passe précédente et à droite sur la surface endroit (hors chanfrein) de la pièce, où il y a une différence d'altitude qui provoque un écoulement du bain et augmente donc la largeur et diminue la hauteur totale. Pour le calcul des dimensions moyennes des passes au niveau de la dernière couche, cette dernière passe ne sera donc pas prise en compte.

Les dimensions et l'aire moyennes des passes ainsi que la valeur estimée du paramètre de refusion verticale pour les maquettes Gauche Droite v1 et Gauche Droite v2 sont comparées avec celles de la maquette Référence (Tableau 3-8).

Données / Libellé maquette		Référence	Gauche Droite v1	Gauche Droite v2
Mesurées	Largeur $\langle W_{Pass} \rangle$ (mm)	12.8	12.1	13.2
	Aire $\langle A_{Pass} \rangle$ (mm <sup>2</sup> )	32.7	36.2	36.0
Calculées	Hauteur totale $\langle H_{Pass} \rangle$ (mm)	2.8	3.4	3.0
	Renforcement $\langle R_{Pass} \rangle$ (mm)	1.1	1.1	1.1
	Prof. de pénétration $\langle D_{Pass} \rangle$ (mm)	1.7	2.3	1.9
	Refusion verticale $\langle R_{VPass} \rangle$	0.62	0.67	0.63

Tableau 3-8 : Données mesurées et calculées sur macrographies pour les maquettes Référence, Gauche Droite v1 et Gauche Droite v2.

A propos de la maquette Gauche Droite v1, nous remarquons que la largeur de passe et la hauteur sont différentes de celles de la maquette de référence. En effet, la largeur est plus faible (variation de -5%) et la hauteur totale est plus importante (variation de +21%). De même, pour la profondeur de pénétration de passe qui est plus importante que celle calculée sur la maquette Référence (variation +35%). Ces écarts sont étonnants puisque tous les paramètres de soudage sont identiques, hormis l'ordre des passes, qui théoriquement ne modifie pas les dimensions des passes.

Toutefois, nous notons que la moyenne des renforcements de passe calculée (1.1 mm) est identique à celle mesurée sur la maquette Référence.

Par conséquent, la valeur estimée du paramètre de refusion (0.67) est différente (variation de +6%) puisque la hauteur totale mesurée sur la maquette Gauche Droite v1 est plus importante que celle de la maquette Référence, et que le renforcement est identique.

Concernant la maquette Gauche Droite v2, la largeur est plus importante (variation de +3%), tout comme la hauteur totale (variation de +7%) et la profondeur de pénétration (variation de +12%), par rapport à la maquette Référence. Cependant, nous notons que les différences sont plus faibles qu'observées précédemment.

Par ailleurs, la moyenne des renforcements de passe calculée est identique à celle calculée sur la maquette Référence, conduisant à une valeur de la refusion verticale (0.63) très proche de celle calculée pour la maquette Référence (0.62).

On conclut que :

- Nous considérons que l'ordre des passes ne modifie ni les dimensions, ni l'aire de l'ensemble des passes et ni la refusion verticale, bien que des écarts soient observés, particulièrement pour la maquette Gauche Droite v1 où les variations de hauteur totale et de profondeur de pénétration de passe sont respectivement de 21% et 35%.
- Si l'ordre des passes est « linéaire », c'est-à-dire Gauche Droite ou Droite Gauche :
  - L'ordre observé sur les macrographies ne correspond pas à celui renseigné dans le cahier de soudage.
  - La passe qui repose latéralement sur deux passes voisines n'est pas la dernière passe de chaque couche mais l'avant-dernière passe. Cela conduit à un ordre des passes apparent à l'AMéricaine dans le cas où le nombre de passes par couche est inférieur ou égal à 4. Pour un nombre de passes par couche supérieur à 4, on distingue 2 ordres des passes qui ne sont pas répertoriés.

## 3.3.4.2. Etude des directions de croissance des grains

La Figure 3-16 montre la superposition de la macrostructure avec les contours des passes pour les maquettes Référence (a), Gauche Droite v1 (b) et Gauche Droite v2 (c).

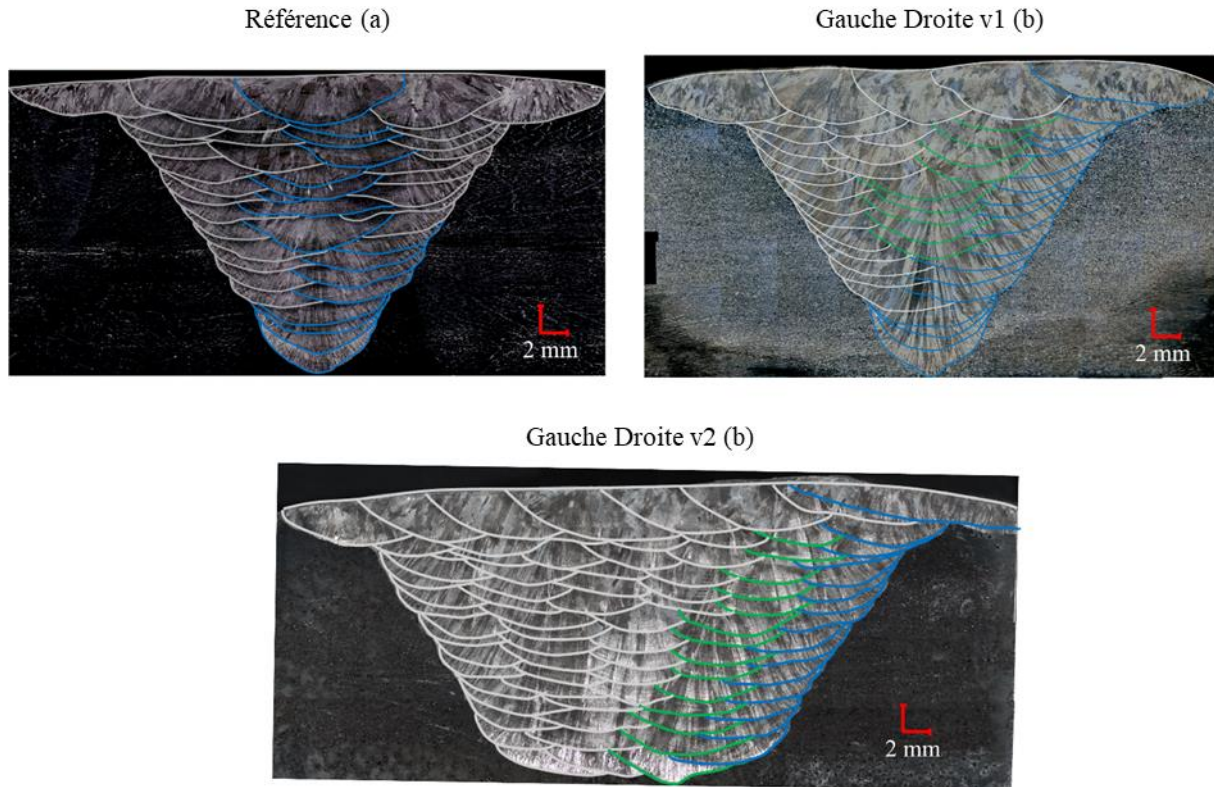


Figure 3-16 : Superposition du contour des passes sur la macrostructure des maquettes Référence (a), Gauche Droite v1 (b), et Gauche Droite v2 (c), les contours gris correspondent aux passes aux bords et successives, les contours verts aux avant-dernières passes de chaque couche et les contours bleus aux dernières passes de chaque couche.

La macrostructure de la maquette Gauche Droite v1 (Figure 3-16.b) est très similaire à la macrostructure de la maquette Référence (Figure 3-16.a) sauf pour la dernière couche. En effet, l'ordre des passes identifié pour la maquette Gauche Droite v1 est à l'Américaine Gauche-Droite, ce qui est identique à la maquette Référence.

De plus, cette figure montre que la croissance des grains au sein des avant dernières passes de chaque couche (passes de contours verts) est symétrique, confirmant que les passes de contours verts reposent latéralement sur deux passes voisines puisque le flux thermique s'équilibre symétriquement.

La Figure 3-16.c expose la macrostructure de la maquette Gauche Droite v2 et permet de confirmer aussi pour ce cas, que les avant dernières passes de chaque couche (passes de contours verts) reposent latéralement sur deux passes car la croissance des grains au sein de ces passes est symétrique.

Par ailleurs, nous remarquons que cette macrostructure est fortement asymétrique, puisque les avant dernières passes sont proches du bord droit du chanfrein, cette asymétrie « croissant » avec le nombre de passes par couche.

Enfin, on observe que l'ordre des passes n'influe pas sur les mécanismes de solidification, car les mesures de la différence angulaire (voir annexe, Figure A - 5, p.220 et Figure A - 6, p.221) minimale sont toujours de l'ordre de  $40^\circ$  entre la direction de grain de la passe précédente et la direction locale du gradient thermique.

On conclut que :

- L'ordre des passes est un paramètre très influent sur la direction de croissance des grains dans le cas où le nombre de passes par couche est supérieur à 4 puisque la macrostructure diffère de la maquette Référence (présentant une forte asymétrie).
- L'ordre des passes ne modifie pas la prédominance des mécanismes de solidification.

### 3.4. Bilan

En observant les macrographies de l'ensemble de ces maquettes, nous avons étudié l'effet des paramètres de soudage (puissance, vitesses de soudage et de fil, balayage de passe, ordre des passes) sur les soudures TIG à plat pour 6 observables : il s'agit du nombre de passes, du nombre de couches, des dimensions et de l'aire des passes, du paramètre de refusion verticale et des mécanismes de solidification.

Nous rappelons ci-dessous les principales conclusions établies sur l'effet des paramètres sur la forme des passes et leurs dimensions, et sur la macrostructure.

#### **Conclusion sur l'influence de la puissance et des vitesses de soudage et de fil :**

- Ni la puissance, ni les vitesses de soudage et de fil ne modifient la forme de passe, mais seulement les dimensions.
- Le mécanisme de croissance prédominant est par épitaxie si l'écart angulaire entre les grains et la direction locale du gradient thermique est au maximum d'environ  $30^\circ$ .
- Si cet écart devient supérieur à une valeur seuil, ici d'environ  $40^\circ$ , la croissance sélective domine et le grain croît dans la direction locale du gradient thermique.
- Les maquettes Puissance, Vitesse et Fil ne nous permettent pas de statuer sur le mécanisme prépondérant entre environ  $30^\circ$  et  $40^\circ$ .
- Ni la puissance, ni les vitesses de soudage et de fil ne semblent influencer les mécanismes de solidification.

Par ailleurs, nous remarquons que l'aire des passes évolue de manière proportionnelle à l'énergie de soudage. La vitesse de fil impacte majoritairement la hauteur de la passe et le paramètre de refusion verticale, au travers de la quantité de métal d'apport déposée par passe.

Les effets de ces paramètres sur la macrostructure sont indirects puisqu'ils modifient seulement le nombre de passes par couche, le nombre de couches via les dimensions des passes et la refusion verticale. Effectivement, pour un même ordre des passes, par exemple AM GD, si le nombre de passes par couche est impair alors la macrostructure est symétrique et s'il est pair, elle est asymétrique.

#### **Conclusion sur l'influence du balayage de la passe :**

- Le balayage de passe augmente la largeur de la passe, en modifiant la largeur de la zone centrale, là où la croissance des grains tend à être verticale. Par conséquent, le balayage de la passe influence la macrostructure sans toutefois influencer les mécanismes de croissance des grains.

**Conclusion sur l'influence de l'ordre des passes :**

- Dans le cas où l'ordre des passes est linéaire, l'ordre des passes observé sur les macrographies ne correspond pas à celui renseigné dans le cahier de soudage :
  - La passe qui repose latéralement sur deux passes voisines n'est pas la dernière passe de chaque couche mais l'avant dernière passe, conduisant à un ordre des passes à l'américaine dans le cas où le nombre de passe par couche est inférieur ou égal à 4.
  - Pour un nombre de passes par couche supérieur à 4, on distingue 2 ordres des passes qui ne sont pas répertoriés.
- L'ordre des passes est un paramètre très influent sur la direction de croissance des grains puisque la macrostructure présente une asymétrie dans le cas où le nombre de passes par couche est supérieur à 4, qui est d'autant plus marquée dans le cas d'ordre linéaire.
- L'ordre des passes ne modifie pas la prédominance des mécanismes de solidification.

Par ailleurs, il est intéressant de noter que pour toutes les maquettes, la forme de la passe est relativement identique et tend vers une forme à fond plat et arrondie sur les extrémités (« U-flat »). Nous avons aussi remarqué que la largeur des premières passes est plus faible que celle des dernières passes pour chaque maquette.

En outre, nous avons identifié qu'aucun des paramètres de soudage étudié n'a un impact sur les mécanismes de croissance. Par conséquent, seules les dimensions, l'aire et le paramètre de refusion sont modifiés par les paramètres de soudage.

Ces analyses constituent une base solide pour développer un nouveau modèle de description de macrostructure pour les soudures TIG, que nous détaillons dans le chapitre suivant.





# Chapitre 4 : Développement d'un modèle réaliste de description de macrostructure de soudures TIG multipasses en acier inoxydable austénitique : MINA-TIG

## Sommaire

4.1 Mesure des dimensions et de la refusion verticale d'une ligne de soudage .....	140
4.1.1 Élaboration d'une ligne de soudage.....	141
4.1.2 Méthode de mesure des dimensions d'une ligne de soudage.....	142
4.1.3 Etude paramétrique .....	143
4.1.3.1 Influence de la vitesse de soudage.....	144
4.1.3.2 Influence de la vitesse de fil .....	146
4.1.3.3 Influence de la puissance de soudage.....	148
4.2 Comparaison des dimensions et de la refusion verticale issues des mesures sur lignes de soudage à celles issues des mesures sur les maquettes .....	150
4.3 Calcul des paramètres phénoménologiques.....	152
4.3.1 Calcul de la refusion verticale de passe : $R_{VPass}$ .....	153
4.3.2 Calcul de la hauteur totale de passe : $H_{Pass}$ .....	153
4.3.3 Calcul de la largeur de passe : $W_{Pass}$ .....	155
4.3.4 Calcul de la refusion latérale de passe pour chaque couche : $R_{LPass}$ .....	156
4.4 Modélisation des directions du gradient thermique pour une seule passe.....	157
4.5 Prise en compte de la position de la passe dans la soudure multipasses et intégration de l'ordre des passes.....	159
4.5.1 Modélisation de l'effet de la position de la passe dans le chanfrein sur les directions du gradient thermique .....	159
4.5.2 Intégration de l'ordre des passes .....	166
4.6 Modélisation des directions de croissance des grains .....	167
4.6.1 Calcul de la direction de croissance des grains sur le contour de la passe .....	168
4.6.2 Calcul de la direction de croissance des grains au sein de la passe .....	169
4.7 Bilan .....	170

Ce chapitre présente le modèle développé pour la prévision de la macrostructure de soudures multipasses TIG en acier inoxydable austénitique en position de soudage à plat, nommé MINA-TIG. La Figure 4-1 présente le synoptique du modèle.

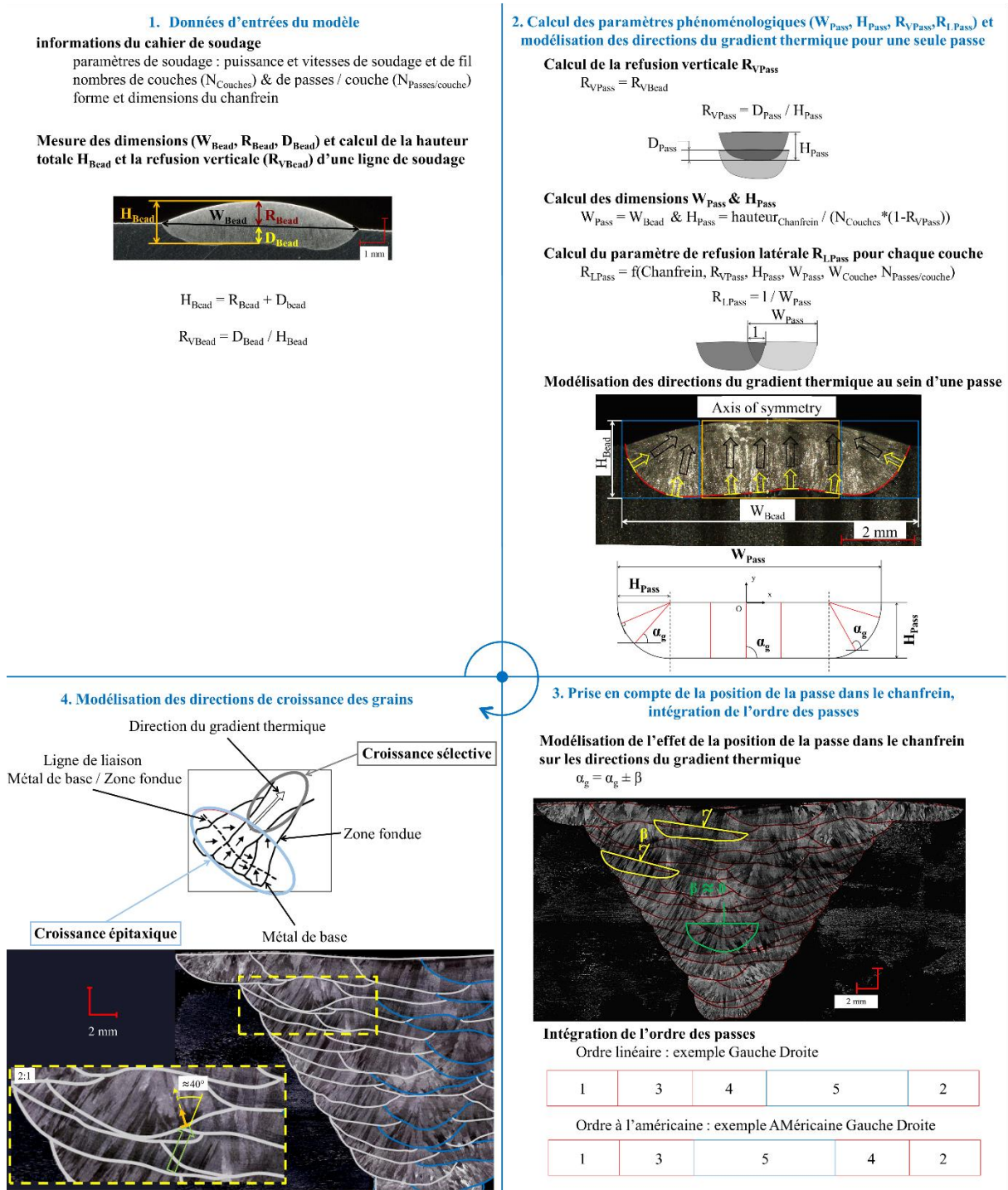


Figure 4-1 : Synoptique du modèle

Le modèle MINA-TIG se base sur les conclusions des analyses macrographiques établies dans le chapitre 3 et sur la philosophie du modèle MINA-EE (Moysan et al. 2003). C'est-à-dire que les données d'entrées sont issues du cahier de soudage et la modélisation de la macrostructure est obtenue par une construction passe par passe, permettant de tenir compte de l'ordre des passes et des mécanismes de solidification.

Le modèle MINA-EE décrit la macrostructure dans la section transverse d'une soudure (i.e. modèle 2D), hypothèse fondée sur des analyses macrographiques dans la direction de soudage (plan DV DS, chapitre 3, §3.1, p.100) en position à plat (Apfel 2005; Chassignole et al. 2000). Ces macrographies avaient mis en évidence que les grains croissent globalement dans la direction verticale (DV), ce que nous observons dans le plan (DV DS) sur des « maquettes brouillons » (maquettes utilisées pour valider le choix des paramètres de soudage). Ainsi, nous conservons le choix d'une modélisation 2D de la macrostructure.

Nous définissons quatre paramètres phénoménologiques, dont trois caractérisent une seule passe : la largeur de passe ( $W_{Pass}$ ), la hauteur totale de la passe ( $H_{Pass}$ ) et la refusion verticale ( $R_{VPass}$ ), et le quatrième qui caractérise l'effet du soudage multipasses : la refusion latérale ( $R_{LPass}$ ).

Nous choisissons de calculer ces quatre paramètres phénoménologiques à partir des informations du cahier de soudage et de mesures effectuées sur des lignes de soudage (Figure 4-1, étape 1). Cela permet de s'affranchir de mesures des paramètres phénoménologiques (en particulier les paramètres de refusion) sur des macrographies de soudures représentatives, qui sont complexes à réaliser.

Pour cela, nous proposons de mesurer la largeur de cordon  $W_{Bead}$ , la hauteur totale de cordon  $H_{Bead}$  et la refusion verticale de cordon  $R_{VBead}$  sur une ligne de soudage ou « bead », c'est-à-dire sur une seule passe qui a été déposée sur une plaque (§4.1).

Nous montrons dans la partie 4.2, que les dimensions ( $W_{Bead}$  et  $H_{Bead}$ ) mesurées sur les lignes de soudage sont en très bon accord avec les moyennes des dimensions ( $\langle W_{Pass} \rangle$  et  $\langle H_{Pass} \rangle$ ) mesurées au niveau de la dernière couche de chaque maquette de soudure multipasses. Par ailleurs, nous mettons en exergue que les valeurs de la refusion verticale issues des mesures sur les lignes de soudage sont aussi en très bon accord avec les valeurs moyennes calculées à partir de mesures effectuées sur les dernières passes de chaque couche de chaque maquette de soudure multipasses.

Puis dans la partie 4.3, nous détaillons la méthode pour déterminer les 4 paramètres phénoménologique ( $W_{Pass}$ ,  $H_{Pass}$ ,  $R_{VPass}$  et  $R_{LPass}$ , Figure 4-1, étape 2) à partir des informations issues du cahier de soudage et des mesures effectuées sur les lignes de soudage.

Ensuite, nous présentons le modèle de calcul des directions du gradient thermique pour une seule passe (§4.4), qui est basé sur une modélisation « U-flat » de la forme des passes observées (chapitre 3) sur les macrographies (arrondi sur les extrémités et à fond plat au centre, Figure 4-1, étape 2).

Une fois les directions du gradient thermique calculées, nous choisissons de modéliser simplement la forme de la passe suivant une géométrie rectangulaire.

Afin de prendre en compte l'effet de position de la passe dans le chanfrein, nous proposons un calcul de conduction thermique (§4.5) exploitant uniquement les dimensions d'une passe et permettant de modéliser un équilibre asymétrique du flux thermique pour les passes reposant sur une seule passe ou sur un bord du chanfrein, en accord avec les observations (Figure 4-1, étape 3). Par ailleurs, nous précisons comment est intégré l'ordre des passes au sein du modèle (Figure 4-1, étape 3).

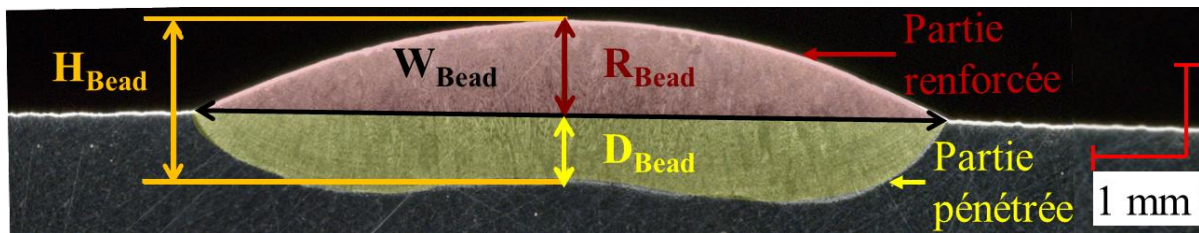
Pour intégrer la complexité des mécanismes de solidification au sein du modèle, c'est-à-dire les mécanismes de croissance par épitaxie et sélectif (Figure 4-1 ,étape 4), nous développons un calcul de la croissance des grains (§4.6).

Enfin nous faisons le bilan de ce chapitre dans la partie 4.7.

#### 4.1 Mesure des dimensions et de la refusion verticale d'une ligne de soudage

Pour cette étude, nous avons réalisé au total 27 lignes de soudage (ou « bead ») pour servir de référence. Ce sont des passes uniques déposées sur une plaque, en général réalisées pour régler les paramètres avant soudage. La puissance de soudage  $P_S$ , la vitesse de soudage  $V_S$  et la vitesse de fil  $V_{Fil}$  évoluent : nous les appelons « variables » pour la suite de l'étude.

Nous examinons l'évolution de la largeur ( $W_{Bead}$ ), de la hauteur totale ( $H_{Bead}$ ) et de la refusion verticale ( $R_{VBead}$ ) d'une ligne de soudage (voir schéma de la Figure 4-2) en fonction des variables ( $P_S$ ,  $V_S$ ,  $V_{Fil}$ ).



$$R_{VBead} = D_{Bead} / H_{Bead}$$

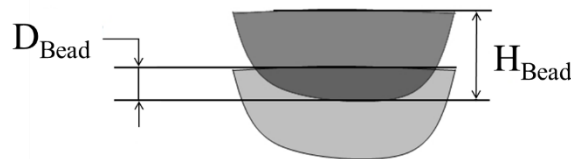


Figure 4-2 : Dimensions de la section transverse d'une ligne de soudage et définition de la refusion verticale.

La hauteur totale et la refusion verticale dépendent du renforcement ( $R_{Bead}$ ) et de la profondeur de pénétration ( $D_{Bead}$ ).

La hauteur totale correspond à la somme de la profondeur de pénétration ( $D_{Bead}$ ) et du renforcement ( $R_{Bead}$ ) de cordon :

$$H_{Bead} = R_{Bead} + D_{Bead} \quad 4.1$$

La refusion verticale ( $R_{VBead}$ ) correspond au rapport entre la profondeur de pénétration ( $D_{Bead}$ ) et la hauteur totale de cordon ( $H_{Bead}$ ) :

$$R_{VBead} = \frac{D_{Bead}}{H_{Bead}} = \frac{D_{Bead}}{D_{Bead} + R_{Bead}} \quad 4.2$$

Nous nous intéressons donc à l'influence des variables ( $P_s$ ,  $V_s$ ,  $V_{Fil}$ ) sur les dimensions de la section transverse d'une ligne de soudage, qui sont : largeur de cordon  $W_{Bead}$ , profondeur de pénétration  $D_{Bead}$  et renforcement  $R_{Bead}$ , (Figure 4-2), que nous nommons « réponses » pour la suite de l'étude.

Concrètement, on cherche à valider l'utilisation de ces mesures dans le modèle et pour cela dans un premier temps, nous étudions qualitativement l'évolution des dimensions de la section transverse d'une ligne de soudage ( $W_{Bead}$ ,  $R_{Bead}$  et  $D_{Bead}$ ) en fonction des variables ( $P_s$ ,  $V_s$ ,  $V_{Fil}$ ) et nous comparons l'évolution de ces dimensions avec l'évolution des dimensions observée sur les maquettes (chapitre 3) et à l'évolution théorique.

Les parties 4.1.1 et 4.1.2 présentent respectivement la fabrication des lignes de soudage et la méthode de mesures des dimensions de la section transverse d'une ligne de soudage.

Puis la partie 4.1.3 expose l'analyse de l'évolution des réponses en fonction d'une seule variable dans le but d'identifier les tendances de chacune des réponses selon chacune de ces variables.

#### 4.1.1 Élaboration d'une ligne de soudage

Les lignes de soudage sont réalisées sur des tôles d'épaisseur de 12 mm en acier inoxydable austénitique 316 L (composition identique au métal de base des maquettes). Le métal d'apport est identique à celui utilisé pour les maquettes (Chapitre 3, §3.1, p.100).

Le principe d'une ligne de soudage est de réaliser un cordon sur une tôle plane (sans chanfrein), avec apport de métal ( $V_{Fil}>0$ ) (contrairement à la ligne de fusion qui s'effectue sans apport de métal, avec  $V_{Fil}=0$ ).

Les dimensions des tôles utilisées sont de  $300 \times 150 \times 12 \text{ mm}^3$  (Figure 4-3). Les analyses macrographiques des lignes de soudages montrent que pour les cas des plus fortes énergies de soudage (28 kJ/cm), la forme du cordon et les directions de croissance des grains sont comparables à celles des plus faibles (4.6 kJ/cm). Par conséquent, nous considérons que l'épaisseur de 12 mm est suffisante pour ne pas influencer les directions du gradient thermique du point de vue de la solidification.

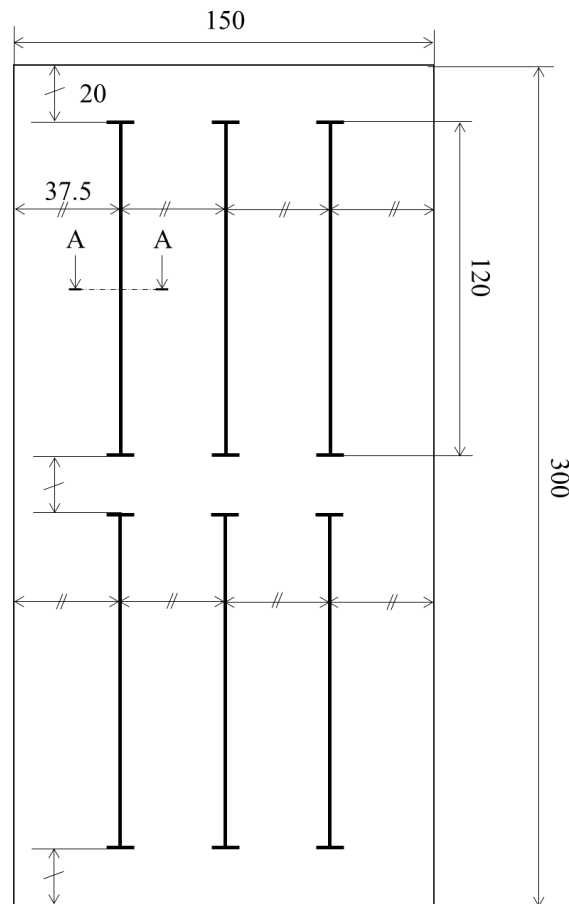


Figure 4-3 : Dimensions des tôles utilisées (en mm), disposition et longueur des lignes de soudage, la coupe A-A correspond à la position de la coupe transverse pour les macrographies (une par ligne).

Pour chaque tôle, au maximum 12 lignes de soudage sont fabriquées, 6 sur une face et 6 autres sur la face opposée. Pour chaque ligne, la température initiale avant soudage de la tôle est d'environ 20°C. La coupe A-A sur la Figure 4-3, correspond à la position de la section dans laquelle les analyses macrographiques sont réalisées. Elle se trouve au centre de chaque ligne.

#### 4.1.2 Méthode de mesure des dimensions d'une ligne de soudage

La mesure de la largeur de cordon ( $W_{\text{Bead}}$ ) est effectuée entre les deux points aux extrémités du cordon (cf. Figure 4-2). La hauteur totale de cordon ( $H_{\text{Bead}}$ ) et la refusion verticale ( $R_{\text{VBead}}$ ) sont calculées à partir des mesures de la profondeur de pénétration ( $D_{\text{Bead}}$ ) et du renforcement ( $R_{\text{Bead}}$ ) de cordon.

Ces mesures de  $D_{\text{Bead}}$  et  $R_{\text{Bead}}$  sont réalisées de manière indirecte. En effet, nous avons observé des formes spécifiques et relativement identiques pour toutes les lignes de soudage pour la partie « pénétrée » et la partie « renforcée » (cf. Figure 4-2), qui sont respectivement de type « U-flat » et parabolique.

Par conséquent, il est aisé d'obtenir une équation analytique de l'aire de chacune des parties, notée  $A_{R\text{Bead}}$  pour la partie renforcée et  $A_{D\text{Bead}}$  pour la partie pénétrée, dans le but de calculer  $R_{\text{Bead}}$  et  $D_{\text{Bead}}$  :

$$A_{R\text{Bead}} = \int_{-\frac{W_{\text{Bead}}}{2}}^{\frac{W_{\text{Bead}}}{2}} R_{\text{Bead}} \cdot \left( \frac{-4}{(W_{\text{Bead}})^2} \cdot x^2 + 1 \right) \cdot dx$$

$$\text{donc } R_{\text{Bead}} = \frac{3}{2} \cdot \frac{A_{R\text{Bead}}}{W_{\text{Bead}}} \quad 4.3$$

$$A_{D\text{Bead}} = (D_{\text{Bead}})^2 \cdot \left( \frac{\pi}{2} - 2 \right) + W_{\text{Bead}} \cdot D_{\text{Bead}}$$

$$\text{donc } D_{\text{Bead}} = \frac{-W_{\text{Bead}} + \sqrt{(W_{\text{Bead}})^2 + 4 \cdot \left( \frac{\pi}{2} - 2 \right) \cdot A_{D\text{Bead}}}}{2 \cdot \left( \frac{\pi}{2} - 2 \right)} \quad 4.4$$

Ainsi pour calculer le renforcement  $R_{\text{Bead}}$  (équation 4.3) et la profondeur de pénétration  $D_{\text{Bead}}$  (équation 4.4), nous mesurons respectivement les aires des parties « renforcée » et « pénétrée » ainsi que la largeur de cordon  $W_{\text{Bead}}$ .

#### 4.1.3 Etude paramétrique

Dans cette partie, nous étudions l'évolution des dimensions de la section transverse d'une ligne de soudage ( $W_{\text{Bead}}$ ,  $R_{\text{Bead}}$ ,  $D_{\text{Bead}}$ ) selon chacune des variables ( $P_s$ ,  $V_s$  et  $V_{\text{Fil}}$ ).

En premier lieu, nous avons regardé la répétitivité des dimensions sur trois de lignes de soudage a priori identiques (réalisées dans les mêmes conditions, sur deux tôles différentes), dont les valeurs des variables sont :  $P_s = 3480\text{W}$ ,  $V_s = 164 \text{ mm/minute}$ ,  $V_{\text{Fil}} = 2000 \text{ mm/minute}$ . Les écarts relatifs maximums calculés sont : pour la largeur ( $W_{\text{Bead}}$ ) de 3%, pour le renforcement de cordon ( $R_{\text{Bead}}$ ) de 9% et pour la profondeur de pénétration de 3%.

Ainsi, on montre que visiblement les variations de la composition chimique du métal d'apport et du métal de base ainsi que les fluctuations de l'ensemble des paramètres de soudage en cours de soudage ont un effet peu marqué sur les variations dimensionnelles des lignes de soudage.

Ceci nous conforte donc pour notre étude paramétrique, puisque qu'une seule ligne de soudage est fabriquée pour un jeu des paramètres variables ( $P_s$ ,  $V_s$ ,  $V_{\text{Fil}}$ ).



*4.1.3.1 Influence de la vitesse de soudage*

Pour étudier l'influence de la vitesse de soudage, nous proposons 4 groupes distingués par leurs valeurs de la puissance de soudage ( $P_S$ ) et de la vitesse de fil ( $V_{Fil}$ ) :

- Forte puissance de soudage,  $P_S = 3480$  W (tension de 12 V et intensité de 290 A).
- Faible puissance de soudage,  $P_S = 1900$  W (tension de 10 V et intensité de 190 A).
- Forte de vitesse de fil,  $V_{Fil} = 2000$  mm/minute.
- Faible vitesse de fil,  $V_{Fil} = 500$  mm/minute.

Le Tableau 4-1 présente les valeurs des variables ( $P_S$ ,  $V_S$ ,  $V_{Fil}$ ) et des réponses ( $W_{Bead}$ ,  $D_{Bead}$ ,  $R_{Bead}$ ) pour chacun des 4 groupes. Au total 16 lignes de soudage ont été réalisées.

Groupe	Variables			Réponses		
	$P_S$ (W)	$V_S$ (mm/min)	$V_{Fil}$ (mm/min)	$W_{Bead}$ (mm)	$R_{Bead}$ (mm)	$D_{Bead}$ (mm)
Forte $P_S$ et Forte $V_{Fil}$	3480	300	2000	10,2	0,7	1,1
	3480	200	2000	11,6	0,9	1,4
	3480	164	2000	12,7	1,0	1,7
	3480	105	2000	14,3	1,4	2,1
	3480	75	2000	18,0	1,6	2,2
Forte $P_S$ et Faible $V_{Fil}$	3480	200	500	11,9	0,4	1,6
	3480	164	500	12,4	0,4	1,7
	3480	75	500	16,9	0,8	2,8
Faible $P_S$ et Forte $V_{Fil}$	1900	250	2000	8,1	1,0	0,8
	1900	200	2000	9,9	1,0	0,6
	1900	164	2000	10,2	1,1	0,7
	1900	125	2000	10,6	1,5	0,8
	1900	75	2000	12,1	2,1	1,4
Faible $P_S$ et Faible $V_{Fil}$	1900	200	500	7,3	0,5	1,5
	1900	164	500	8,6	0,6	1,8
	1900	75	500	11,1	0,8	2,4

Tableau 4-1 : Valeurs des variables ( $P_S$ ,  $V_S$ ,  $V_{Fil}$ ) et des réponses ( $W_{Bead}$ ,  $D_{Bead}$ ,  $R_{Bead}$ ) pour chacun des 4 groupes, au total 16 lignes de soudage sont réalisées.

La Figure 4-4 présente l'évolution des trois dimensions ( $W_{\text{Bead}}$ ,  $D_{\text{Bead}}$ ,  $R_{\text{Bead}}$ ) des lignes de soudage en fonction de  $V_S$  pour chacun des 4 groupes.

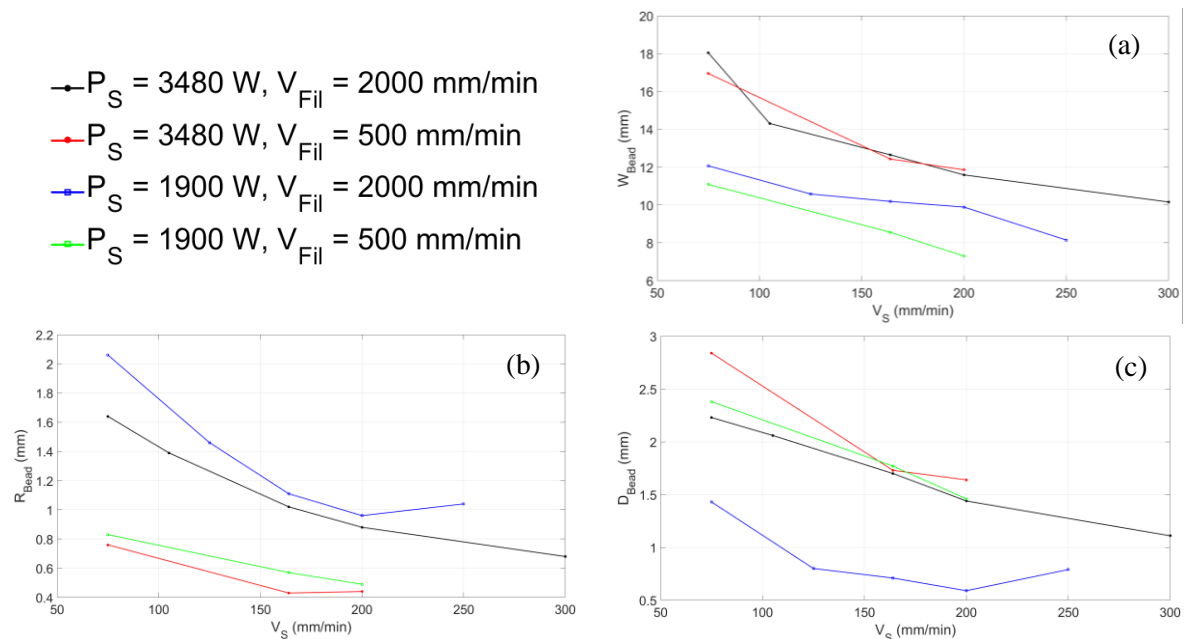


Figure 4-4 : Evolution de la largeur  $W_{\text{Bead}}$  (a), du renforcement  $R_{\text{Bead}}$  (b) et de la profondeur de pénétration  $D_{\text{Bead}}$  (c) de cordon en fonction de la vitesse de soudage  $V_S$  pour deux valeurs de puissance de soudage ( $P_S$ , 1900 et 3480W) et de vitesse de fil ( $V_{\text{Fil}}$ , 500 et 2000 mm/minute).

On observe que les dimensions semblent évoluer de manière inversement proportionnelle avec la vitesse de soudage. C'est bien en accord avec nos analyses précédentes (chapitre 3) sur les macrographies des maquettes et avec les travaux de (David et Vitek 1989). Effectivement, puisque l'énergie de soudage impacte fortement le volume de la passe (Nguyen 2015) et qu'elle évolue de manière inversement proportionnelle avec la vitesse de soudage, il est logique d'observer cette tendance.

La Figure 4-4.a montre que la puissance  $P_S$  joue un rôle important sur la largeur de cordon ( $W_{\text{Bead}}$ ) : les valeurs associées à la faible puissance (courbes bleue et verte) sont bien plus faibles que celles associées à la forte puissance (rouge et noire). Par contre, l'effet de la vitesse de fil  $V_{\text{Fil}}$  semble faible (courbe rouge versus noire et courbe verte versus bleue).

La Figure 4-4.b met en évidence que la vitesse de fil  $V_{\text{Fil}}$  a une forte influence sur le renforcement de cordon  $R_{\text{Bead}}$ , ce qui est logique car la vitesse de fil impacte directement la quantité de métal d'apport déposée. De plus, nous constatons qu'entre deux cordons déposés avec la même vitesse de fil et de soudage (donc à volume de métal d'apport identique), une diminution de puissance (courbes bleue et noire), et donc de la largeur de cordon, implique une augmentation du renforcement  $R_{\text{Bead}}$ .

Par ailleurs, on observe sur la Figure 4-4.c, que la vitesse de fil  $V_{\text{Fil}}$  a un effet très marqué sur la profondeur de pénétration  $D_{\text{Bead}}$  lorsque que la puissance est faible ( $P_S = 1900 \text{ W}$ ) et a un impact moindre à forte puissance ( $P_S = 3480 \text{ W}$ ) (courbes bleue et verte versus noire et rouge). Ceci étant cohérent car une faible puissance  $P_S$  entraîne une faible énergie de soudage. Comme, nous l'avons décrit précédemment, l'énergie de soudage conditionne le volume du bain de fusion. Avec apport de matière (i.e.  $V_{\text{Fil}} > 0$ ), une certaine part de l'énergie de soudage est cédée à la fusion du fil, qui dépend du taux de dépôt (i.e. de la vitesse de fil, de la densité du fil et du diamètre du fil). Ainsi, à faible énergie de soudage, cette part d'énergie cédée est relativement importante devant l'énergie de soudage totale, ce qui conduit à des variations importantes de la profondeur de pénétration  $D_{\text{Bead}}$ .

Pour conclure, nous observons que l'évolution des dimensions d'une section transversale d'une ligne de soudage en fonction de la vitesse de soudage :

- Semble être en accord avec la théorie, c'est-à-dire inversement proportionnelle à la vitesse de soudage.
- Est dépendante des effets des 3 variables  $P_S$ ,  $V_{\text{Fil}}$  et  $V_S$  :
  - La vitesse de soudage  $V_S$  a un impact important sur l'ensemble des dimensions.
  - La puissance  $P_S$  a un effet très marqué sur la largeur  $W_{\text{Bead}}$ , tandis que l'influence de la vitesse de fil  $V_{\text{Fil}}$  est faible.
  - La vitesse de fil  $V_{\text{Fil}}$  impacte fortement le renforcement  $R_{\text{Bead}}$  et la puissance  $P_S$  a une faible influence.
  - La profondeur de pénétration  $D_{\text{Bead}}$  est très sensible à la vitesse de fil  $V_{\text{Fil}}$  à faible puissance  $P_S$ .

#### *4.1.3.2 Influence de la vitesse de fil*

Pour analyser de l'effet de vitesse de fil, nous distinguons 4 groupes distingués par leurs valeurs de la puissance de soudage ( $P_S$ ) et de la vitesse de soudage ( $V_S$ ) :

- Forte puissance de soudage,  $P_S = 3480 \text{ W}$  (tension de 12 V et intensité de 290 A).
- Faible puissance de soudage,  $P_S = 1900 \text{ W}$  (tension de 10 V et intensité de 190 A).
- Forte de vitesse de soudage,  $V_S = 200 \text{ mm/minute}$ .
- Faible vitesse de soudage,  $V_S = 75 \text{ mm/minute}$ .

Le Tableau 4-2 présente les valeurs des variables ( $P_S$ ,  $V_S$ ,  $V_{Fil}$ ) et des réponses ( $W_{Bead}$ ,  $D_{Bead}$ ,  $R_{Bead}$ ) pour chacun des 4 groupes. Au total 12 lignes de soudage sont fabriquées.

Groupe	Variables			Réponses		
	$P_S$ (W)	$V_S$ (mm/min)	$V_{Fil}$ (mm/min)	$W_{Bead}$ (mm)	$R_{Bead}$ (mm)	$D_{Bead}$ (mm)
Forte $P_S$ et Forte $V_S$	3480	200	2000	11,6	1,4	0,9
	3480	200	1000	12,0	1,8	0,6
Forte $P_S$ et Faible $V_S$	3480	75	2000	18,0	2,2	1,6
	3480	75	1000	17,0	2,7	1,1
Faible $P_S$ et Forte $V_S$	1900	200	2000	9,9	0,6	1,0
	1900	200	1000	7,7	1,2	0,7
Faible $P_S$ et Faible $V_S$	1900	75	2000	12,1	1,4	2,1
	1900	75	1000	11,8	1,9	1,3
	1900	200	500	7,3	1,5	0,5
	1900	75	500	11,1	2,4	0,8

Tableau 4-2 : Valeurs des variables ( $P_S$ ,  $V_S$ ,  $V_{Fil}$ ) et des réponses ( $W_{Bead}$ ,  $D_{Bead}$ ,  $R_{Bead}$ ) pour chacun des 4 groupes, au total 12 lignes de soudage sont réalisées.

La Figure 4-5 expose l'évolution des trois dimensions des lignes de soudage en fonction de la vitesse de fil  $V_{Fil}$  pour les 4 groupes.

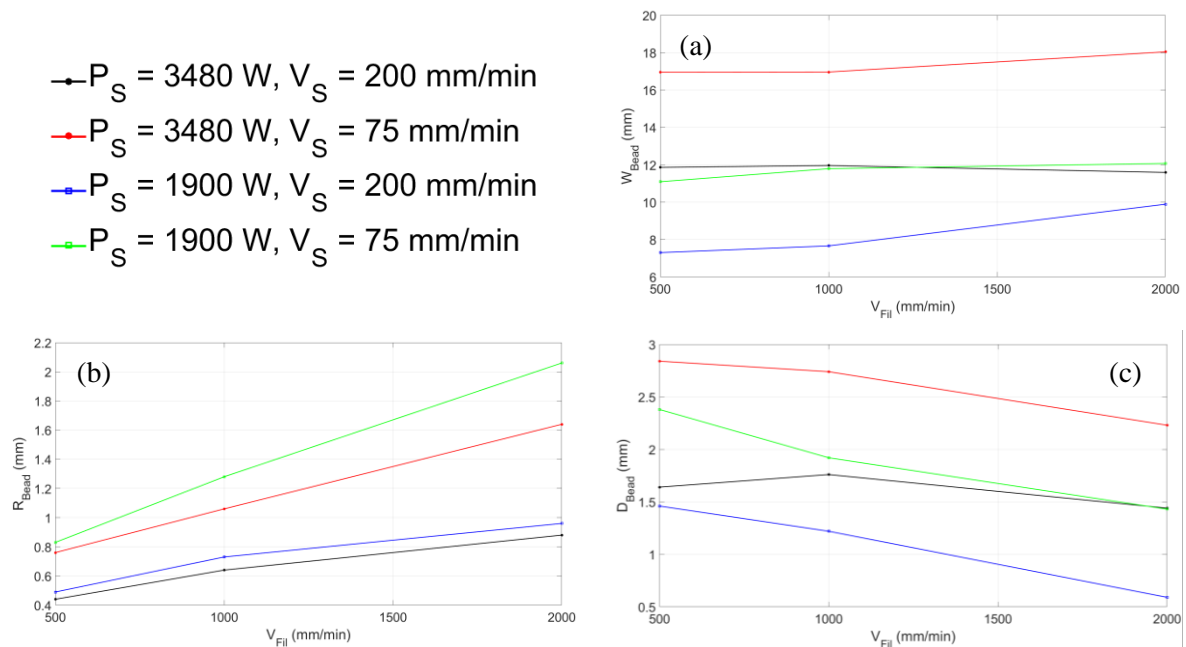


Figure 4-5 : Evolution de la largeur  $W_{Bead}$  (a), du renforcement  $R_{Bead}$  (b) et de la profondeur de pénétration  $D_{Bead}$  (c) de cordon en fonction de la vitesse de fil  $V_{Fil}$  pour deux valeurs de puissance de soudage ( $P_S$ , 1900 et 3480W) et de vitesse de soudage ( $V_S$ , 75 et 200 mm/minute).

On observe sur la Figure 4-5.a que  $V_{Fil}$  a un faible effet sur  $W_{Bead}$ , ce qui est en accord avec les analyses réalisées sur les maquettes de soudage (chapitre 3).

De plus, les Figure 4-5.b et Figure 4-5.c montrent que l'évolution du renforcement  $R_{Bead}$  et de la profondeur de pénétration  $D_{Bead}$  en fonction de  $V_{Fil}$  est plutôt linéaire, ce qui est prévisible car comme exposé précédemment, augmenter la vitesse de fil entraîne une augmentation linéaire de la quantité de métal d'apport déposée. Le renforcement  $R_{Bead}$  croît avec  $V_{Fil}$  et puisque l'effet de  $V_{Fil}$  sur la largeur  $W_{Bead}$  est très faible, il est donc cohérent que le renforcement évolue linéairement avec  $V_{Fil}$ . Cependant contrairement à ce que prévoit la théorie, on identifie que l'évolution du renforcement n'est pas proportionnelle avec  $V_{Fil}$  ce qui est en accord avec nos analyses effectuées dans le chapitre 3. Quant à la profondeur de pénétration  $D_{Bead}$ , elle décroît linéairement avec  $V_{Fil}$  car la part de l'énergie de soudage cédée à la fusion du fil croît linéairement avec la quantité de métal déposée.

Pour conclure sur l'évolution des dimensions en fonction de  $V_{Fil}$  :

- La vitesse de fil a un effet peu marqué sur la largeur  $W_{Bead}$ .
- Le renforcement  $R_{Bead}$  croît linéairement en fonction de  $V_{Fil}$ .
- La profondeur de pénétration  $D_{bead}$  décroît linéairement en fonction de  $V_{Fil}$ .

#### 4.1.3.3 Influence de la puissance de soudage

Concernant l'étude de l'influence de la puissance de soudage, nous avons fabriqué 5 lignes de soudage (soit un seul groupe, Tableau 4-3) pour lequel les valeurs des vitesses de soudage et de fil sont :

- Moyenne vitesse de soudage,  $V_S = 164$  mm/minute.
- Faible vitesse de fil,  $V_{Fil} = 500$  mm/minute.

Groupe	Variables			Réponses		
	$P_s$ (W)	$V_s$ (mm/min)	$V_{fil}$ (mm/min)	$W_{bead}$ (mm)	$D_{bead}$ (mm)	$R_{bead}$ (mm)
Moyenne $V_S$ et Forte $V_{Fil}$	3480	164	2000	12,7	1,7	1,0
	3190	164	2000	11,94	2,01	1,09
	2640	164	2000	10,20	1,70	1,25
	2090	164	2000	9,52	1,00	1,28
	1900	164	2000	10,2	0,7	1,1

Tableau 4-3 : Valeurs des variables ( $P_s$ ,  $V_S$ ,  $V_{Fil}$ ) et des réponses ( $W_{Bead}$ ,  $D_{Bead}$ ,  $R_{Bead}$ ), au total 5 lignes de soudage sont réalisées.

La Figure 4-6 présente l'évolution des dimensions d'une section transverse de ligne de soudage en fonction de la puissance de soudage  $P_S$  pour une valeur de vitesse de soudage ( $V_S = 164$  mm/minute) et une valeur de vitesse de fil ( $V_{Fil} = 2000$  mm/minute).

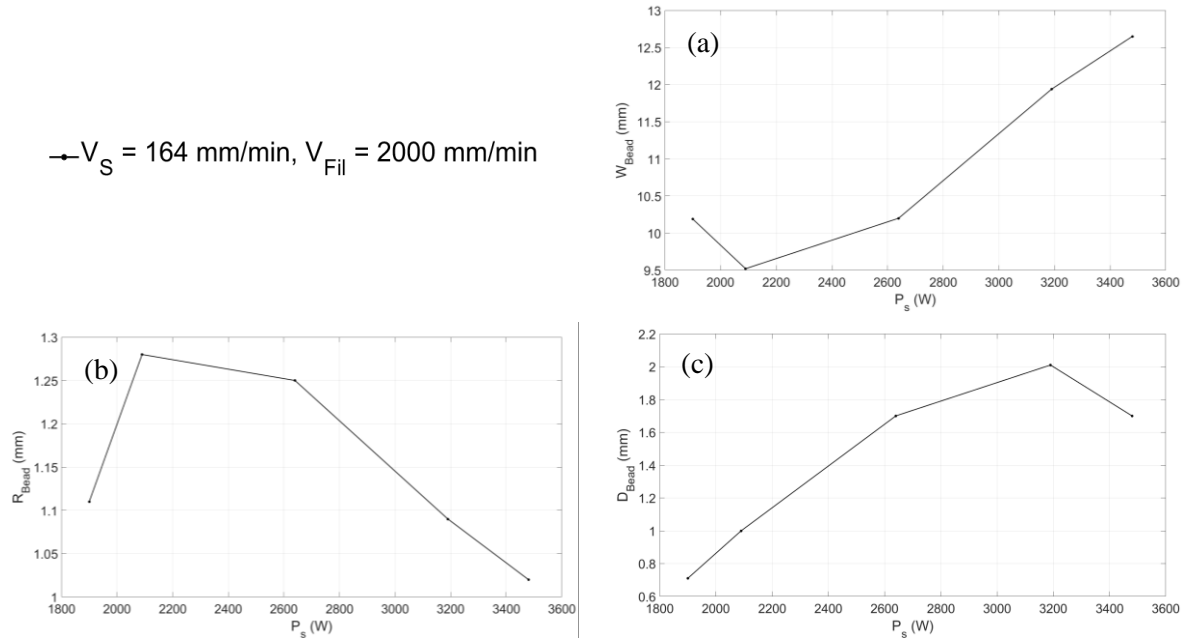


Figure 4-6 : Evolution de la largeur  $W_{Bead}$  (a), du renforcement  $R_{Bead}$  (b) et de la profondeur de pénétration  $D_{Bead}$  (c) de cordon en fonction de la puissance de soudage  $P_S$  pour une valeur de vitesse de soudage ( $V_S = 164$  mm/minute) et de vitesse de fil ( $V_{Fil} = 2000$  mm/minute).

On observe sur la Figure 4-6 que l'évolution des dimensions d'une ligne de soudage en fonction de la puissance de soudage est complexe et est différents de la théorie. Pour la largeur ( $W_{Bead}$ , Figure 4-6.a) et la profondeur de pénétration ( $D_{Bead}$ , Figure 4-6.c), on prévoyait une croissance linéaire avec la puissance  $P_S$ , puisque l'énergie de soudage évolue linéairement avec la puissance  $P_S$ .

Pour le renforcement  $R_{Bead}$ , nous avons montré (équation 4.3, p.143) que le renforcement évolue de manière linéaire avec l'aire « renforcée »  $A_{RBead}$  et inversement proportionnelle avec la largeur  $W_{Bead}$ . En se basant sur l'idée que la largeur évolue linéairement avec la puissance  $P_S$ , on prévoyait théoriquement que le renforcement évoluerait de manière inversement proportionnelle avec la puissance  $P_S$ .

Ces écarts de tendance pourraient être dues par exemple aux courants de convection au sein du bain de fusion qui sont entre autres sensibles aux variations de la composition chimique aux seins des métaux de base et d'apport.

Ainsi, une idée pour vérifier serait de fabriquer de nouvelles lignes de soudage, pour différents groupes de valeurs de vitesses de soudage de fil et de poursuivre plus précisément l'étude de variabilité des dimensions d'une ligne de soudage afin de statuer sur ces tendances observées.

Pour conclure, cette étude paramétrique nous a permis d'identifier les tendances d'évolution des dimensions de la section transversale d'une ligne de soudage en fonction des variables ( $P_S$ ,  $V_S$  et  $V_{Fil}$ ) ainsi que d'étudier qualitativement leurs effets sur ces dimensions :

- L'évolution des dimensions en fonction de chacune des variables :
  - Semble être inversement proportionnelle à la vitesse de soudage  $V_S$ .
  - Est plutôt linéaire à la vitesse de fil  $V_{Fil}$ .
  - Est complexe et est différents de la théorie pour la puissance  $P_S$ .
- Effet des variables sur les dimensions :
  - La puissance  $P_S$  et la vitesse de soudage  $V_S$  impacte la largeur  $W_{Bead}$ , la profondeur de pénétration  $D_{Bead}$  et le renforcement  $R_{Bead}$ .
  - La vitesse de fil  $V_{Fil}$  influe sur la profondeur de pénétration  $D_{Bead}$  et le renforcement  $R_{Bead}$  sans avoir d'effet notable sur la largeur  $W_{Bead}$ .

On observe qu'il serait possible de définir des lois empiriques pour calculer ces dimensions à partir des informations du cahier de soudage, ce qui permettrait de s'affranchir de la fabrication de nouvelles lignes de soudage par la suite.

#### **4.2 Comparaison des dimensions et de la refusion verticale issues des mesures sur lignes de soudage à celles issues des mesures sur les maquettes**

On a mentionné précédemment que les résultats obtenus sur les lignes de soudage peuvent être utilisés pour le modèle dédié aux soudures multipasses. Ceci est vérifié dans cette partie, en comparant les dimensions et la refusion verticale moyennes des passes ( $\langle W_{Pass} \rangle$ ,  $\langle H_{Pass} \rangle$ ,  $\langle R_{VPass} \rangle$ ) mesurées sur les maquettes à celles mesurées sur les lignes de soudage. Les mesures de  $\langle W_{Pass} \rangle$ ,  $\langle H_{Pass} \rangle$  et  $\langle R_{VPass} \rangle$  sont réalisées sur les macrographies des 4 maquettes (Référence, Puissance, Vitesse et Fil, cf. chapitre 3).

Le Tableau 4-4 présente la comparaison des largeurs de passe moyennes ( $\langle W_{Pass} \rangle$ ) mesurées sur les maquettes au niveau de la dernière couche avec les largeurs de cordon correspondantes ( $W_{Bead}$ ) mesurées sur les lignes de soudage présentant les paramètres de soudage correspondants.

Nom de la maquette	$\langle W_{Pass} \rangle$ (mm)	$W_{Bead}$ (mm)	Ecart relatif : $\frac{W_{Bead} - \langle W_{Pass} \rangle}{\langle W_{Pass} \rangle}$
Puissance	10.5	10.2	-9%
Référence	12.8	12.7	-1%
Vitesse	15.9	14.3	-10%
Fil	12.7	12.8	1%

Tableau 4-4 : Comparaison des largeurs de passe moyennes mesurées sur les maquettes aux largeurs de cordon mesurées sur les lignes de soudage.

On observe que les largeurs mesurées sur les lignes de soudage sont en très bon accord avec celles mesurées sur les maquettes. L'écart relatif reste inférieur à 10% en absolu.

Le Tableau 4-5 expose la comparaison des hauteurs totales de passe moyennes ( $\langle H_{Pass} \rangle$ ) issues des mesures sur les maquettes au niveau de la dernière couche avec les hauteurs totales de cordon correspondantes ( $H_{Bead}$ ) obtenues à partir des mesures sur les lignes de soudage (équation 4.1).

Nom de la maquette	$\langle H_{Pass} \rangle$ (mm)	$H_{Bead}$ (mm)	Ecart relatif : $\frac{H_{Bead} - \langle H_{Pass} \rangle}{\langle H_{Pass} \rangle}$
Puissance	1.9	1.8	-5%
Référence	2.8	2.7	-4%
Vitesse	3.5	3.5	0%
Fil	2.8	2.4	-14%

Tableau 4-5 : Comparaison des hauteurs totales de passe moyennes issues des mesures sur les maquettes aux hauteurs totale de cordon issues des mesures sur les lignes de soudage.

De même, on observe que les hauteurs totales ( $H_{Bead}$ ) sont en très bon accord avec celles mesurées sur les maquettes au niveau de la dernière couche. L'écart relatif reste inférieur à 14% en absolu.



Le Tableau 4-6 montre la comparaison des valeurs moyennes de la refusion verticale de passe ( $\langle R_{VPass} \rangle$ ) obtenues à partir des mesures sur les dernières passes de chaque couche de chaque maquette avec les refusions verticales correspondantes ( $R_{VBead}$ ) issues des mesures sur les lignes de soudage correspondantes (équation 4.2).

Nom de la maquette	$\langle R_{VPass} \rangle$	$R_{VBead}$	Ecart relatif : $\frac{R_{VBead} - \langle R_{VPass} \rangle}{\langle R_{VPass} \rangle}$
Puissance	0.34	0.39	15%
Référence	0.62	0.63	2%
Vitesse	0.62	0.60	-3%
Fil	0.70	0.72	3%

Tableau 4-6 : Comparaison de la refusion verticale de passe moyenne issue des mesures sur les maquettes à la refusion verticale de cordon issue des mesures sur les lignes de soudage.

Nous observons que la refusion verticale issue des mesures sur les maquettes est comparable à celle sur les lignes de soudage. L'écart relatif reste inférieur à 15% en absolu.

Pour conclure, nous avons comparé pour les 4 maquettes (Référence, Puissance, Vitesse et Fil) les moyennes des dimensions ( $\langle H_{Pass} \rangle$  et  $\langle W_{Pass} \rangle$ ) mesurées sur les passes de la dernière couche aux dimensions correspondantes mesurées sur les lignes de soudage.

Les valeurs comparées restent proches, ce qui permet de valider l'utilisation des dimensions mesurées sur les lignes de soudage pour une passe localisée au niveau de la dernière couche.

Par ailleurs, nous avons aussi calculé, pour ces 4 maquettes, la valeur moyenne de la refusion verticale ( $\langle R_{VPass} \rangle$ ) issues des mesures sur les dernières passes de chaque couche et l'avons comparé à celle correspondante ( $R_{VBead}$ ) issue des mesures sur les lignes de soudage.

Les valeurs comparées restent proches, ce qui permet de valider l'utilisation de la valeur issue des mesures sur les lignes de soudage pour les dernières passes de chaque couche.

### 4.3 Calcul des paramètres phénoménologiques

Dans cette partie, nous présentons la méthode pour calculer les paramètres phénoménologiques à partir des mesures sur les lignes de soudage.

#### 4.3.1 Calcul de la refusion verticale de passe : $R_{VPass}$

La valeur moyenne de la refusion verticale est obtenue à partir de mesures sur les dernières passes de chaque couche pour l'ensemble des maquettes de soudage. Cette valeur moyenne représente globalement la refusion verticale sur l'ensemble d'une soudure.

Nous avons montré précédemment que les valeurs de la refusion verticale obtenues à partir de mesures sur les lignes de soudage sont en bon accord avec les valeurs moyennes de la refusion verticale issues des mesures sur les maquettes de soudage. Nous considérons donc qu'il est pertinent d'estimer la valeur de la refusion verticale d'une soudure à partir des mesures issues des lignes de soudage.

$$R_{VPass} = R_{VBead} \quad 4.5$$

En revanche les moyennes des mesures de la largeur ( $\langle W_{Pass} \rangle$ ) et de la hauteur totale ( $\langle H_{Pass} \rangle$ ) des passes sont réalisées uniquement sur la dernière couche de chaque maquette. Elles ne sont donc pas représentatives de la dimension moyenne d'une passe dans la soudure. Dans la suite de cette partie, nous exposons la méthode pour calculer une largeur et une hauteur totale de passe moyenne au sein de la soudure.

#### 4.3.2 Calcul de la hauteur totale de passe : $H_{Pass}$

On peut reconstruire la soudure en utilisant les hauteurs totales et la valeur de la refusion verticale issues des mesures sur les lignes de soudage, la hauteur de chaque couche modélisée étant supposée égale au renforcement de passe ( $R_{Pass}$ ) selon la relation suivante :

$$hauteur_{couche} = R_{Pass} = H_{Pass} \cdot (1 - R_{VPass}) = H_{Bead} \cdot (1 - R_{VBead}) \quad 4.6$$

Avec  $hauteur_{couche}$  la hauteur de chaque couche,  $R_{Pass}$  le renforcement de passe,  $H_{Pass}$  la hauteur totale de passe (qui est égale à  $H_{Bead}$ ) et  $R_{VPass}$  la refusion verticale de passe (qui est égale à  $R_{VBead}$ ).

La hauteur totale de la soudure dépend de la hauteur de chaque couche ( $hauteur_{couche}$ ) et du nombre de couches ( $N_C$ ) :

$$hauteur_{Totale\ soudure} = hauteur_{couche} \cdot N_C \quad 4.7$$

Par exemple pour la maquette Référence, le nombre de couches est de 17 et la hauteur totale de la soudure mesurée entre le pied de chanfrein et la dernière couche est de 21 mm (Figure 4-7). Or la hauteur totale de la soudure, calculée avec l'équation 4.7, est de 17 mm.

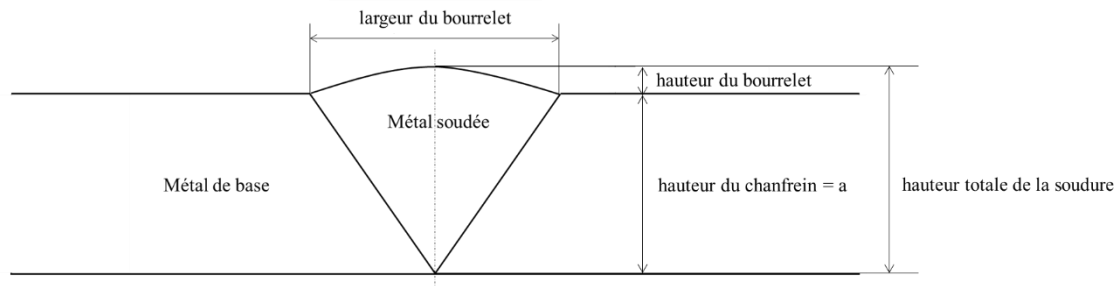


Figure 4-7 : Définition de la hauteur totale de la soudure (hauteur de chanfrein + hauteur du bourrelet) et de la largeur de la dernière couche (largeur du bourrelet).

Cet écart est dû au fait que la hauteur totale des passes ( $H_{Pass}$ ) est supposée égale à la hauteur totale de cordon ( $H_{Bead}$ ), ce qui est vrai uniquement pour la dernière couche.

Pour tenir compte des variations des hauteurs de passe des autres couches, nous proposons de calculer la hauteur totale de passe en fonction de la hauteur totale de la soudure ( $hauteur_{Totale\ soudure}$ ) mesurée, de la refusion verticale ( $R_{VPass}$ , qui est égale à  $R_{VBead}$ ) et du nombre de couches ( $N_C$ ) :

$$H_{Pass} = \frac{hauteur_{Totale\ soudure}}{N_C \cdot (1 - R_{VPass})} \quad 4.8$$

L'équation 4.8 conduit à une hauteur totale de passe pour la maquette Référence de 3.2 mm alors que la hauteur totale correspondante issue des mesures sur lignes de soudage est de 2.7 mm.

Pour le modèle, nous supposons une hauteur totale  $H_{Pass}$  identique pour toutes les couches et calculée à partir de l'équation 4.8.

La hauteur totale de la soudure peut être mesurée directement sur la soudure sans réaliser de macrographie. En effet, cette hauteur est la somme de la hauteur du chanfrein (données accessibles dans le cahier de soudage) et la hauteur du bourrelet (Figure 4-7).

Par ailleurs, la largeur de la dernière couche ne dépendant pas de la géométrie du chanfrein, nous proposons de mesurer cette largeur (ce qui est possible sans réaliser de macrographies) et qui correspond à la largeur du bourrelet (Figure 4-7).

#### 4.3.3 Calcul de la largeur de passe : $W_{Pass}$

En ce qui concerne la largeur de passe, nous avons observé sur les macrographies (chapitre 3) qu'elle est plus faible aux niveaux des premières couches qu'aux niveaux dernières couches. Ceci étant due au fait qu'aux niveaux des premières couches, la largeur du chanfrein est plus faible que la largeur des passes.

La largeur de la couche  $k$  ( $W_{Layer}(k)$ ) est définie par la géométrie du chanfrein et de la position verticale ( $G_Y(k)$ ) de la couche (Figure 4-8). Nous notons  $k$ , le numéro de la couche ( $k \in [1, N_C]$ ) variant de 1 au nombre de couches total ( $N_C$ ).

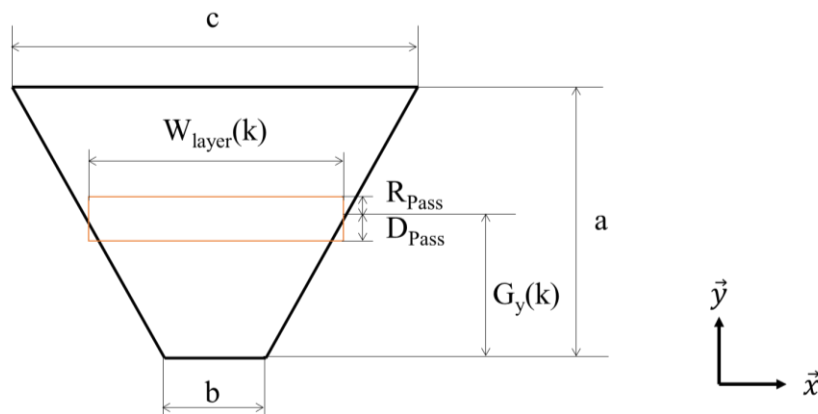


Figure 4-8 : Illustration de la largeur de la couche  $k$  ( $W_{Layer}(k)$ ) dépendante de la géométrie du chanfrein (hauteur :  $a$ , largeur en bas :  $b$  et largeur en haut :  $c$  du chanfrein) et de la position verticale ( $G_Y(k)$ ) de la couche.

Dans le modèle, nous choisissons de modifier la largeur de la passe ( $W_{Pass}$ ) initialement obtenue à partir des mesures effectuées sur les lignes de soudage, lorsqu'elle est supérieure à la largeur de la couche  $k$  ( $W_{Layer}(k)$ , Figure 4-8). Dans ce cas, la largeur de passe est prise égale à la largeur de couche.

Cependant, nous imposons une largeur de passe minimale à  $2.H_{Pass}$  afin de ne pas impacter ni la hauteur de passe et ni le modèle de calcul des directions du gradient thermique (exposé dans la partie 4.4), qui se base sur une forme U-flat de la passe, c'est-à-dire deux quarts de cercle de rayon  $H_{Pass}$  aux extrémités et un rectangle au centre.

Pour résumer,  $W_{Pass} = W_{Bead}$  :

$$\text{Si } W_{Pass} > W_{Layer}(k)$$

$$\text{Alors } W_{Pass} = W_{Layer}(k)$$

4.9

$$\text{Si } W_{Pass} < 2.H_{Pass}$$

$$\text{Alors } W_{Pass} = 2.H_{Pass}$$

#### 4.3.4 Calcul de la refusion latérale de passe pour chaque couche : $R_{LPass}$

La Figure 4-9 illustre la refusion latérale entre deux passes.

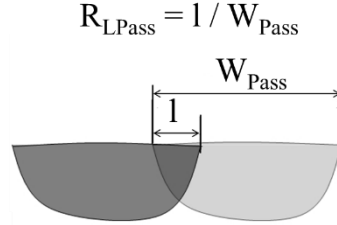


Figure 4-9 : Illustration de la refusion latérale entre deux passes ( $R_{LPass}$ ).

La refusion latérale  $R_{LPass}$  ne peut pas être calculée directement à partir des dimensions d'une ligne de soudage, car physiquement elle dépend de la largeur de couche, du nombre de passes par couche et de la largeur de chaque passe. Nous supposons que  $R_{LPass}$  est constante au sein d'une même couche et peut varier d'une couche à l'autre.

Nous calculons pour chaque couche  $k$  la valeur de la refusion latérale  $R_{LPass}(k)$  en déterminant tout d'abord la position verticale  $G_y(k)$  de la couche  $k$  dans le chanfrein, puis sa largeur  $W_{Layer}(k)$  à partir des dimensions du chanfrein et de la refusion verticale (Figure 4-8) :

$$G_y(k) = H_{Pass} * (1 - R_{VPass}) * (k - 1) \quad 4.10$$

$$W_{Layer}(k) = b + \frac{(c - b)}{a} * G_y(k) \quad 4.11$$

où  $b$  est la largeur du bas du chanfrein,  $c$  la largeur en haut et  $a$  la hauteur du chanfrein.

Et on a aussi géométriquement :

$$W_{Layer}(k) = N_{Pass}(k) * W_{Pass} - (N_{Pass}(k) - 1) * l$$

où  $N_{Pass}(k)$  est le nombre de passes dans la couche  $k$ .

Donc  $R_{LPass}(k)$  est calculé de la façon suivante :

$$R_{LPass}(k) = 1 - \frac{W_{Layer}(k) - W_{Pass}}{(N_{Pass}(k) - 1) * W_{Pass}} \quad 4.12$$

Pour conclure, les paramètres phénoménologiques ( $W_{Pass}$ ,  $H_{Pass}$ ,  $R_{VPass}$  et  $R_{LPass}$ ) peuvent être calculés directement à partir des informations du cahier de soudage et des mesures issues des lignes de soudage.

Pour la suite de cette partie, nous nous intéressons à la macrostructure des lignes de soudage (i.e. les directions de croissance des grains) en vue d'identifier les directions du gradient thermique.

#### **4.4 Modélisation des directions du gradient thermique pour une seule passe**

Nous commençons par analyser l'ensemble des lignes de soudage pour pouvoir modéliser les directions du gradient thermique dans une passe isolée (le cas d'une passe dans le chanfrein avec prise en compte du métal environnant sera modélisé dans le paragraphe suivant).

Comme nous l'avons exposé dans l'étude bibliographique (chapitre 2, § 2.4), le gradient thermique tend à être orthogonal à l'interface solide/liquide (S/L), et la première interface S/L formée lors de la solidification est le contour de la passe. Par ailleurs, le contour de la passe se forme à la température du solidus et constitue donc une surface isotherme (Murry 1994). En outre, les travaux de (Billotte 2017) montrent que lors de la solidification le transfert thermique par conduction est dominant et donc l'hypothèse de considérer que le gradient thermique est orthogonal aux surfaces isothermes est valide.

Nous faisons le choix d'analyser les macrostructures des lignes de soudage car elles « reposent » sur le métal de base où l'orientation des grains est distribuée de manière homogène. Nous avons montré dans le chapitre 3 (§ 3.4.4) que pour ce cas, les grains tendent à croître dans la direction du gradient thermique.

La Figure 4-10 montre que, dans une section transverse de la soudure, les directions de croissance de grains sont globalement symétriques par rapport à l'axe de la ligne de soudage, et qu'on peut distinguer trois zones : la zone centrale (cadre orange) de géométrie rectangulaire et les zones latérales (cadres bleus) de géométrie carrée. Les zones latérales sont caractérisées par des directions de croissance de grains qui varient, tandis que pour la zone centrale, ces directions sont plutôt parallèles entre elles et à l'axe de symétrie de la soudure.

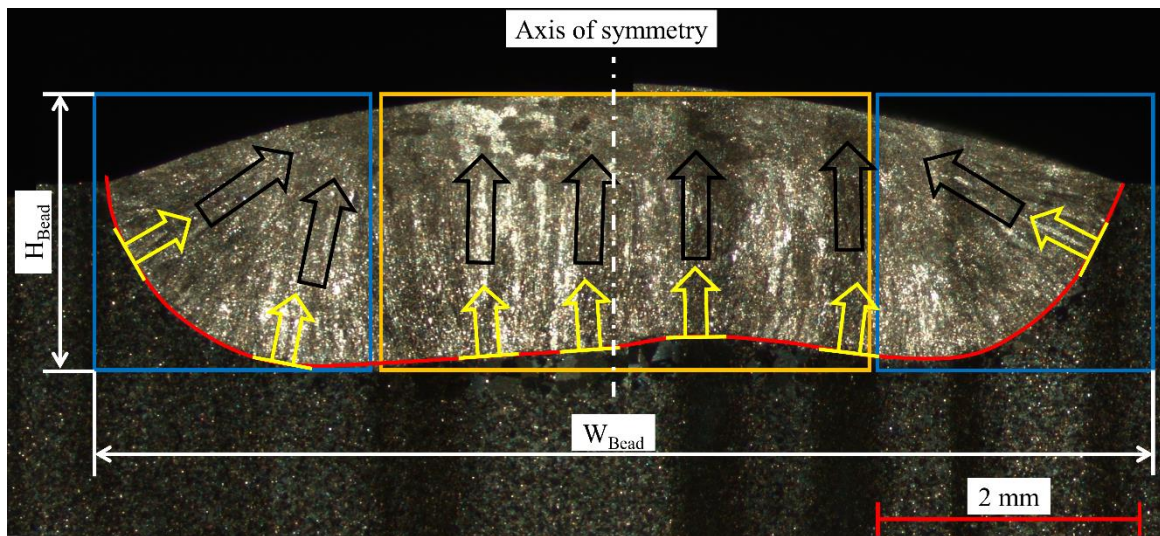


Figure 4-10 : Analyse de la macrostructure des lignes de soudage dans une section transverse : définition de trois zones de croissance des grains.

Par ailleurs, cette figure montre que les grains au niveau du contour sont globalement orthogonaux à celui-ci (flèches jaunes). De ce fait, nous faisons confirmer l'hypothèse que les directions du gradient thermique sont orthogonales à ce contour.

En outre, nous observons que les grains au sein du cordon sont plutôt rectilignes (flèches noires), ce qui permet de faire l'hypothèse que le gradient thermique est également rectiligne. Par ailleurs, les grains ne se croisent pas au sein de la passe, ainsi, nous considérons que les directions du gradient thermique ne se croisent pas.

Sur la base des observations précédentes, on peut modéliser les directions du gradient thermique au sein d'une passe en considérant que le contour d'une passe est de forme « U-flat » (Figure 4-11). Les extrémités de la passe sont des quarts de cercle de rayon la hauteur totale de la passe. Les directions du gradient thermique  $\alpha_g^{init}$  sont alors calculées de façon à être normales aux contours ainsi modélisés.

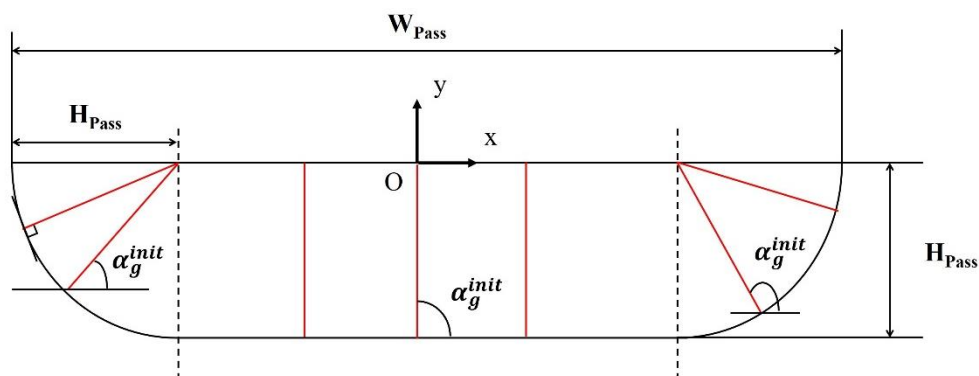


Figure 4-11 : Illustration des directions du gradient thermique calculées pour chaque zone du cordon.

## 4.5 Prise en compte de la position de la passe dans la soudure multipasses et intégration de l'ordre des passes

### 4.5.1 Modélisation de l'effet de la position de la passe dans le chanfrein sur les directions du gradient thermique

Les analyses macrographiques des sections transverses des soudures (chapitre 3) ont permis de mettre en évidence que le flux thermique s'équilibre symétriquement dans le cas où une passe repose latéralement sur deux autres passes et inversement le flux thermique s'équilibre de manière asymétrique dans le cas où une passe repose latéralement seulement sur une autre passe ou sur un bord du chanfrein.

Nous intégrons cet effet au sein du modèle en faisant évoluer les directions du gradient thermique définies précédemment (§ 4.4). Pour cela, nous modélisons un équilibre asymétrique du flux thermique pour le second cas (passe repose latéralement seulement sur une autre passe ou sur un bord du chanfrein).

Dans la configuration de soudage où les paramètres électriques sont constants et où la source thermique (l'électrode) se déplace à vitesse constante, il est tout à fait raisonnable de considérer un état quasi-stationnaire (Granjon 2000), si l'on fixe le repère sur l'électrode.

Nous faisons donc l'hypothèse d'un régime stationnaire (ou permanent), traduisant le fait que la variation de température au cours du temps est nulle. Par conséquent, la variation d'énergie interne au cours du temps est nulle.

Compte-tenu de l'hypothèse 2D, nous définissons la passe comme la surface fermée de contrôle autour de laquelle les densités de flux thermiques entrants et sortants sont linéiques.

Remarque : nous distinguons la densité linéique du flux thermique, qui s'exprime en W/m notée  $\vec{\phi}$ , du flux thermique, qui s'exprime en W noté  $\phi$ .

Nous choisissons de modéliser la forme de passe par une géométrie rectangulaire de largeur  $W_{\text{Pass}}$  et de hauteur totale  $H_{\text{Pass}}$ . Nous supposons une conduction thermique pure en accord avec les hypothèses détaillées dans la partie 4.4.



La Figure 4-12 illustre la passe modélisée (en rouge) ainsi que les flux thermiques entrants et sortants.

Les dimensions des contacts avec le métal environnant sont  $L_{xg}$ ,  $L_{xd}$  et  $L_y$  qui sont respectivement à gauche, à droite et selon la largeur de passe. Par ailleurs,  $\vec{\phi}_e$ ,  $\vec{\phi}_{xg}$ ,  $\vec{\phi}_{xd}$ ,  $\vec{\phi}_y$  sont les flux thermiques transmis respectivement de l'électrode vers la pièce et latéralement à gauche, latéralement à droite, verticalement vers le métal environnant. Les normales ( $\vec{n}_{yh}$ ,  $\vec{n}_{yb}$ ,  $\vec{n}_{xg}$  et  $\vec{n}_{xd}$ ) correspondent aux normales sortantes du contour de la passe.

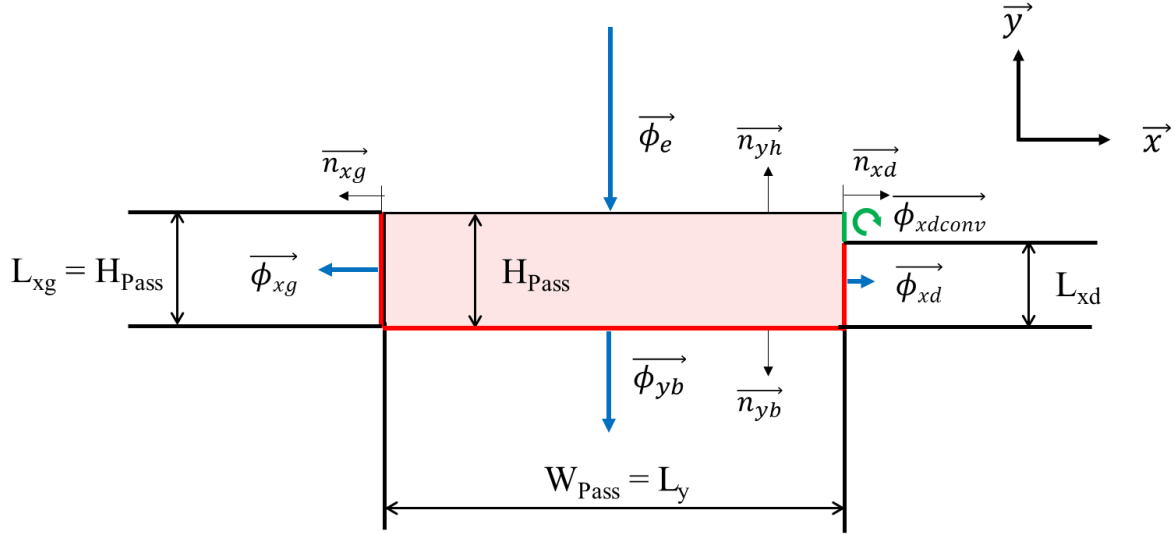


Figure 4-12 : Illustration des flux thermiques transmis : par conduction dans le métal environnant (les traits rouges symbolisent les contacts physiques avec le métal environnant) et par convection dans l'air environnante (trait vert).

Les densités de flux thermiques linéiques ( $\vec{\varphi}_{yb}$ ,  $\vec{\varphi}_{xg}$  et  $\vec{\varphi}_{xd}$ ) permettent de calculer les flux thermiques transmis par conduction vers le métal de base ( $\vec{\phi}_{yb}$ ,  $\vec{\phi}_{xg}$  et  $\vec{\phi}_{xd}$ ) :

$$\begin{aligned}
 \vec{\phi}_{yb} &= \vec{\varphi}_{yb} \cdot L_{yb} \\
 \vec{\phi}_{xg} &= \vec{\varphi}_{xg} \cdot L_{xg} \\
 \vec{\phi}_{xd} &= \vec{\varphi}_{xd} \cdot L_{xd}
 \end{aligned}
 \tag{4.13}$$

Concernant le flux thermique convectif, nous faisons l'hypothèse que les échanges convectifs avec l'environnement sont négligeables devant les échanges conductifs (Vallini 1968), c'est-à-dire  $\vec{\varphi}_{xdconv} = \vec{0}$  :

$$\vec{\phi}_{xdconv} = \vec{\varphi}_{xdconv} \cdot (H_{Pass} - L_{xd}) = \vec{0}
 \tag{4.14}$$

Dans cette partie, nous cherchons à exprimer l'angle  $\beta$  (correspondant à la moyenne des directions de croissance des grains au sein de la passe considérée, cf. exemples sur la Figure 4-13) uniquement à partir des informations du cahier de soudage et des mesures réalisées sur les lignes de soudage.

La Figure 4-13 illustre le cas d'une passe reposant latéralement sur deux passes (contour vert) où le flux thermique s'équilibre symétriquement conduisant à une valeur de l'angle  $\beta$  proche de 0. Ainsi que le cas d'une passe reposant latéralement sur un bord du chanfrein ou sur une passe (contours jaunes) où la valeur de l'angle  $\beta$  est non nulle car le flux thermique s'équilibre de manière asymétrique.

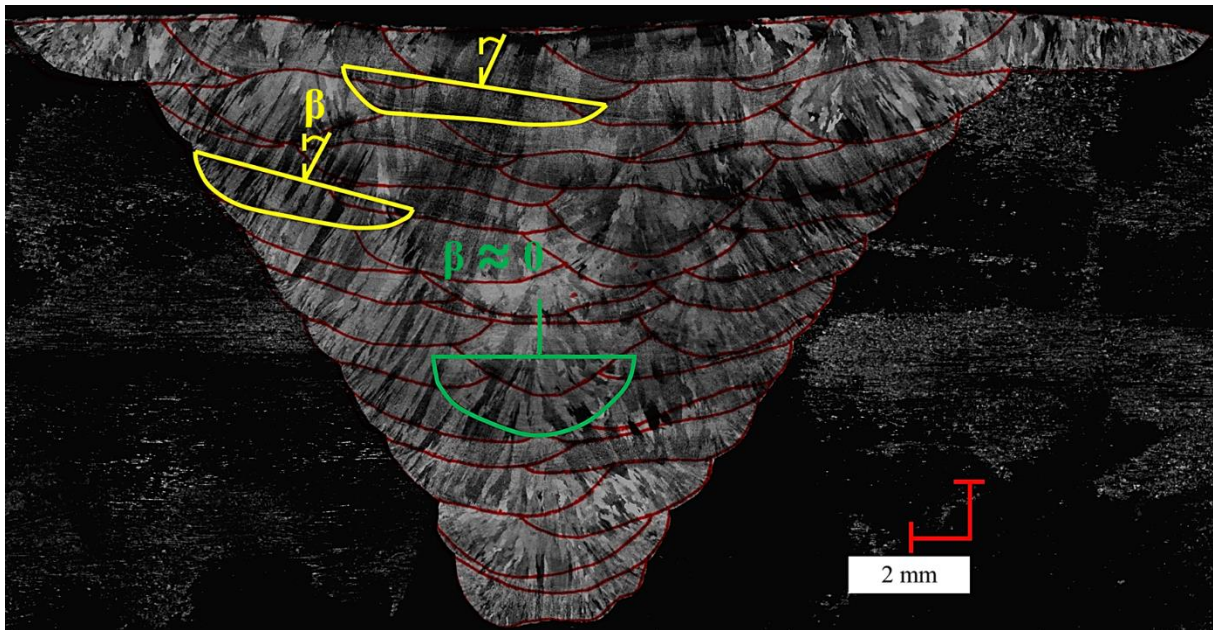


Figure 4-13 : Exemple dans la maquette Puissance, influence de la position de la passe dans le chanfrein : dernière passe dans une couche (contour vert) et passe au bord ou successive reposant sur une seule passe ou sur le chanfrein (contour jaune), l'angle  $\beta$  correspond à la moyenne des directions de croissance des grains au sein de la passe considérée.

Nous définissons alors l'angle  $\beta$  égale au rapport entre la différence des flux thermiques transmis latéralement et le flux thermique transmis verticalement :

$$\beta = \tan^{-1} \left( \frac{\overrightarrow{\phi_{xg}} \cdot L_{xg} \cdot \overrightarrow{n_{xg}} - \overrightarrow{\phi_{xd}} \cdot L_{xd} \cdot \overrightarrow{n_{xd}}}{\overrightarrow{\phi_{yb}} \cdot L_y \cdot \overrightarrow{n_{yb}}} \right) \quad 4.15$$

$$\beta = \tan^{-1} \left( \frac{\phi_{xg} - \phi_{xd}}{\phi_{yb}} \right)$$

Deux cas sont maintenant considérés : celui d'une passe reposant latéralement sur deux passes et celui d'une passe reposant latéralement sur une seule passe ou sur un bord du chanfrein.

### Cas d'une passe reposant latéralement sur deux passes

La Figure 4-14 illustre le cas d'une passe (en rouge) reposant latéralement sur deux passes (cas 1). D'un point de vue thermique, les normes des flux thermiques transmis latéralement ( $\|\vec{\phi}_{xg1}\|$  et  $\|\vec{\phi}_{xd1}\|$ ) sont égales, conduisant à un équilibre symétrique du flux thermique. Dans ce cas, la valeur de l'angle  $\beta$  est nulle. Les flux thermiques associés au cas 1 sont repérés par l'indice « 1 ».

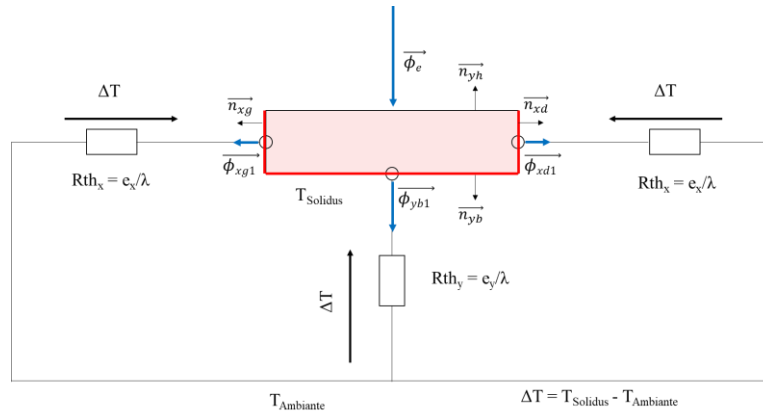


Figure 4-14 : Cas 1, passe (en rouge) reposant latéralement sur deux passes, illustration des flux thermiques transmis par conduction dans le métal environnant (les traits rouges symbolisent les contacts physiques avec le métal environnant).

### Cas d'une passe reposant latéralement sur une passe ou sur le chanfrein

La Figure 4-15 expose le second cas étudié, où la passe repose latéralement sur une seule passe ou sur un bord du chanfrein (ici à gauche). Les flux thermiques associés au cas 2 sont repérés par l'indice « 2 ».

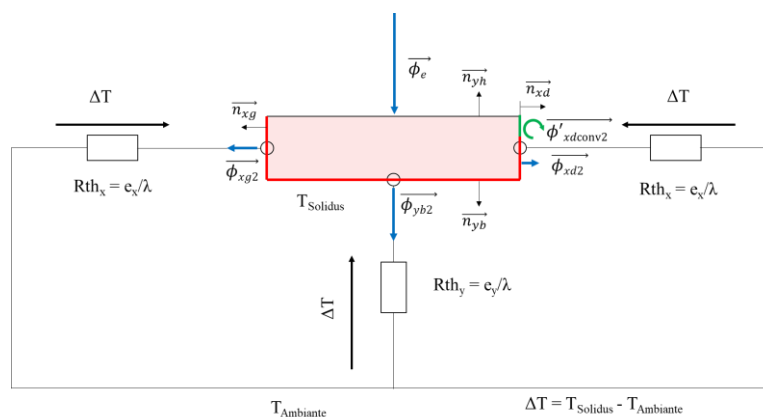


Figure 4-15 : Cas 2, passe (en rouge) reposant latéralement sur une passe ou sur le chanfrein, illustration des flux thermiques transmis : par conduction dans le métal environnant (les traits rouges symbolisent les contacts physiques avec le métal environnant) et par convection dans l'air environnante (trait vert).

Dans ce cas, la dimension du contact physique du côté droit ( $L_{xd}$  sur la Figure 4-12) dépend de la refusion verticale,  $L_{xd} = H_{Pass} \cdot R_{VPass}$ , ce qui correspond à la profondeur de pénétration de la passe ( $D_{Pass}$ ). De plus, les flux thermiques transmis latéralement  $\overrightarrow{\phi_{xg2}}$  et  $\overrightarrow{\phi_{xd2}}$  sont différents ( $\|\overrightarrow{\phi_{xg2}}\| > \|\overrightarrow{\phi_{xd2}}\|$ ) conduisant à un équilibre asymétrique du flux thermique. Par ailleurs, le flux thermique  $\overrightarrow{\phi_{xdconv2}}$  correspond au flux d'échange thermique convectif, qui est supposé négligeable.

Afin d'obtenir, pour le cas 2, une équation analytique de l'angle  $\beta$ , nous supposons que les densités linéiques de flux thermique entrant ( $\overrightarrow{\phi_e}$ ) sont identiques pour les deux cas définis, correspondant à la densité linéique du flux thermique transmis de l'électrode vers la pièce. De cette manière les bilans énergétiques de ces deux cas sont égaux. Dans un premier temps, nous cherchons à écrire le bilan énergétique sur le contour de la passe qui repose latéralement sur deux passes (cas 1).

Dans l'hypothèse d'un régime permanent, il est possible d'écrire la différence de température ( $\Delta T$ ) entre le contour de la passe à la température du solidus ( $T_{Solidus}$ ) et « loin » de la passe à la température ambiante ( $T_{Ambiante}$ ) en fonction de la résistance thermique équivalente et de la densité linéique du flux thermique.

**Selon  $\vec{x}$  :**

$$\Delta T = Rth_x \cdot \overrightarrow{\phi_{xg1}} \cdot \overrightarrow{n_{xg}} = Rth_x \cdot \overrightarrow{\phi_{xd1}} \cdot \overrightarrow{n_{xd}}$$

avec  $Rth_x$  la résistance thermique selon la direction  $\vec{x}$ .

Conduisant à :

$$\phi_{xg1} = \phi_{xd1} = \phi_{x1}$$

Ce qui donne :

$$\Delta T = \frac{e_x}{\lambda} \cdot \phi_{x1} \tag{4.16}$$

Avec  $e_x$  l'épaisseur de métal de base selon les directions  $\vec{x}$  et  $\lambda$  la conductivité thermique.

**Selon  $\vec{y}$  :**

$$\Delta T = Rth_y \cdot \overrightarrow{\phi_{yb1}} \cdot \overrightarrow{n_{yb}}$$

avec  $Rth_y$  la résistance thermique selon  $\vec{y}$ .

Ce qui donne :

$$\Delta T = \frac{e_y}{\lambda} \cdot \phi_{yb1}$$

avec  $e_y$  l'épaisseur de métal de base selon  $\vec{y}$ .

L'équation 4.16 conduit à :

$$\varphi_{x1} = \frac{e_y}{e_x} \cdot \varphi_{yb1} \quad 4.17$$

Nous faisons l'hypothèse que  $e_x = e_y$ , c'est-à-dire l'hypothèse d'un contour isotherme et par conséquent :

$$\varphi_{x1} = \varphi_{yb1} \quad 4.18$$

Pour le cas 1, le bilan énergétique sur le contour de la passe est :

$$\begin{aligned} \overrightarrow{\phi_e} \cdot \overrightarrow{n_{yh}} &= \overrightarrow{\phi_{yb1}} \cdot \overrightarrow{n_{yb}} + \overrightarrow{\phi_{xg1}} \cdot \overrightarrow{n_{xg}} + \overrightarrow{\phi_{xd1}} \cdot \overrightarrow{n_{xd1}} \\ \varphi_e \cdot W_{Pass} &= 2 \cdot \varphi_{x1} \cdot H_{Pass} + \varphi_{yb1} \cdot W_{Pass} \end{aligned} \quad 4.19$$

Maintenant, nous développons le bilan énergétique sur le contour de la passe qui repose latéralement sur une passe ou sur un bord du chanfrein (cas 2) :

$$\begin{aligned} \overrightarrow{\phi_e} \cdot \overrightarrow{n_{yh}} &= \overrightarrow{\phi_{yb2}} \cdot \overrightarrow{n_{yb}} + \overrightarrow{\phi_{xg2}} \cdot \overrightarrow{n_{xg}} + \overrightarrow{\phi_{xd2}} \cdot \overrightarrow{n_{xd}} + \overrightarrow{\phi_{xdconv2}} \cdot \overrightarrow{n_{xd}} \\ \varphi_e \cdot W_{Pass} &= \varphi_{xg2} \cdot H_{Pass} + \varphi_{xd2} \cdot H_{Pass} \cdot R_{VPass} + \varphi_{yb2} \cdot W_{Pass} \\ &\quad + \varphi_{xdconv2} \cdot (1 - R_{VPass}) \cdot H_{Pass} \end{aligned}$$

avec :

$$\varphi_{xdconv2} = 0, \quad 4.20$$

on pose :

$$\begin{aligned} \varphi_{xg2} \cdot H_{Pass} &= \varphi_{x1} \cdot H_{Pass} + \varphi_{res_x} \cdot H_{Pass}, \\ \varphi_{xd2} \cdot H_{Pass} \cdot R_{VPass} &= \varphi_{x1} \cdot H_{Pass} \cdot R_{VPass}, \\ \varphi_{yb2} \cdot W_{Pass} &= \varphi_{yb1} \cdot W_{Pass} + \varphi_{res_y} \cdot W_{Pass}, \end{aligned}$$

où  $\varphi_{res_x}$  et  $\varphi_{res_y}$  sont les mesures algébriques des densités linéiques des flux thermiques résiduels selon les directions  $\vec{x}$  et  $\vec{y}$ . En effet, le flux thermiques transmis latéralement à droite est plus faible pour le cas 2 que pour le cas 1 (passe reposant sur deux passes) :  $\|\overrightarrow{\phi_{xd2}}\| < \|\overrightarrow{\phi_{xd1}}\|$ .

Ainsi la différence entre ces deux flux thermiques correspond au flux thermique résiduel total :

$$\overrightarrow{\phi_{xd1}} \cdot \overrightarrow{n_{xd}} - \overrightarrow{\phi_{xd2}} \cdot \overrightarrow{n_{xd}} = \phi_{res_{total}} \quad 4.21$$

On suppose que ce flux thermique résiduel total est transmis verticalement ( $\phi_{res_y} = \varphi_{res_y} \cdot W_{Pass}$ ) et latéralement à gauche ( $\phi_{res_x} = \varphi_{res_x} \cdot H_{Pass}$ ) vers le métal environnant.

L'égalité entre les bilans énergétiques du cas 1 et du cas 2 (resp. équation 4.19 et 4.20) donne :

$$\begin{aligned}
 2. \varphi_{x1} \cdot H_{Pass} + \varphi_{yb1} \cdot W_{Pass} &= \varphi_{xg2} \cdot H_{Pass} + \varphi_{xd2} \cdot H_{Pass} \cdot R_{VPass} + \varphi_{yb2} \cdot W_{Pass} \\
 \varphi_{x1} \cdot H_{Pass} \cdot (1 - R_{VPass}) &= \varphi_{res_x} \cdot H_{Pass} + \varphi_{res_y} \cdot W_{Pass}
 \end{aligned} \tag{4.22}$$

va permettre de calculer les mesures algébriques des densités linéiques des flux résiduels  $\varphi_{res_x}$  et  $\varphi_{res_y}$  selon les directions  $\vec{x}$  et  $\vec{y}$ . Comme nous pouvons considérer que le contour de passe est une isotherme (à la température du solidus), nous proposons une répartition du flux résiduel total ( $\phi_{res_{total}}$ ) dépendant des dimensions de la passe :

$$\begin{aligned}
 \phi_{res_{total}} &= \varphi_{x1} \cdot H_{Pass} \cdot (1 - R_{VPass}) \\
 \phi_{res_{total}} &= \phi_{res_x} + \phi_{res_y} \\
 \phi_{res_{total}} &= \varphi_{res_x} \cdot H_{Pass} + \varphi_{res_y} \cdot W_{Pass}
 \end{aligned} \tag{4.23}$$

C'est-à-dire que le flux résiduel selon  $\vec{y}$  ( $\phi_{res_y}$ ) est plus important que celui selon  $\vec{x}$  ( $\phi_{res_x}$ ) car  $W_{Pass} > H_{Pass}$ . Ceci conduit au fait que les densités linéiques de flux thermiques résiduelles selon directions  $\vec{x}$  et  $\vec{y}$  sont équivalente et sont égales à :

$$\varphi_{res_x} = \varphi_{res_y} = \frac{\phi_{res_{tot}}}{W_{Pass} + H_{Pass}} \tag{4.24}$$

Ainsi les flux résiduels selon directions  $\vec{x}$  et  $\vec{y}$  sont égaux à :

$$\begin{aligned}
 \phi_{res_x} &= \frac{\phi_{res_{tot}}}{W_{Pass} + H_{Pass}} \cdot H_{Pass} \\
 \phi_{res_y} &= \frac{\phi_{res_{tot}}}{W_{Pass} + H_{Pass}} \cdot W_{Pass}
 \end{aligned} \tag{4.25}$$

Par conséquent, l'expression de l'angle  $\beta$  définie dans l'équation 4.15 devient pour le cas 2 :

$$\beta = \tan^{-1} \left( \frac{\varphi_{x1} \cdot H_{Pass} \cdot (1 - R_{VPass}) \cdot \left(1 + \frac{H_{Pass}}{H_{Pass} + W_{Pass}}\right)}{\varphi_{yb1} \cdot W_{Pass} + \varphi_{x1} \cdot H_{Pass} \cdot (1 - R_{VPass}) \cdot \left(\frac{W_{Pass}}{H_{Pass} + W_{Pass}}\right)} \right) \tag{4.26}$$

L'équation 4.18 donnant la relation :  $\varphi_{x1} = \varphi_{yb1}$  sous l'hypothèse que  $e_x = e_y$ , la relation de l'angle  $\beta$  devient :

$$\beta = \tan^{-1} \left( \frac{H_{Pass} \cdot (1 - R_{VPass}) \cdot \left(1 + \frac{H_{Pass}}{H_{Pass} + W_{Pass}}\right)}{W_{Pass} + H_{Pass} \cdot (1 - R_{VPass}) \cdot \left(\frac{W_{Pass}}{H_{Pass} + W_{Pass}}\right)} \right) \tag{4.27}$$

#### 4.5.2 Intégration de l'ordre des passes

Suite aux analyses macrographiques présentées dans le chapitre 3, nous avons montré que lorsque les soudures sont réalisées avec l'ordre des passes à l'américaine (AMéricaine Gauche Droite ou l'AMéricaine Droite Gauche), l'ordre est bien retrouvé sur les macrographies. Dans notre modèle, nous faisons le choix de modéliser l'ordre des passes à l'américaine comme schématisé sur la Figure 4-16.



Figure 4-16 : Ordre des passes « à l'américaine » modélisé, exemple ici d'un ordre à l'AMéricaine Gauche Droite (la dernière passe, n°5, est plus large puisqu'elle ne subit pas de refusion latérale).

Quant aux ordres de passes linéaire (Gauche Droite ou Droite Gauche), nous avons opté pour une stratégie « industrielle », c'est-à-dire que la « dernière passe » d'une couche observée sur les macrographies (celle qui repose latéralement sur deux passes) n'est pas la dernière passe de chaque couche d'après le cahier de soudage mais l'avant dernière (chapitre 3, §3.4.7).

Ainsi, nous décidons de tenir compte de ces observations et de modéliser un ordre des passes « non classique », comme schématisé sur la Figure 4-17.



Figure 4-17 : Ordre des passes « linéaire » modélisé, exemple ici d'un ordre Gauche Droite (la dernière passe, n°5, est plus large puisqu'elle ne subit pas de refusion latérale).

#### 4.6 Modélisation des directions de croissance des grains

Le calcul des directions du gradient thermique  $\alpha_g$  a été établi à partir des analyses des lignes de soudage (§4.4) et sur des maquettes de soudures multipasses pour la prise en compte de l'effet de la position de la passe (§4.5.1). Le principe du modèle est de construire la soudure passe par passe, en tenant compte de l'ordre des passes, et donc en tenant compte des passes précédentes déposées.

Pour intégrer la complexité des mécanismes de solidification au sein du modèle, nous développons un calcul de la croissance de grains. Ce calcul est réalisé localement à une échelle inférieure à celle de la passe, dans un maillage (carré) dont la taille de maille retenue est de  $0.5 \times 0.5 \text{ mm}^2$ . Le choix de la taille de maille se justifie par deux raisons principales :

- Les analyses macrographiques ont permis de confirmer qu'un maillage de  $0.5 \times 0.5 \text{ mm}^2$  permet de bien représenter la physique du problème à l'échelle du grain, c'est-à-dire d'isoler les variations brutales des directions de croissance.
- Au sein du modèle MINA-EE, la taille de maille choisie est de  $0.5 \times 0.5 \text{ mm}^2$  (Moysan et al. 2003).

L'échelle proposée est intermédiaire entre l'échelle des dendrites (microscopiques) et l'échelle de la passe (macroscopique). Pour une échelle inférieure à celle adoptée, il serait nécessaire de tenir compte de phénomènes de croissance à l'échelle des dendrites, c'est-à-dire la vitesse de croissance des dendrites, le développement des bras secondaires, la surfusion, ...

Une passe est modélisée avec une géométrie rectangulaire et maillée comme montré sur la Figure 4-18. Ainsi pour chaque maille  $(i,j)$  de la passe, la direction du gradient thermique est  $\alpha_g(i,j)$ . La direction de croissance d'un grain en  $(i,j)$  est notée  $\theta(i,j)$ .

Nous choisissons de distinguer les mailles au niveau du contour de la passe (mailles grises), pour intégrer la phase d'initialisation de la solidification en fonction des passes précédentes et du métal environnant, et les mailles au sein de la passe (mailles orange) pour tenir compte de l'évolution du front de solidification.



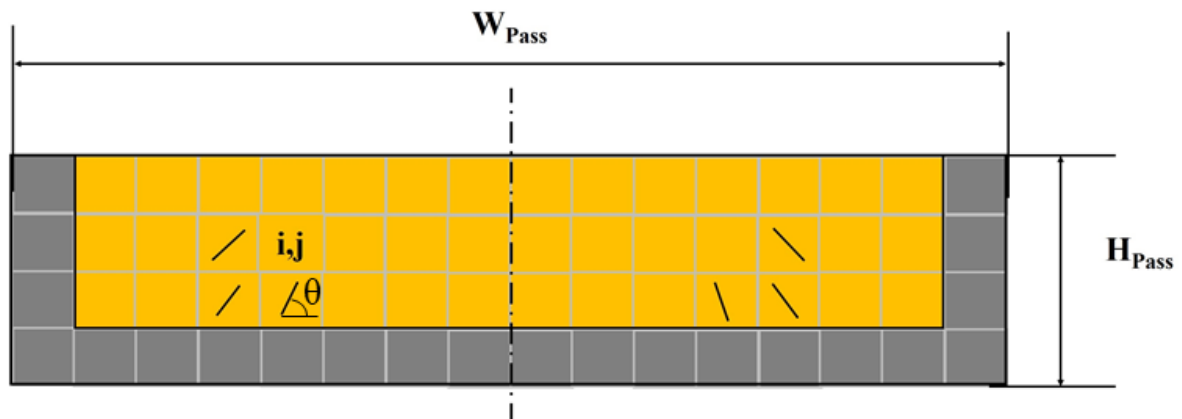


Figure 4-18 : Exemple de modélisation d'une passe de géométrie rectangulaire (ici  $8 \times 2 \text{ mm}^2$ ) : calcul des directions de croissance de grains sur le contour de la passe (mailles grises) et au sein de la passe (mailles orange).

#### 4.6.1 Calcul de la direction de croissance des grains sur le contour de la passe

Lorsque les mailles se situent contre le chanfrein, les directions des grains sont simplement définies par celles du gradient thermique :  $\theta(i, j) = \alpha_g(i, j)$ .

Au niveau de la refusion d'une passe sur une (des) autre(s) passe(s), la croissance sélective peut entrer en jeu. En effet, les macrographies montrent par endroit des variations brutales des directions des grains, au niveau de la refusion d'une passe sur une autre. On a vu que la variation de direction mesurée peut atteindre jusqu'à environ  $40^\circ$  (exemple sur la Figure 4-19, flèches jaunes). Nous faisons donc l'hypothèse que le mécanisme de croissance sélective domine dès lors que la différence absolue d'orientation entre le gradient thermique et la croissance du grain est supérieure à  $40^\circ$ .

Les directions des grains sur le contour d'une passe déposée sur (ou contre) une autre passe sont donc définies par celles des grains sur lesquels ils reposent (croissance par épitaxie) :

- Si la différence absolue entre ces directions ( $\theta(i-1, j)$  ou  $\theta(i, j-1)$ ) et  $\alpha_g(i, j)$  est inférieure à  $40^\circ$  :

$$\begin{aligned} \theta(i, j) &= \theta(i, j-1) \text{ à gauche} \\ \theta(i, j) &= \theta(i-1, j) \text{ en bas} \end{aligned} \quad 4.28$$

- Si la différence absolue entre ces directions ( $\theta(i-1, j)$  ou  $\theta(i, j-1)$ ) et  $\alpha_g(i, j)$  est supérieure à  $40^\circ$  :

$$\theta(i, j) = \alpha_g(i, j) \quad 4.29$$

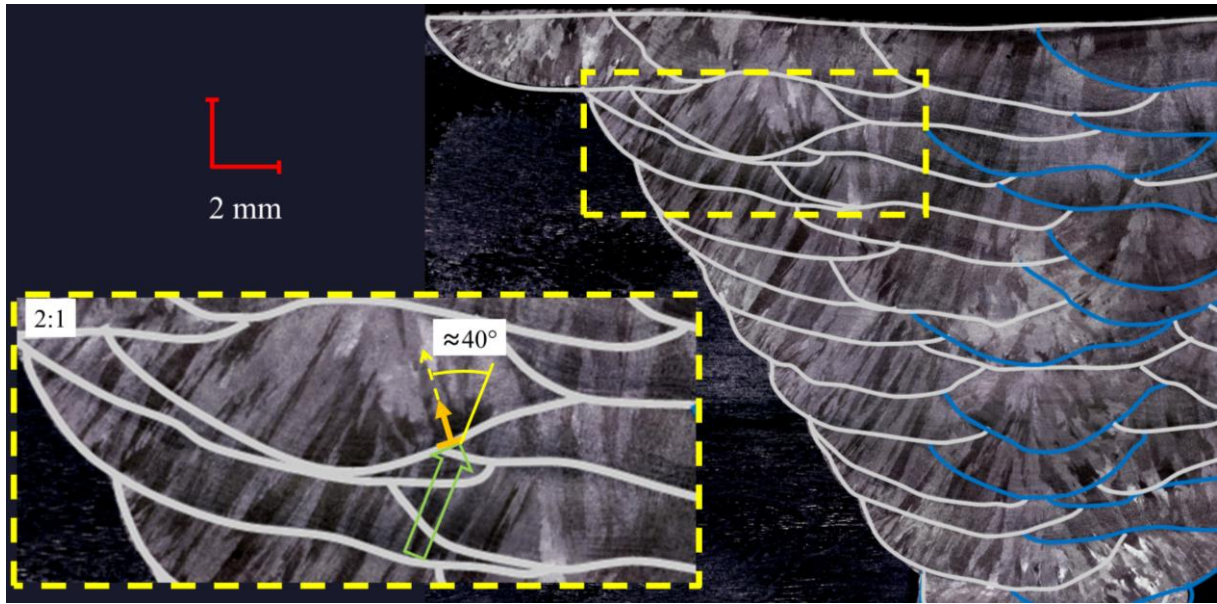


Figure 4-19 : Croissance sélective (flèches jaunes) : variation brutale de direction de croissance des grains.

#### 4.6.2 Calcul de la direction de croissance des grains au sein de la passe

La direction de croissance d'un grain dans la maille  $(i,j)$  au sein de la passe dépend des directions dans les mailles voisines, du gradient thermique, et de l'épitaixie éventuelle.

Notons  $\bar{\theta}(i,j)$  la direction moyenne autour (i.e. en dessous et à côté) de la maille  $(i,j)$ , calculée pour le cas de la partie gauche de la passe par exemple par :

$$\bar{\theta}(i,j) = \frac{\theta(i,j-1) + \theta(i-1,j-1) + \theta(i-1,j)}{3} \quad 4.30$$

et  $e(i,j)$  la différence absolue de direction entre la moyenne  $\bar{\theta}(i,j)$  et le gradient thermique  $\alpha_g(i,j)$  :

$$e(i,j) = |\bar{\theta}(i,j) - \alpha_g(i,j)| \quad 4.31$$

Si  $e(i,j)$  est inférieure à  $40^\circ$ , alors la croissance se fait par le mécanisme d'épitaixie, et :

$$\theta(i,j) = \cos(e(i,j)) \cdot \bar{\theta}(i,j) + [1 - \cos(e(i,j))] \cdot \alpha_g(i,j) \quad 4.32$$

En revanche si  $e(i,j)$  est supérieure à  $40^\circ$ , alors la croissance est sélective, et on a :

$$\theta(i,j) = \alpha_g(i,j) \quad 4.33$$

#### **4.7 Bilan**

Le modèle de description de macrostructure que nous proposons utilise comme données d'entrée uniquement les informations du cahier de soudage et les mesures issues des lignes de soudage.

Par conséquent, il ne nécessite pas de macrographies de soudures multipasses représentatives.

Nous montrons qu'estimer la valeur de la refusion verticale à partir des mesures sur les lignes de soudage est une stratégie pertinente. Pour cela, nous les comparons aux valeurs moyennes de la refusion verticale issues de mesures sur les dernières passes de chaque couche des maquettes de soudage, dont la valeur moyenne représente globalement la refusion verticale sur l'ensemble de la soudure.

À propos de l'estimation des dimensions d'une passe localisée au niveau de la dernière couche à partir des mesures sur les lignes de soudage, nous montrons que cette approche est valide.

Toutefois, nous pouvons valider cette approche uniquement au niveau de la dernière couche. Par ailleurs, nous mettons en exergue que si l'on suppose que la hauteur totale de la passe est égale à la hauteur totale de cordon correspondante (issue des mesures sur les lignes de soudage), la hauteur totale de la soudure calculée est plus faible que celle mesurée. Ceci est dû au fait que les dimensions des passes varient entre les premières et les dernières couches. Ainsi, nous proposons de déterminer la hauteur et la largeur de renforcement de la soudure qui sont aisément mesurables sans réaliser d'analyses macrographiques, dans le but de calculer la hauteur totale de passe et d'intégrer la largeur de la dernière couche.

De même, les analyses macrographiques exposées dans le chapitre 3 ont montré que la largeur des passes est plus faible au niveau des premières couches qu'au niveau des dernières couches à cause de la proximité du chanfrein. Aussi, nous proposons d'adapter les largeurs de passes en fonction de la largeur du chanfrein.

Ainsi, le modèle permet de calculer les paramètres phénoménologiques d'une passe ( $W_{Pass}$ ,  $H_{Pass}$ ,  $R_{VPass}$ ,  $R_{LPass}$ ) à partir de la connaissance des paramètres de soudage (données du cahier de soudage) et des mesures de la hauteur et de la largeur de renforcement de la soudure, ainsi que celles réalisées sur les lignes de soudage associées.

A propos de la modélisation des directions du gradient thermique, nous l'établissons à partir des analyses de la macrostructure des lignes de soudage, qui présentent l'avantage de reposer sur le métal de base où les directions de croissance de grains sont régies par les directions du gradient thermique.

Par ailleurs, nous intégrons l'effet de la position de la passe dans le chanfrein sur les directions du gradient thermique au travers d'un modèle de conduction thermique en régime stationnaire et permanent, le modèle étant fondé sur l'équilibre du flux thermique. Nous proposons ainsi une formule analytique qui dépend uniquement des dimensions de la passe pour calculer la moyenne des directions de croissance des grains au sein de la passe considérée.

Concernant l'ordre des passes, nous nous basons sur les analyses macrographiques des maquettes qui ont mis en évidence que dans le cas d'un ordre linéaire (dans notre étude : Gauche Droite « industrielle ») la dernière passe de chaque couche observée est l'avant dernière passe déposée. Nous proposons ainsi un ordre des passes adapté, représentatif de nos analyses.

Enfin, le calcul de la croissance des grains proposé tient compte des mécanismes de solidification par épitaxie et sélectif. Un maillage de  $0.5 \times 0.5 \text{ mm}^2$  permet de représenter la physique du problème à l'échelle du grain. Nous intégrons une valeur seuil de  $40^\circ$  qui marque la limite entre la croissance par épitaxie et la croissance sélective, fondée sur la valeur mesurée sur les macrographies des maquettes.

Dans le chapitre suivant, nous évaluons la pertinence du modèle en comparant tout d'abord les macrostructures prédites par le modèle à celles mesurées sur les macrographies des maquettes puis en comparant les résultats de propagation ultrasonore au sein des soudures.



## Chapitre 5 : Validation du modèle MINA-TIG

### Sommaire

5.1. Validation intermédiaire : définition des méthodes d'évaluation utilisées.....	175
5.1.1. Comparaison des macrostructures réelles et modélisées .....	175
5.1.2. Comparaison des propagations ultrasonores simulées .....	176
5.2. Résultats obtenus pour la validation intermédiaire.....	178
5.2.1. Comparaison des macrostructures .....	178
5.2.2. Comparaison des résultats ultrasonores simulés.....	183
5.2.3. Validité intermédiaire du modèle MINA-TIG : conclusion .....	187
5.3. Validation finale .....	187
5.3.1. Validation finale : mode opératoire .....	188
5.3.1.1. Géométrie des maquettes pour les essais en transmission.....	188
5.3.1.2. Dispositif expérimental .....	189
5.3.2. Étude de la variabilité de la macrostructure le long de la soudure .....	190
5.3.3. Essais ultrasonores .....	191
5.3.3.1. Maquette Référence .....	192
5.3.3.2. Maquette Vitesse .....	195
5.3.4. Pistes d'explication des écarts.....	198
5.4. Validation finale du modèle MINA-TIG : conclusion .....	200

Dans ce chapitre, nous cherchons à établir la validité du modèle MINA-TIG, en vérifiant sa capacité à prédire, dans une section transverse de soudure, les phénomènes de déviation et de division du faisceau ultrasonore ainsi que l'amplitude des échos transmis au sein d'une soudure multipasses TIG.

Le balayage de passe n'est pas intégré au sein du modèle, en conséquence la maquette Balayage n'est pas prise en compte dans ce chapitre.

La méthode d'évaluation de la pertinence du modèle est détaillée dans la partie. La validation est réalisée en deux étapes, la première étant la validation intermédiaire (§5.2) et la seconde la validation finale (5.3) :

- Dans la validation intermédiaire, nous comparons tout d'abord les macrostructures (i.e. directions de croissance des grains) réelles (mesurées sur les macrographies des maquettes de soudures) à celles modélisées. Cependant, l'objectif du modèle n'est pas de représenter parfaitement la macrostructure d'une soudure mais de prédire la propagation du faisceau ultrasonore à travers la soudure. Par conséquent, nous comparons aussi les résultats ultrasonores simulés à partir des macrostructures réelles et modélisées à l'aide du code de calcul par éléments finis ATHENA.

L'intérêt de la phase de validation intermédiaire est d'analyser les différences sur la propagation du faisceau ultrasonore au sein des soudures étudiées uniquement causées par les erreurs de modélisation de la macrostructure.

- La validation finale consiste à confronter les résultats ultrasonores expérimentaux à ceux simulés pour une configuration identique aux simulations.

Finalement, nous exposons les conclusions sur la validité du modèle MINA-TIG dans la partie 5.4.

## 5.1. Validation intermédiaire : définition des méthodes d'évaluation utilisées

### 5.1.1. Comparaison des macrostructures réelles et modélisées

Le modèle décrit la macrostructure de la section transverse de chaque maquette dans un maillage de  $0.5 \times 0.5 \text{ mm}^2$ . Pour obtenir les macrostructures réelles (expérimentales), nous mesurons les directions de grains sur les macrographies de 7 maquettes de soudage, dans un maillage de  $1 \times 1 \text{ mm}^2$ , puis chaque maille est divisée en quatre afin de se ramener à l'échelle du modèle.

Pour effectuer la comparaison, nous calculons les écarts (ou erreurs) entre les directions de croissance des grains des macrostructures réelles et de celles modélisées, comme présenté dans la Figure 5-1.

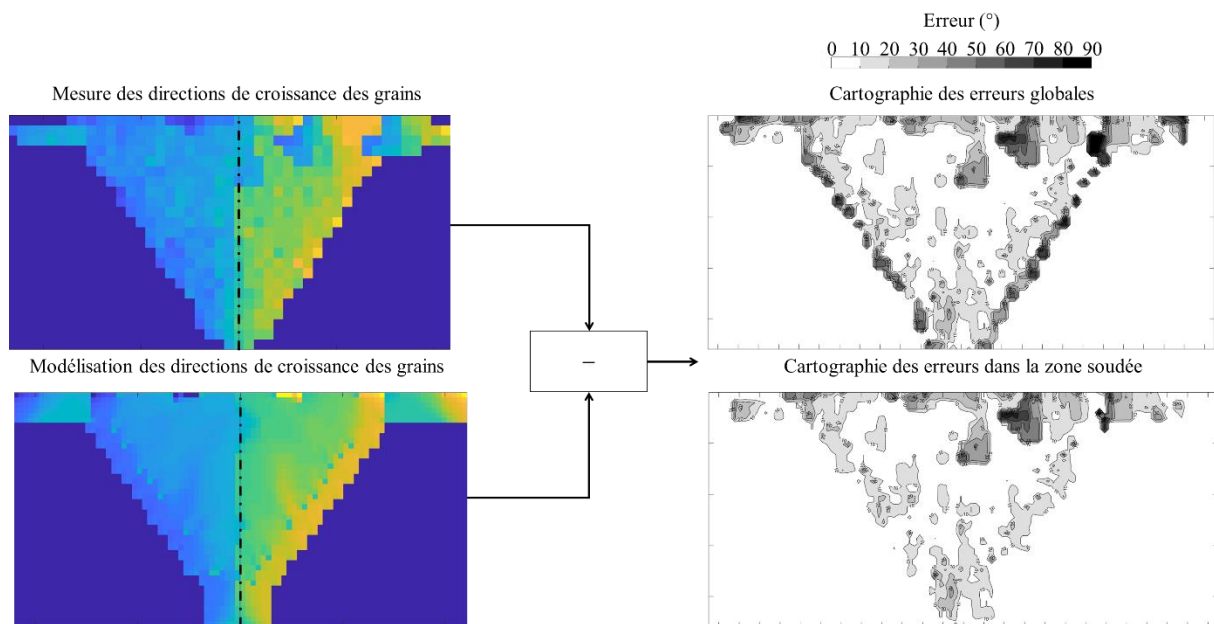


Figure 5-1 : Méthode de comparaison des macrostructures réelles et modélisées d'une section transverse de soudure, exemple de la maquette référence.

L'erreur est représentée sur une échelle entre  $0^\circ$  et  $90^\circ$  par pas de  $10^\circ$ .

Deux types d'erreurs moyennes (en degrés) entre les directions des grains des macrostructures réelles et modélisées sont calculées. Nous calculons d'abord l'erreur moyenne globale  $\Delta\theta_G$  (moyenne des erreurs absolues de toutes les mailles, environ 2000 mailles sont concernées) et l'écart-type  $\sigma_G$  de cette erreur. L'erreur globale tient compte de tous les écarts : à la fois des écarts dans la zone soudée mais aussi au niveau des bords, c'est-à-dire du chanfrein.

Pour quantifier les erreurs de modélisation uniquement au sein de la zone soudée, on calcule également l'erreur  $\Delta\theta_W$  et son écart-type associé  $\sigma_W$ , où on ne retient que les écarts d'orientations dans les mailles où le modèle et la mesure concernent tous deux du métal soudé (environ 1800 mailles sont concernées).



### 5.1.2. Comparaison des propagations ultrasonores simulées

Les simulations de propagation ultrasonore au travers des macrostructures réelles et modélisées sont réalisées à l'aide du code par éléments finis ATHENA. Le maillage est réalisé avec des éléments carrés dont la taille est de 0.1 mm afin de respecter deux critères assurant la convergence des calculs, qui sont :

- La taille des grains dont la plus petite dimension est de quelques dixièmes de millimètre.
- La discrétisation spatiale, qui est ici de 12 mailles pour la plus petite longueur d'onde, c'est celle des ondes de cisaillement (génération possible par conversion de modes) : pour une fréquence 2.25 MHz, nous obtenons une valeur proche 0.1 mm.

Concernant les coefficients d'élasticité réels, qui sont des données d'entrée pour le modèle ATHENA, nous choisissons d'utiliser celles mesurées par (Chassignole 2000) dans le cadre de sa thèse et qui sont détaillées dans le chapitre 1 (§1.3). Les valeurs des coefficients d'élasticité imaginaires sont issues des travaux de (Chassignole et al. 2009).

Par ailleurs, nous avons mesuré, au sein du métal de base de la maquette Référence, les vitesses des ondes longitudinales (L) et des ondes transversales dans le sens de laminage ( $T0^\circ$ ) et dans le sens transverse au laminage ( $T90^\circ$ ), puisque les plaques sont laminées.

Les mesures de vitesses des  $T0^\circ$  et  $T90^\circ$  montrent que l'anisotropie du métal de base est peu marquée : en effet la vitesse des  $T0^\circ$  est de 3138.8 m/s et des  $T90^\circ$  est 3109.2 m/s, soit un écart inférieur à 30 m/s (donc inférieur à 1%). Par conséquent, pour les simulations, nous considérons que le métal de base est homogène et isotrope et nous choisissons d'intégrer la valeur moyenne des vitesses des ondes transversales soit 3124.0 m/s. La valeur mesurée de la vitesse des ondes longitudinales est de 5716.6 m/s.

La Figure 5-2 présente la configuration : en immersion, en mode transmission, en incidence normale. Le capteur émetteur est un mono élément ( $\varnothing$  12.7 mm). Il est positionné à une distance de 20 mm de la surface endroit de la soudure et conserve une position fixe par rapport à l'axe de la soudure durant la simulation. La « ligne d'écoute » est positionnée dans l'eau à 4 mm de la surface opposée et s'étend sur une longueur de 70 mm (de -35 mm à +35 mm). Au total, onze simulations sont réalisées pour différentes positions du capteur émetteur par rapport à l'axe de la soudure : -12, -8, -6, -4, -2, 0, +2, +4, +6, +8, +12 (données en millimètres) pour chaque maquette.

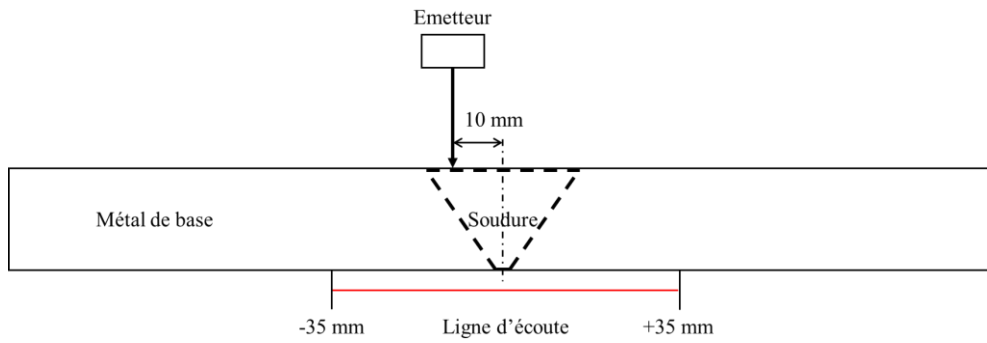


Figure 5-2 : Configuration des simulations ultrasonores, exemple pour une position de l'émetteur à -10 mm de l'axe de la soudure.

La ligne d'écoute enregistre le signal reçu en chaque nœud du maillage le long de cette ligne, permettant d'obtenir un sismogramme (juxtaposition des signaux temporels, Figure 5-3.a). Puis nous calculons le maximum absolu d'amplitude pour chaque position de réception permettant d'obtenir une courbe dite échodynamique (Figure 5-3.b).

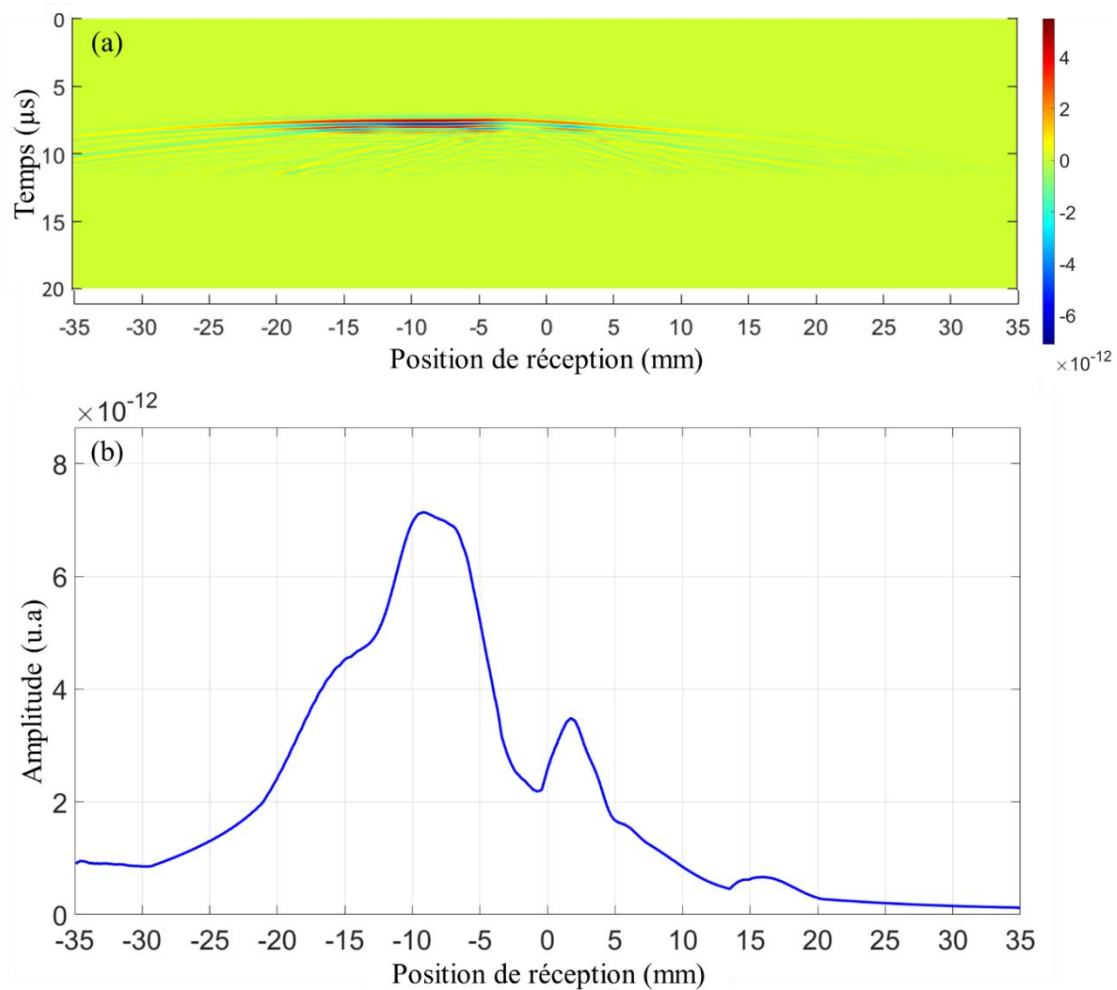


Figure 5-3 : Sismogramme enregistré sur la ligne d'écoute (a) et extraction de la courbe échodynamique correspondant au maximum absolu d'amplitude pour chaque position de réception (b).

Nous comparons la courbe échodynamique simulée au travers de la macrostructure réelle que nous nommons courbe « Réelle », notée  $y_{Réelle}(x)$  à celle simulée au travers de la macrostructure modélisée que nous nommons courbe « Modèle », notée  $y_{Modèle}(x)$ .

Nous cherchons à déterminer la capacité du modèle à prédire les effets de déviation et de division du faisceau ultrasonore. Pour cela, nous nous intéressons au critère de forme, qui correspond au maximum de degré de cohérence entre les deux courbes échodynamiques  $y_{Réelle}(x)$  et  $y_{Modèle}(x)$  extrait de la courbe d'intercorrélacion :

- **critère de forme** : le maximum de degré de cohérence extrait de la courbe d'intercorrélacion,

$$\text{maximum de degré de cohérence} = \frac{\max(Inter(\tau))}{\sqrt{E_{Réelle} \cdot E_{Modèle}}}$$

avec  $E_{Réelle}$  et  $E_{Modèle}$ , les énergies des courbes Réelle et Modèle,

Afin de réaliser une comparaison quantitative, nous calculons la courbe d'intercorrélacion (notée I, équation 5.1) entre les courbes Réelle et Modèle.

$$Inter(\tau) = \int_{-\infty}^{+\infty} y_{Modèle}(x) \cdot y_{Réelle}(x + \tau) \cdot dx \quad 5.1$$

où  $x$  est la longueur de la ligne d'écoute,  $y_{Réelle}(x)$  et  $y_{Modèle}(x)$  sont respectivement les amplitudes des courbes Réelle et Modèle.

Le maximum de degré de cohérence ne dépend pas des différences d'amplitudes entre les signaux mais uniquement des différences de forme. Le maximum de degré de cohérence varie entre 0 et 1, il vaut 0 lorsque les deux signaux sont complètement décorrélés et 1 lorsque que les deux signaux sont identiques. Par ailleurs, notons que selon (Walker 2001), pour une valeur du degré de cohérence supérieure à 0.9, il est raisonnable de considérer une bonne cohérence entre les signaux.

## 5.2. Résultats obtenus pour la validation intermédiaire

### 5.2.1. Comparaison des macrostructures

Dans cette partie nous présentons les macrostructures réelles et modélisées ainsi que les erreurs globales de directions sous forme de cartographies pour les 7 maquettes.

Nous nous intéressons aux erreurs de directions de croissance des grains, tout d'abord pour la maquette Référence (Figure 5-4) puis pour les 6 autres maquettes (Figure 5-5) qui sont : Puissance (a), Vitesse (b), Fil (c), Gauche Droite v1 (d), Zig Zag v1 (e), Gauche Droite v2 (f).

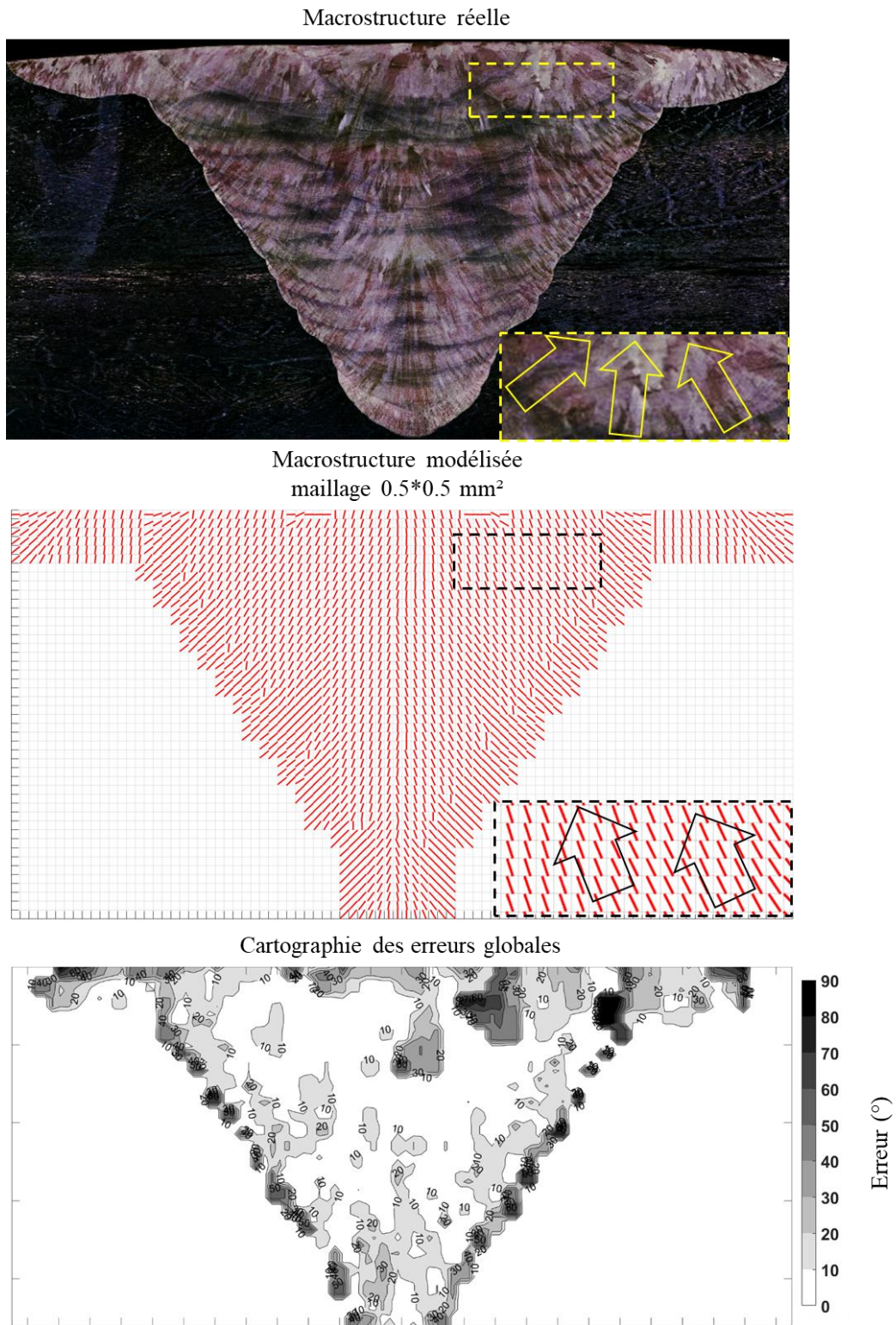


Figure 5-4 : Macrostructures réelle (haut) et modélisée (milieu), cartographie des erreurs (bas) pour la maquette Référence.

L'erreur est représentée sur une échelle entre 0° et 90° par pas de 10°.

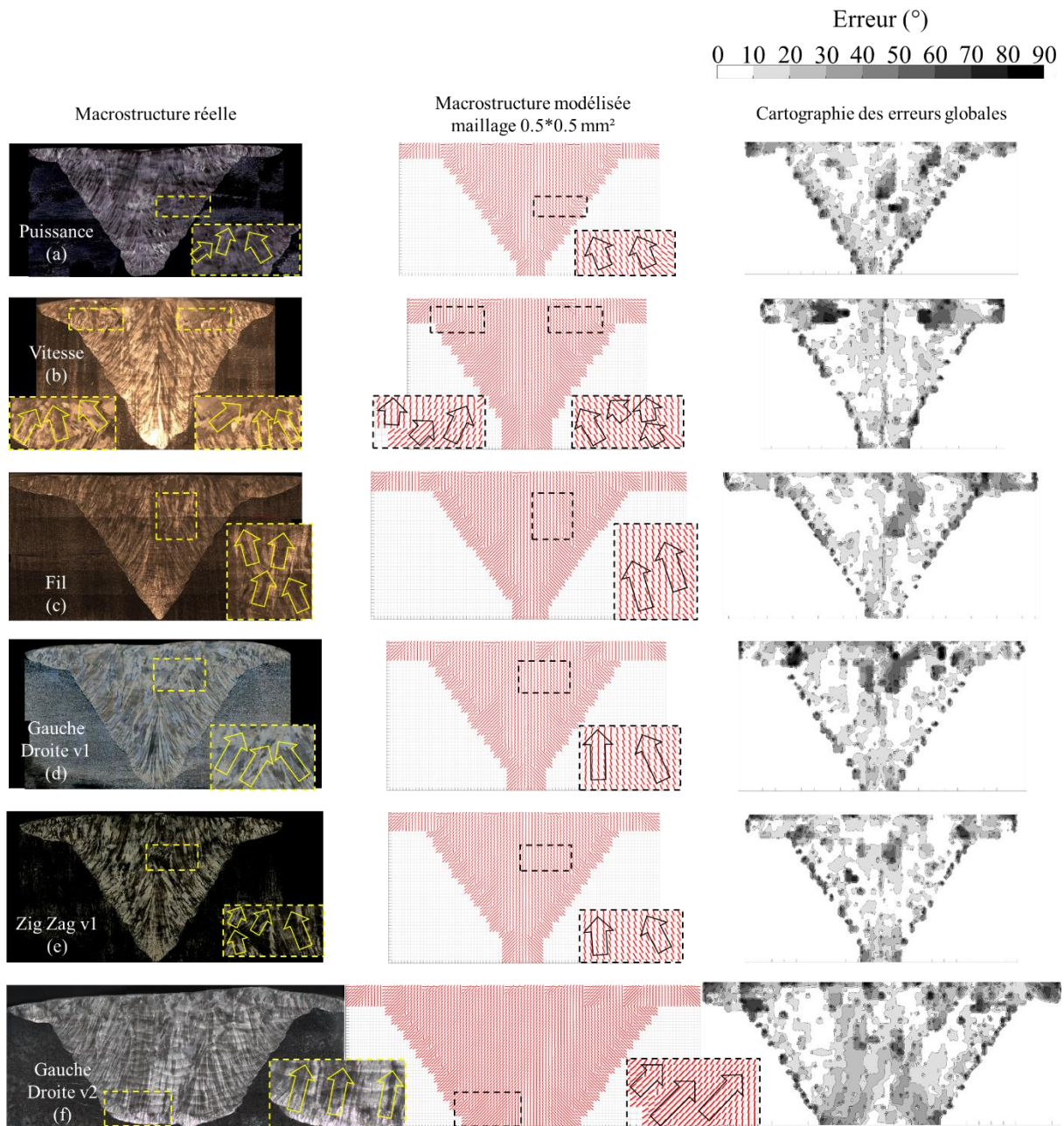


Figure 5-5 : Macrostructures réelles (gauche) et modélisées (milieu), cartographies des erreurs (droite) pour les maquettes Puissance (a), Vitesse (b), Fil (c), Gauche Droite v1 (d), Zig Zag v1 (e) et Gauche Droite v2 (f).

L'erreur est représentée sur une échelle entre 0° et 90° par pas de 10°.

Les valeurs des erreurs moyennes globales et de la zone soudée, avec leurs écarts-types respectifs, sont détaillées dans le Tableau 5-1. Ces valeurs sont homogènes sur les 7 maquettes.

Maquette	Erreurs moyennes globales		Erreurs moyennes dans la zone soudée	
	$\Delta\theta_G$ (°)	$\sigma_G$ (°)	$\Delta\theta_w$ (°)	$\sigma_w$ (°)
Référence	15.7	16.5	12.4	12.3
Puissance	18.7	16.5	16.3	14.6
Vitesse	18.3	17.9	15.8	15.8
Fil	16.6	15.3	14.8	13.8
Gauche Droite v1	18.7	17.8	17.3	16.9
Zig Zag v1	16.6	15.9	14.2	13.8
Gauche Droite v2	20.6	15.9	18.4	14.1

Tableau 5-1 : Valeurs des erreurs d'orientation (en degrés) moyennes globales ( $\Delta\theta_G$ ) et de la zone soudée ( $\Delta\theta_w$ ), avec leurs écarts-types respectifs ( $\sigma_G$  et  $\sigma_w$ ).

La Figure 5-4 montre que les erreurs de directions dans la zone soudée pour la maquette Référence sont relativement faibles (les zones blanches correspondent à des écarts inférieurs à 10°). L'erreur moyenne dans la zone soudée est de 13°. Par ailleurs, nous remarquons que la macrostructure réelle de la maquette Référence est légèrement asymétrique, ce qui est bien décrit par le modèle.

On identifie, sur la Figure 5-4 deux zones particulières dans lesquelles les erreurs de directions sont importantes.

La première se localise au sein d'une passe de la dernière couche (rectangle jaune), où localement l'erreur maximale est d'environ 80°. Ces écarts semblent être induits par la forme des passes qui, pour cette passe, a une forme plutôt parabolique induisant des directions du gradient en éventail dans cette passe, ce qui n'est pas prévu dans le modèle.

La deuxième se situe sur le contour, c'est-à-dire au niveau du chanfrein (pied et bords). L'écart peut être important, de l'ordre de 60° au maximum, causé principalement par 3 sources d'erreur qui sont :

- La forme des passes modélisée n'est pas tout à fait la forme réelle, ce qui implique en bord de chanfrein, des mailles qui seront affectées au métal soudé au sein du modèle, alors que sur la macrostructure réelle c'est du métal de base. Ces erreurs sont donc artificielles (décalage de la frontière métal de base / métal soudé) et ne devraient pas (ou peu) impacter la propagation du faisceau ultrasonore.
- La non prise en compte de la pénétration des passes sur les bords du chanfrein par le modèle, ce qui implique comme précédemment un décalage de la frontière métal de base / métal soudé.
- La hauteur de passe qui est supposée constante pour chaque couche au sein du modèle, ce qui implique de même un décalage de la frontière métal de base / métal soudé.
- La non prise en compte de l'inclinaison géométrique des passes par le modèle (seule l'inclinaison thermique est adoptée).

La Figure 5-5 présente les macrostructures réelles et modélisées ainsi que les erreurs globales de directions sous forme de cartographies pour les 6 autres maquettes : Puissance (a), Vitesse (b), Fil (c), Gauche Droite v1 (d), Zig Zag v1 (e) et Gauche Droite v2 (f). Les observations pour les 6 autres maquettes sont très similaires à celles établies pour la maquette Référence : les erreurs de directions dans la zone soudée sont relativement faibles (les zones blanches correspondent à des écarts inférieurs à  $10^\circ$ ). L'erreur moyenne calculée dans la zone soudée est comprise entre  $14^\circ$  et  $19^\circ$ .

On note également que les macrostructures réelles des 5 maquettes (Puissance, Fil, Gauche Droite v1, Zig Zag v1, Gauche Droite v2, Figure 5-5.a, c, d, e et f) sont asymétriques, ce qui est bien décrit par le modèle. Pour la maquette Vitesse (Figure 5-5.b), la macrostructure réelle est symétrique puisque que le nombre maximal de passes par couche est de 3 (cf. chapitre 3), et cette symétrie est bien prévue par le modèle.

À propos des erreurs dans la zone soudée, elles sont en général localisées :

- Au niveau de la dernière couche de soudage, comme observé précédemment pour la maquette Référence, on constate particulièrement pour la maquette Vitesse (rectangle jaune, Figure 5-5.c), que localement l'erreur maximale est d'environ  $80^\circ$ . Ces écarts semblent être induits par la forme des passes qui, pour cette passe, a une forme plutôt parabolique induisant des directions du gradient en éventail dans cette passe, ce qui n'est pas prévu dans le modèle.
- Au sein d'une zone de petite dimension, notamment au sein de la maquette Puissance (rectangle jaune, Figure 5-5.b) où les erreurs sont comprises entre  $30^\circ$  et  $50^\circ$  et semblent être causées par une inclinaison géométrique importante de deux passes.
- Au niveau des dernières couches (erreurs comprises entre  $30^\circ$  et  $40^\circ$ ) où le nombre de passes est pair et supérieure ou égales 4, comme il est illustré sur les maquettes Gauche Droite v1 et Zig Zag v1 (rectangle jaune, Figure 5-5.d, e et f). On a observé sur les macrostructures des maquettes (chapitre 3), au niveau de la dernière passe de chaque couche (où le nombre de passes est pair et supérieur ou égal à 4), qu'elle est à droite de l'axe de la soudure et que la croissance des grains au sein de cette passe est symétrique (chapitre 3). Le modèle intègre bien cette spécificité. La modélisation de la croissance symétrique au sein ces passes est bien retrouvée, mais à une position qui diffère de la macrostructure réelle, en raison de l'hypothèse d'une largeur des passes et d'une valeur de la refusion latérale identiques au sein d'une couche (chapitre 4).
- Au niveau de la première couche, particulièrement pour la maquette Gauche Droite v2, où la direction de croissance des grains est globalement verticale (de l'ordre de  $90^\circ$ ) pour la macrostructure réelle (rectangle jaune, Figure 5-5.g), alors que le modèle prévoit une direction de croissance des grains plutôt de l'ordre de  $45^\circ$ .

Pour conclure, nous observons que les erreurs de directions dans la zone soudée sont relativement faibles (les zones blanches correspondent à des écarts inférieurs à  $10^\circ$ ) et que les erreurs sur le contour, c'est-à-dire au niveau du chanfrein (pied et bords) sont artificielles, correspondant à un décalage de la frontière métal de base / métal soudé et ne devraient pas (ou peu) impacter la propagation du faisceau ultrasonore. L'erreur moyenne dans la zone soudée est comprise entre  $13^\circ$  et  $19^\circ$ . À titre de comparaison, l'étude de la pertinence du modèle MINA-EE a montré des erreurs moyennes de directions dans la zone soudée comprises entre  $10^\circ$  et  $12^\circ$  (Apfel 2005). Ainsi, les erreurs locales de modélisation du modèle MINA-TIG constatées semblent être acceptable.

### 5.2.2. Comparaison des résultats ultrasonores simulés

Nous étudions maintenant l'influence des erreurs de modélisation sur la propagation des ondes ultrasonores au sein de la soudure, pour cela nous comparons les courbes échodynamiques simulées à travers les macrostructures réelle et modélisée.

La Figure 5-6 expose la superposition des courbes échodynamiques simulées au travers des macrostructures réelle (courbes Réelle de couleur bleue) et modélisée (courbes Modèle de couleur rouges pointillées) pour trois positions de l'émetteur différentes (-4 mm, 0 mm, +4 mm) par rapport à l'axe de la soudure, pour les maquettes Référence (a), Puissance (b), Vitesse (c), Fil (d), Gauche Droite v1 (e), Zig Zag v1 (f) et Gauche Droite v2 (g).



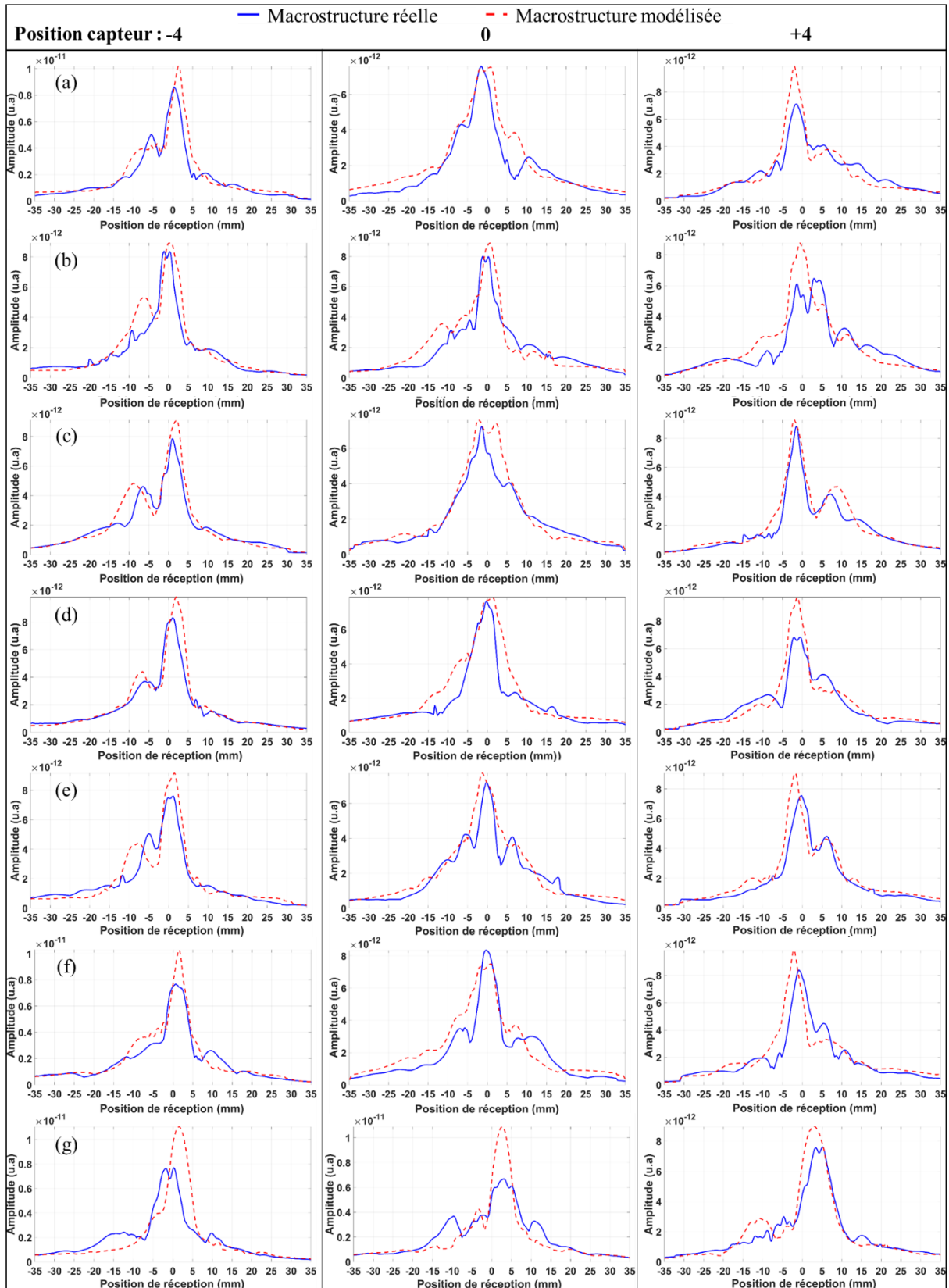


Figure 5-6 : Superposition des courbes échodynamiques simulées à travers les macrostructures réelle (courbes bleues) et modélisée (courbes rouges pointillées) des maquettes Référence (a), Puissance (b), Vitesse (c), Fil (d), Gauche Droite v1 (e), Zig Zag v1 (e) et Gauche Droite v2 (g), pour trois positions de l'émetteur (-4 mm, 0 mm, +4 mm) par rapport à l'axe de la soudure.

On identifie pour l'ensemble des maquettes que la forme, la position et l'amplitude des pics sont très similaires entre les courbes Réelles et Modèle. En effet, le modèle permet bien de retrouver les déviations et les divisions du faisceau ultrasonore, par exemple :

- Pour les maquettes Références, Vitesse et Fil (Figure 5-6.a, c et d), pour la position -4 mm, pour laquelle le phénomène de division est particulièrement marqué (deux pics identifiés sur les courbes Réelles, courbes bleues). On remarque que les deux pics sont bien retrouvés par le modèle (courbes Modèles, courbes rouges pointillées) en termes de position et de forme.

La différence de position des pics d'amplitudes maximales entre les courbes Réelle et Modèle est respectivement de **1.1 mm, 1.0 mm, 0.8 mm**.

- Pour les maquettes Puissance, Fil, Gauche Droite v1, Zig Zag v1 et Gauche Droite v2 (Figure 5-6.b, d, e, f et g), pour la position 0 mm, on constate que la forme et la position du pic principal (maximum d'amplitude) et des pics secondaires observés sur les courbes Réelles (bleues) sont bien retrouvés par le modèle (courbes rouges pointillées).

La différence de position des pics d'amplitudes maximales entre les courbes Réelles et Modèle est respectivement de **1.8 mm, 1.5 mm, -1 mm, 1.2 mm**.

Sur certaines maquettes, on identifie, localement des écarts de forme et de position entre les pics des courbes Réelle et Modèle, comme par exemple :

- Pour la maquette Référence et plus particulièrement pour la maquette Vitesse (Figure 5-6.a et c), pour la position 0 mm, deux pics de forte amplitude sont observés sur les courbes Modèle (rouges pointillées) alors que sur les courbes Réelle (bleues) un seul pic de forte amplitude est apprécié. Cette différence est principalement due aux erreurs de modélisation au niveau de la première couche. Néanmoins, on remarque que la position et la forme du premier pic à droite sur les courbes Modèle sont en bon accord avec celles sur les courbes Réelle.
- Pour la maquette Gauche Droite v1 (Figure 5-6.e), pour la position -4 mm, on observe que la position du deuxième pic (de plus faible amplitude) sur la courbe Modèle (rouge pointillée) est « éloignée » par rapport à celui identifié sur la courbe Réelle (bleue).
- Pour la maquette Gauche Droite v2 (Figure 5-6.g), pour la position -4 mm, on remarque sur la courbe Réelle (bleues) deux pics « juxtaposés » d'amplitude très similaire tandis que sur la courbe Modèle (rouges pointillées), un seul pic est identifié.

Ces écarts obtenus ne sont cependant pas rédhibitoires et le modèle permet d'obtenir une bonne idée de la propagation ultrasonore.

Nous remarquons que les courbes échodynamiques simulées réelles ne sont pas symétriques mettant en exergue que les macrostructures de l'ensemble des maquettes (sauf pour la maquette Vitesse) ne sont pas symétriques (chapitre 3). Cela est bien observé sur les courbes échodynamiques associées au modèle.

Le Tableau 5-2 présente pour l'ensemble des maquettes les valeurs moyennes, écart-types, minimales et maximales du critère de forme défini dans le paragraphe 5.1.2. Nous calculons ce critère pour onze positions du capteur émetteur par rapport à l'axe de soudure, qui sont : -12, -8, -6, -4, -2, 0, +2, +4, +6, +8, +12 (données en millimètres).

La valeur moyenne minimale du degré de cohérence est de 0.96 pour la maquette Gauche Droite v2 (colonne g du Tableau 5-2) et l'écart-type associé est de 0.02. Ainsi, on met en évidence que l'impact des erreurs de modélisation est relativement faible puisque le degré de cohérence est fort.

Critère de forme \ Maquette		(a)	(b)	(c)	(d)	(e)	(f)	(g)
		<b>Moyenne</b>	<b>0.98</b>	<b>0.97</b>	<b>0.98</b>	<b>0.98</b>	<b>0.98</b>	<b>0.98</b>
Degré de cohérence maximal	<b>Ecart-type</b>	<b>0.01</b>	<b>0.01</b>	<b>0.01</b>	<b>0.01</b>	<b>0.02</b>	<b>0.01</b>	<b>0.02</b>
	<i>Min</i>	<i>0.97</i>	<i>0.95</i>	<i>0.98</i>	<i>0.95</i>	<i>0.95</i>	<i>0.96</i>	<i>0.93</i>
	<i>Max</i>	<i>0.99</i>	<i>0.99</i>	<i>0.99</i>	<i>0.99</i>	<i>0.99</i>	<i>0.99</i>	<i>0.99</i>

Tableau 5-2 : Critère de forme des maquettes Référence (a), Puissance (b), Vitesse (c), Fil (d), Gauche Droite v1 (e), Zig Zag v1 (f) et Gauche Droite v2 (g).

Pour conclure, les observations et les mesures effectuées sur les courbes échodynamiques ainsi que l'évaluation du critère confirme que le modèle est en très bon accord avec la macrostructure réelle du point de vue de la propagation des ondes ultrasonores. Les erreurs au niveau du chanfrein et dans la zone soudée impactent peu la propagation du faisceau ultrasonore. Bien que les valeurs des erreurs moyennes de modélisation globales et dans la zone soudée soient respectivement comprises entre 16° et 21° et entre 13° et 19°, le modèle permet de prédire correctement les phénomènes de division, de déviation du faisceau ultrasonore ainsi que l'amplitude des échos transmis.

### 5.2.3. Validité intermédiaire du modèle MINA-TIG : conclusion

Dans l'objectif d'étudier la capacité du modèle MINA-TIG à décrire la macrostructure de soudures TIG multipasses en acier inoxydable austénitique, nous avons comparé pour l'ensemble des maquettes étudiées, les macrostructures modélisées aux macrostructures réelles. Nous avons observé que l'erreur moyenne dans la zone soudée de modélisation varie entre 16° à 21° selon les maquettes.

Afin de statuer sur l'impact des erreurs de modélisation sur la propagation du faisceau ultrasonore, nous comparons les courbes échodynamiques simulées au travers des macrostructures modélisées et réelles. Cette comparaison met en exergue que, malgré les erreurs d'orientations constatées, les courbes échodynamiques sont en très bon accord, c'est-à-dire que les phénomènes de déviation et de division du faisceau ultrasonore sont bien retrouvés. Nous confirmons ceci en calculant la différence de position des pics d'amplitudes maximales entre les courbes Réelle et Modèle qui est de l'ordre du millimètre et en déterminant le critère jugeant des écarts de forme, entre ces courbes, dont la valeur moyenne minimale est de 0.96.

Ainsi, on conclut que le modèle permet de décrire de manière très pertinente la macrostructure de soudure TIG multipasses en vue de prédire la propagation ultrasonore en termes de déviation, de division.

Pour la suite, nous étudions la validité finale du modèle MINA-TIG, et pour cela nous comparons les courbes échodynamiques simulées à celles expérimentales pour une configuration identique aux simulations.

## **5.3. Validation finale**

Cette partie présente les résultats des essais ultrasonores réalisés en immersion, en mode transmission, en incidence normale, des maquettes Référence et Vitesse.

Pour rappel, la géométrie de la partie découpée des maquettes étudiées et le dispositif expérimental sont développés dans la partie 5.3.1.

Nous exposons en préambule l'étude de la variabilité de la macrostructure le long de la soudure à partir de mesures ultrasonores (§5.3.2). Puis, nous présentons la comparaison des échodynamiques expérimentales à celles simulées pour les maquettes Référence (§5.3.3.1) et Vitesse (§5.3.3.2). Enfin dans la partie 5.3.4, nous proposons quatre sources d'erreur possibles permettant d'expliquer les écarts

observés. Finalement, dans la partie 5.4 nous dressons les conclusions concernant la validité finale du modèle MINA-TIG.

### 5.3.1. Validation finale : mode opératoire

#### 5.3.1.1. *Géométrie des maquettes pour les essais en transmission*

La Figure 5-7 présente la géométrie de la partie découpée des maquettes de soudage réalisées. Rappelons que lors de la fabrication de ces maquettes, des clames ont été soudées sur la maquette et sur une plaque support afin de limiter les déformations (chapitre 3, §3.1). Pour les essais ultrasonores, une partie de chaque maquette a été découpée, tout en conservant la clame soudée sur cette partie.

La présence de la clame et l'encombrement du système mécanique utilisé limitent les essais ultrasonores à une seule zone de 40 mm de longueur de soudure.

Pour étudier la variabilité de la macrostructure le long de la soudure, nous définissons trois plans transverses au sens de soudage, séparés de 5 mm, dans lesquels les mesures ultrasonores seront effectuées (z-20, z-25 et z-30, Figure 5-7). Les positions de ces trois plans selon l'axe  $\vec{z}$  sont respectivement -20 mm, -25 mm et -30 mm.

Par ailleurs, cette figure montre la position du plan transverse dans lequel les analyses macrographiques sont réalisées (z = 10 mm, chapitre 3).

Remarque : suite à l'opération de surfaçage des faces endroit et envers des maquettes Référence et Vitesse, leurs épaisseurs sont respectivement de 22.5 mm et 22 mm.

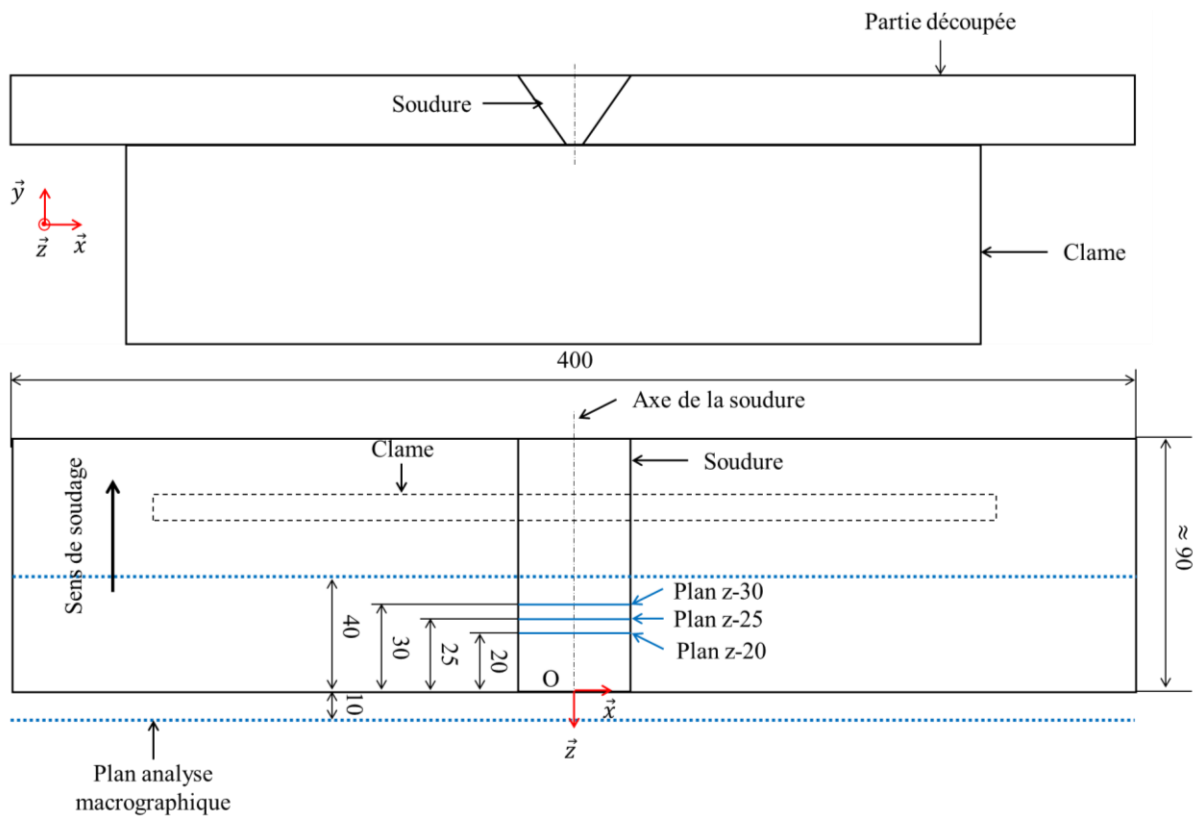


Figure 5-7 : Géométrie des maquettes découpées pour les essais ultrasonores.

### 5.3.1.2. Dispositif expérimental

La configuration pour les expériences est identique à celle des simulations. La seule différence est la ligne d'écoute en simulation : expérimentalement, un capteur récepteur mono élément ( $\varnothing$  6.3mm) de même fréquence que le capteur émetteur, soit 2.25 MHz, balaye la surface envers sur une longueur de 70 mm (de -35 mm à +35 mm) par pas de 0.5 mm.

Le dispositif pour les essais ultrasonores est composé :

- D'une cuve équipée de 2 bras motorisés sur 5 axes chacun (3 translations et 2 rotations). Les deux moteurs permettent entre autre le balayage du capteur récepteur selon les axes x et z.
- D'un logiciel de mesure global (UTWin<sup>®</sup>) équipé d'un générateur impulsionnel qui alimente le capteur émetteur ultrasonore, d'un système d'acquisition permettant de visualiser les signaux émis et reçus et d'un système de pilotage des moteurs pour commander les déplacements des capteurs émetteur et récepteur, les déplacements et les acquisitions étant synchronisés.

Les capteurs ultrasonores utilisés sont :

- Un capteur émetteur mono élément plan de diamètre 12.7 mm et de fréquence centrale 2.25 MHz, qui est positionné à 20 mm de la face endroit (Figure 5-2).
- Un capteur récepteur mono élément plan de diamètre 6.3 mm et de même fréquence centrale que l'émetteur (2.25 MHz). Le capteur récepteur est positionné à 4 mm de la face envers (Figure 5-2).

Afin de localiser précisément l'axe de la soudure (soit  $x = 0$ ) pour le bon positionnement des capteurs émetteur et récepteur, une bille fixée sur une tige est positionnée au niveau de l'axe de la soudure des maquettes étudiées.

De plus, les post-traitements pour l'extraction et la présentation des courbes échodynamiques se font à l'aide du logiciel Matlab®.

### 5.3.2. Étude de la variabilité de la macrostructure le long de la soudure

Nous cherchons à étudier la variabilité de la macrostructure le long de la soudure afin de s'assurer que la macrostructure n'évolue pas suivant cette direction, puisqu'ensuite nous comparons les mesures ultrasonores expérimentales réalisées dans un plan transverse différent de celui des résultats simulés (qui correspond au plan transverse dans lequel nous avons réalisé les analyses macrographiques). Cela permet aussi de valider le développement du modèle MINA-TIG dans le seul plan transverse.

Pour cela, nous réalisons pour chacun des trois plans (z-20, z-25 et z-30) définis dans le paragraphe 5.3.1.1, des mesures ultrasonores pour trois positions de l'émetteur par rapport à l'axe de la soudure (-4 mm, 0 mm et +4 mm). Puis nous comparons les courbes échodynamiques expérimentales pour chacun de ces plans.

La Figure 5-8 met en évidence que pour les maquettes Référence (a) et Vitesse (b), la variabilité de la macrostructure le long de la soudure est très faible, ce qui confirme l'hypothèse de l'existence d'un état quasi-stationnaire (Granjon 2000) lorsque les mesures sont réalisées « loin » des extrémités de la soudure. Ainsi, nous montrons que la position du plan transverse pour les essais ultrasonores impacte peu l'écho transmis, à condition que le plan soit positionné dans la zone courante de soudage (i.e. « loin » des extrémités de la soudure).

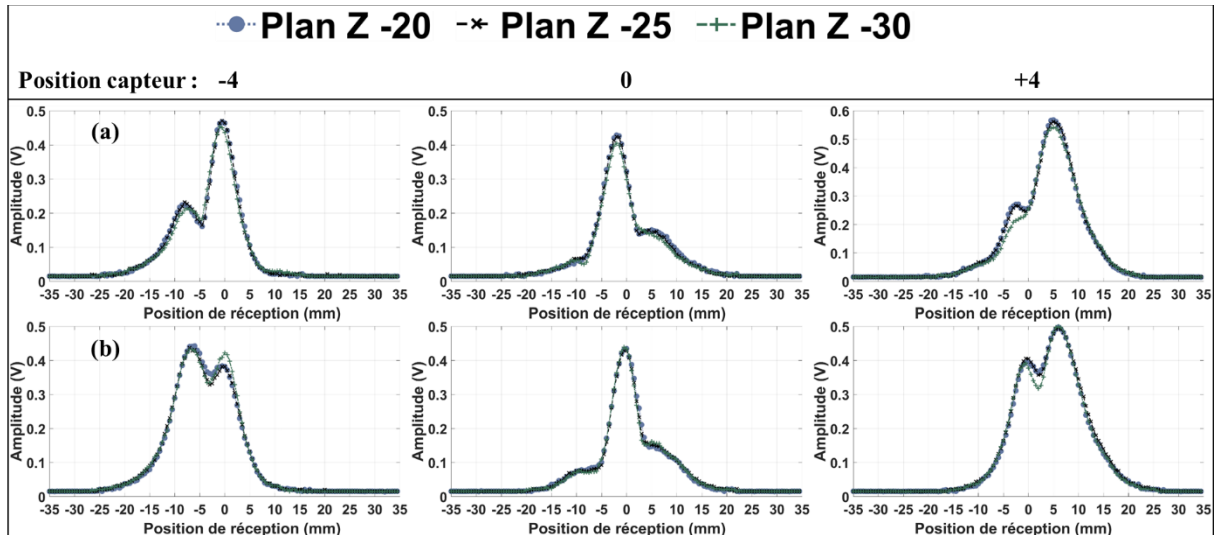


Figure 5-8 : Mesures expérimentales dans les 3 plans transverses (z-20, z-25 et z-30) séparés de 5 mm pour les maquettes Référence (a) et Vitesse (b).

### 5.3.3. Essais ultrasonores

Pour cette étude, nous choisissons de comparer la moyenne des courbes échodynamiques expérimentales obtenues dans chacun des trois plans transverses (z-20, z-25 et z-30) dans lesquels les mesures ultrasonores ont été effectués, aux courbes simulées. De même que pour l'étude de la validité intermédiaire du modèle MINA-TIG, nous comparons les courbes échodynamiques de manière qualitative puis quantitative.

Nous nous intéressons entre autres aux positions des pics d'amplitudes maximales des courbes simulées réelles et modèles ainsi qu'expérimentales, que nous nommons respectivement,  $X_{Réelle}$ ,  $X_{Modèle}$  et  $X_{Exp}$  pour chacune des positions du capteur émetteur par rapport à l'axe de la soudure. Puis nous calculons les différences de positions des pics d'amplitude maximale entre les courbes simulées et expérimentales. On note  $\Delta X_{Réelle}^{Exp}$ , la différence absolue de position entre la courbe Réelle et Expérimentale et  $\Delta X_{Modèle}^{Exp}$ , la différence absolue de position entre la courbe Modèle et Expérimentale.

Comme l'unité des amplitudes des courbes échodynamiques simulées est arbitraire, nous faisons le choix de les normaliser.



## 5.3.3.1. Maquette Référence

La Figure 5-9 expose la superposition des courbes échodynamiques normalisées expérimentales et simulées, pour cinq positions de l'émetteur différentes par rapport à l'axe de soudage -8, -4, 0, +4, +8 (données en millimètres).

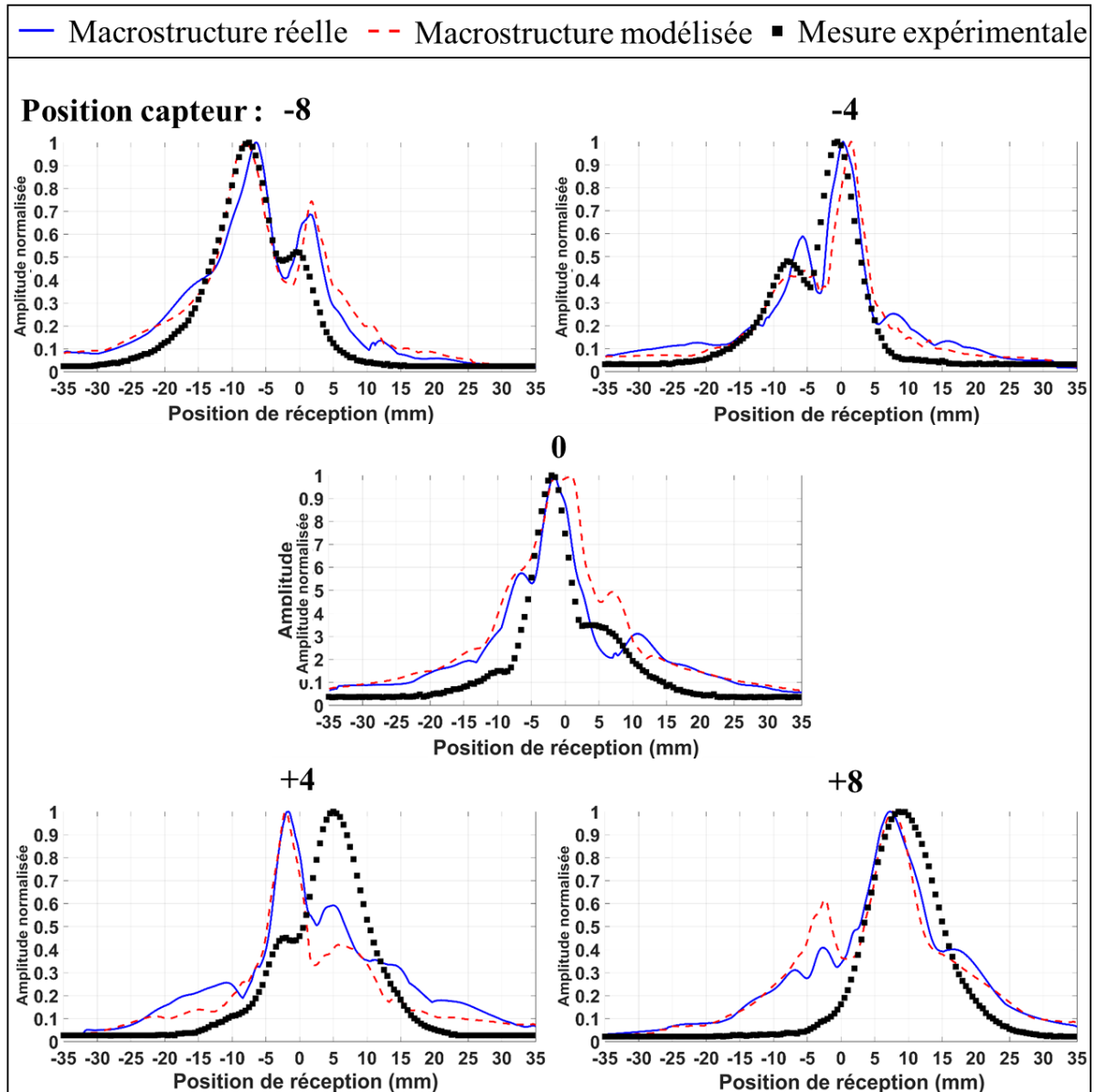


Figure 5-9 : Superposition des courbes échodynamiques normalisées expérimentales (courbes marqueurs noirs) et simulées au travers des macrostructures réelle (courbes bleues) et modélisée (courbes rouges pointillées) de la maquette Référence, pour 5 positions de l'émetteur différentes (-8 mm, -4 mm, 0 mm, +4 mm, +8 mm).

Cette figure montre que les courbes échodynamiques simulées (courbes bleues et rouges pointillées) sont en bon accord avec les courbes expérimentales (courbes marqueurs noires) pour l'ensemble des positions. Les différences de position entre les pics d'amplitudes maximales entre les courbes expérimentales et simulées sont détaillées dans le Tableau 5-3.

Position (mm)	$X_{Exp}$ (mm)	$X_{Réelle}$ (mm)	$X_{Modèle}$ (mm)	$\Delta X_{Réelle}^{Exp} = X_{Exp} - X_{Réelle}$ (mm)	$\Delta X_{Modèle}^{Exp} = X_{Exp} - X_{Modèle}$ (mm)
-8	-7.5	-6.4	-8.1	-1.1	0.6
-4	-0.5	0.3	1.5	-0.8	-2
0	-2	-1.6	0.9	-0.4	-2.9
+4	5	-1.6	-2.1	+6.6	+7.1
+8	8.5	7.3	7.7	+1.2	+0.8

Tableau 5-3 : Position des pics d'amplitudes maximales des courbes expérimentales et simulées ainsi que les différences de position par rapport aux expérimentales, maquette Référence.

Pour les positions -8 mm, -4 mm, et 0 mm, on observe sur Figure 5-9, que la forme et la position des pics simulés sont très similaires à celles des pics expérimentaux. Par ailleurs le Tableau 5-3 montre que les différences de position des pics entre les courbes simulées et expérimentales sont relativement faibles. La plus grande différence de position en valeur absolue est de 2.9 mm (position 0 mm, troisième ligne du Tableau 5-3).

Pour la position +4 mm, on remarque deux pics sur les courbes expérimentales, ce qu'on constate aussi sur les courbes simulées. La forme et la position de ces pics sont très similaires entre les trois courbes. Cependant, on identifie que les amplitudes de ces pics sont interverties (entre les courbes simulées et expérimentales).

En conséquence les différences de positions  $\Delta X_{Réelle}^{Exp}$  et  $\Delta X_{Modèle}^{Exp}$  sont très importantes. Toutefois, si on s'intéresse à la différence de positions entre les pics expérimentaux et les pics simulés correspondants sans regarder l'amplitude, l'ordre de grandeur de la différence de position est de 1 mm.

Enfin, pour la position +8 mm, nous remarquons un seul pic pour la courbe expérimentale, contrairement aux courbes simulées où deux pics sont observés pour les macrostructures réelle et modélisée. Toutefois, les différences de position des pics d'amplitudes maximales entre les courbes simulées et la courbe expérimentale sont faibles. La différence de position maximales est de 1.2 mm.

Le Tableau 5-4 détaille les valeurs du critère de forme obtenues à partir de l'intercorrélation entre les courbes échodynamiques expérimentales et simulées de la maquette Référence.

Nous remarquons que la valeur minimale du degré de cohérence entre les courbes expérimentales et Réelle est de 0.91 pour la position +4 mm, ce qui est très bon.

Concernant la valeur minimale du degré de cohérence entre les courbes expérimentales et Modèle, nous constatons des conclusions similaires à celles exposées ci-dessus. La valeur minimale du degré de cohérence est 0.90 pour la position +8 mm.

Position de l'émetteur (mm)	-8	-4	0	+4	+8
Critère de forme					
Degré de cohérence maximal (Réelle / Expérimentale)	0.97	0.97	0.95	0.91	0.94
Degré de cohérence maximal (Modèle / Expérimentale)	0.95	0.98	0.95	0.93	0.90

Tableau 5-4 : Critère de forme, courbes expérimentales versus simulations à travers les macrostructures réelle et modélisée, maquette Référence.

## 5.3.3.2. Maquette Vitesse

La Figure 5-10 présente la superposition des courbes échodynamiques normalisées expérimentales et simulées, pour cinq positions de l'émetteur différentes par rapport à l'axe de la soudure (-8 mm, -4 mm, 0 mm, +4 mm, +8 mm).

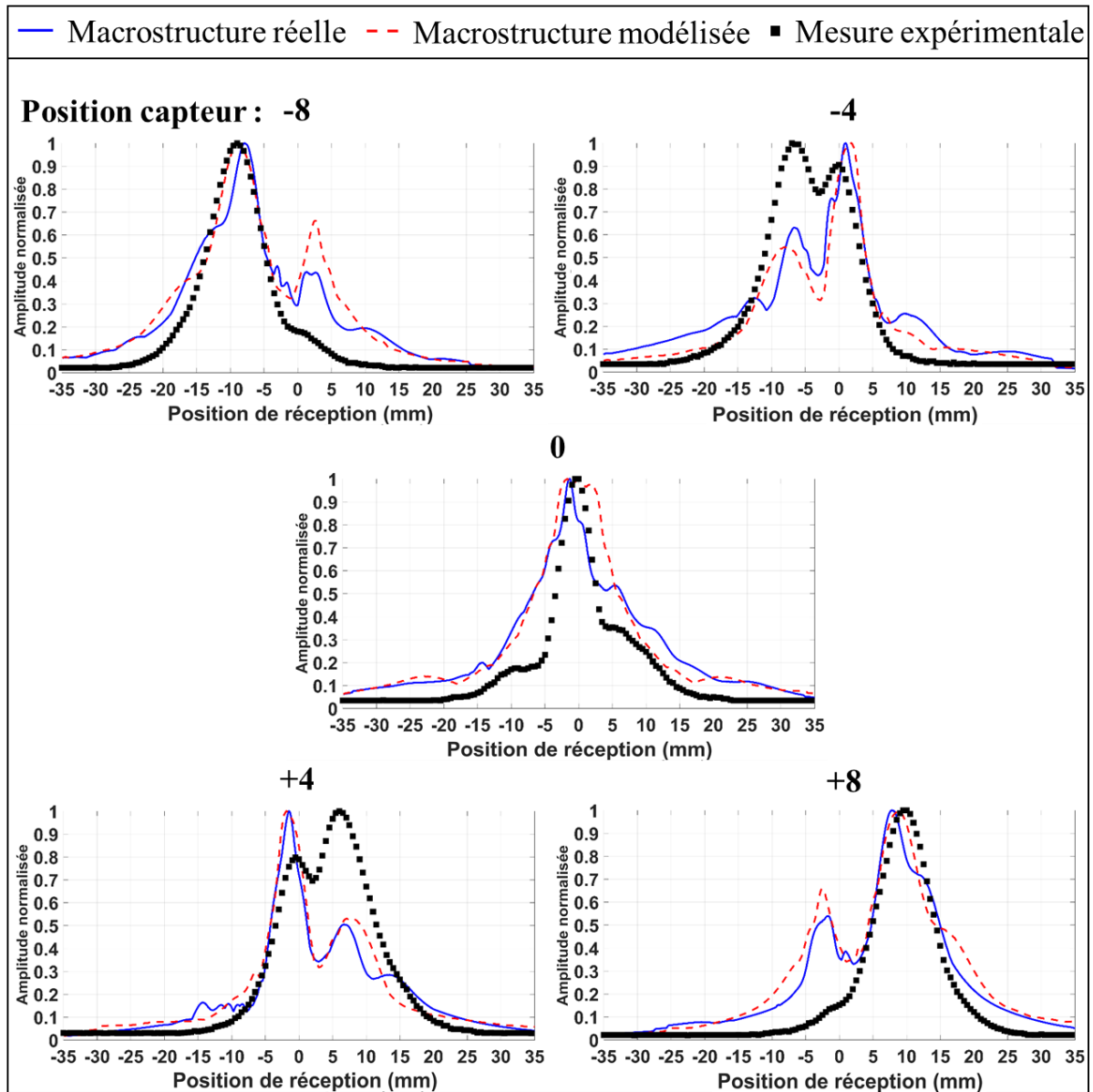


Figure 5-10 : Superposition des courbes échodynamiques normalisées expérimentales (courbes marqueurs noirs) et simulées au travers des macrostructures réelle (courbes bleues) et modélisée (courbes rouges pointillées) de la maquette Vitesse, pour cinq positions de l'émetteur différentes (-8 mm, -4 mm, 0 mm, +4 mm, +8 mm).

De même que pour la maquette Référence, on observe que les courbes échodynamiques simulées (courbes bleues et rouges pointillées) sont en bon accord avec les courbes expérimentales (courbes marqueurs noires) pour l'ensemble des positions. Par ailleurs, cette figure met en exergue que la macrostructure de la maquette Vitesse est bien symétrique car les échodynamiques expérimentales sont symétriques (les courbes des positions -8 et +8 sont symétriques l'une par rapport à l'autre, et de même pour les positions -4 et +4). Ceci étant bien retrouvé sur les courbes simulées (Réelle et Modèle).

Les différences de position entre les pics d'amplitude maximale entre les courbes expérimentales et simulées sont détaillées dans le Tableau 5-5.

Position (mm)	$X_{Exp}$ (mm)	$X_{Réelle}$ (mm)	$X_{Modèle}$ (mm)	$\Delta X_{Réelle}^{Exp} = X_{Exp} - X_{Réelle}$ (mm)	$\Delta X_{Modèle}^{Exp} = X_{Exp} - X_{Modèle}$ (mm)
-8	-9	-7.9	-8.7	1.1	0.3
-4	-7	1.0	1.8	8	8.8
0	-0.5	-1.3	-1.7	0.8	1.2
+4	6	-1.5	-1.9	7.5	7.9
+8	10	7.8	8.8	2.2	1.2

Tableau 5-5 : Position des pics d'amplitudes maximales des courbes expérimentales et simulées, ainsi que les différences de position par rapport aux courbes expérimentales, maquette Vitesse.

On observe sur la Figure 5-10, pour les positions +8 mm et -8 mm, un pic sur les courbes expérimentales tandis que sur les courbes simulées, deux pics apparaissent. Toutefois, on note que les pics d'amplitude maximale des courbes simulées sont très similaires au pic de la courbe expérimentale. La différence de position maximale en valeur absolue est de 2.2 mm.

Pour les positions -4 mm et +4 mm, on remarque deux pics expérimentaux, ce qu'on identifie sur les courbes simulées. La forme et la position de ces pics sont très similaires pour ces trois courbes. Cependant, on constate que les amplitudes de ces pics sont interverties entre les courbes simulées et expérimentales.

De ce fait les différences de positions  $\Delta X_{Réelle}^{Exp}$  et  $\Delta X_{Modèle}^{Exp}$  sont très importantes. En revanche si on s'intéresse à la différence de positions entre les pics expérimentaux et les pics simulés correspondants sans regarder l'amplitude, la différence de position maximale est de 1.8 mm.

Le Tableau 5-6 montre les valeurs du critère de forme calculées à partir de la courbe d'intercorrélation entre les courbes échodynamiques expérimentales et simulées à travers les macrostructures réelle et modélisée de la maquette Vitesse.

De même que pour la maquette Référence, la valeur minimale du degré de cohérence entre les courbes réelles et expérimentales est aussi de 0.91 pour la position +4 mm (deuxième ligne du Tableau 5-6), ce qui est très satisfaisant.

À propos de l'analyse quantitative des écarts entre les courbes modèles et expérimentales, la valeur minimale du degré de cohérence est de 0.91 pour la position +8 mm (troisième ligne du Tableau 5-6).

Position de l'émetteur (mm)	-8	-4	0	+4	+8
Critère de forme					
Degré de cohérence maximal (Réelle / Expérimentale)	0.94	0.93	0.95	0.91	0.93
Degré de cohérence maximal (Modèle / Expérimentale)	0.95	0.92	0.96	0.92	0.91

Tableau 5-6 : Critère de forme, courbes expérimentales versus simulation à travers les macrostructures réelle et modélisée, maquette Vitesse.

#### 5.3.4. Pistes d'explication des écarts

Dans cette partie, nous présentons les quatre sources d'erreurs les plus probables pouvant expliquer les écarts observés entre les courbes expérimentales et simulées, qui sont :

- L'erreur expérimentale de positionnement des capteurs émetteur et récepteur par rapport à l'axe de soudure.

Le réglage du positionnement des capteurs par rapport à l'axe de la soudure se réalise tout d'abord hors de la soudure, l'objectif est de rechercher la position du capteur récepteur qui maximise l'amplitude du signal transmis du capteur émetteur vers le récepteur. Puis, de déterminer la position du capteur émetteur qui maximise l'amplitude de l'écho réfléchi sur la bille qui est localisée au niveau de l'axe de la soudure. En conséquence, trois incertitudes peuvent se cumuler :

- L'incertitude de positionnement du capteur récepteur par rapport au capteur émetteur.
- L'incertitude de positionnement du capteur émetteur par rapport à la bille.
- L'incertitude de positionnement de la bille par rapport à l'axe de la soudure.
- Les incertitudes de mesures des coefficients d'élasticité réels (i.e. les  $C_{ij}$ ) et imaginaires (i.e. l'atténuation) qui ont été mesurés sur des soudures réalisées à l'électrode enrobée.

Les récents travaux de (Gueudré et al. 2019) ont mis en évidence que les incertitudes de mesure sur les coefficients d'élasticité réels ( $C_{ij}$ , qui sont de la dizaine de GPa) ont une influence non négligeable sur la modélisation de la propagation des ondes. Ainsi, ils ont prouvé qu'il est primordial d'avoir une connaissance fine de ces propriétés afin de minimiser au mieux les incertitudes de mesures.

A ce jour, l'incidence sur les incertitudes de mesures des coefficients d'élasticité imaginaires, n'a pas été étudiée.

- L'incertitude sur les directions de croissance des grains sur les macrostructures.

Cette incertitude se décline en deux types d'incertitude : l'incertitude associée aux mesures des directions de croissance des grains sur les macrostructures réelles et l'incertitude associée à la direction « réelle » des grains sur les macrographies. Elle est a priori faible mais doit être aussi prise en compte.

- Les effets 3D de la macrostructure, c'est-à-dire à l'inclinaison des grains dans le plan ( $\vec{y}, \vec{z}$ ) qui peut générer une déviation des ondes dans la direction de soudage.

Nous développons plus particulièrement la quatrième source d'erreur possible dans le paragraphe suivant.

Nous avons observé (Figure 5-10), pour la maquette Vitesse et pour les positions du capteur émetteur à -4 mm et +4 mm de l'axe de la soudure, une division de faisceau qui induit deux pics sur les courbes expérimentales. Nous avons remarqué sur les courbes simulées que ces deux pics étaient bien présents, et que la forme et la position de ces pics sont très similaires à ceux identifiés sur la courbe expérimentale. Cependant, nous avons constaté des différences importantes entre les amplitudes des pics des courbes échodynamiques expérimentales et simulées. En effet, les amplitudes des pics expérimentaux sont interverties par rapport à celles des pics simulés.

Une piste pour expliquer ces différences est la possible déviation des ondes dans le sens de soudage induit par une inclinaison des grains dans le plan  $(\vec{y}, \vec{z})$ .

Pour étudier cette hypothèse, nous avons réalisé des mesures ultrasonores avec balayage du récepteur selon l'axe  $\vec{x}$  de -35 mm à +35 mm avec un pas de 0.5 mm et selon l'axe  $\vec{z}$  de -30 mm (plan z-30) à -20 mm (plan z-20) avec un pas de 0.5 mm (voir axes sur la Figure 5-11).

Le capteur émetteur est positionné à -4 mm de l'axe de la soudure ( $x = -4$ ) et au niveau du plan « z-25 » ( $z = -25$ ) : la position du capteur émetteur est illustrée par un rond blanc sur l'image Cscan obtenue, tracé sur la Figure 5-11.

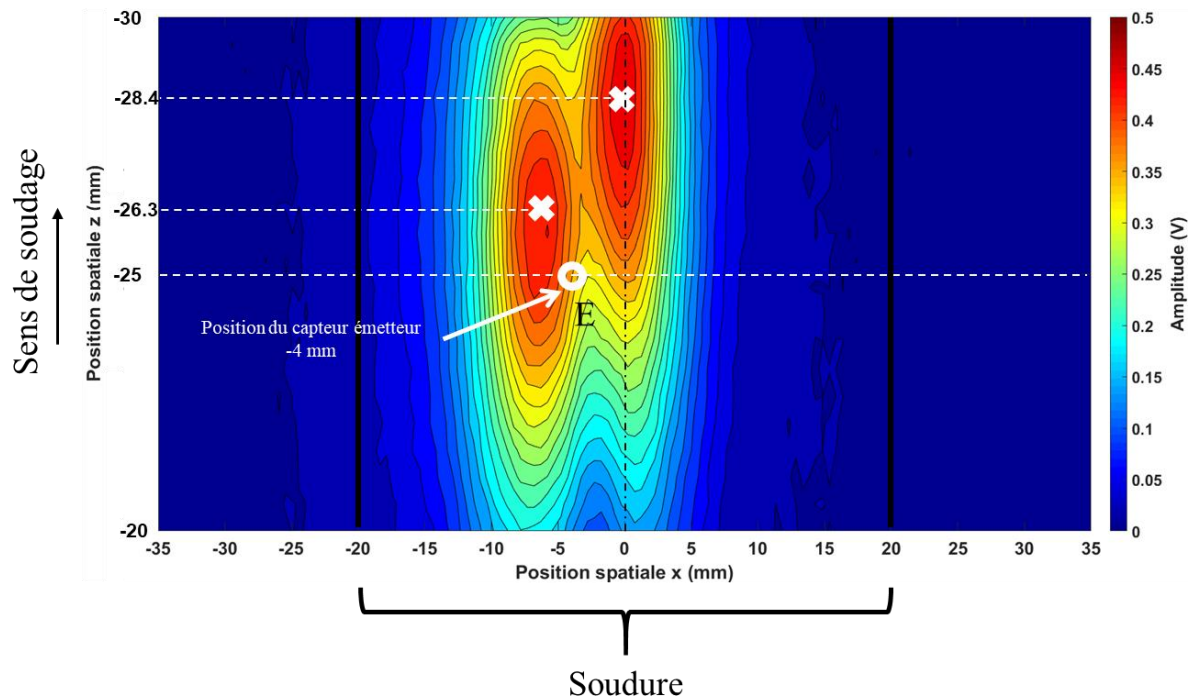


Figure 5-11 : Image Cscan obtenue pour une position de l'émetteur (illustrée par un rond blanc) à -4 mm ( $x = -4$ ) de l'axe de la soudure et localisée au niveau du plan z-25 ( $z = -25$ ) pour la maquette Vitesse, les positions des maximums des échos transmis sont représentées par des croix blanches.



Le Cscan obtenu montre deux échos décalés l'un par rapport à l'autre suivant la direction transverse au sens de soudage (montrant bien le phénomène de division de faisceau) ainsi que suivant la direction de soudage, décrivant le phénomène de déviation de faisceau dans cette direction. Pour la position  $z = -23.7$  mm, le pic d'amplitude maximale est celui de gauche tandis que pour la position  $z = -21.6$  mm le pic d'amplitude maximale est celui de droite. On remarque que la déviation de l'écho « proche » de l'axe de la soudure ( $x = 0$ ) est plus importante que celui le plus éloigné (croix blanches,  $z = -21.6$  mm, Figure 5-11). On note également, que l'effet 3D de la macrostructure ne semble pas impacter la position des pics suivant la direction transverse de la soudure (axe  $\vec{x}$ ).

En effet comme montre la Figure 1-6.b (p.37), quelques degrés d'inclinaisons des grains provoquent une déviation des ondes importantes, par exemple pour les ondes QL, une inclinaison de  $5^\circ$  des grains cause une déviation d'environ  $10^\circ$ . Cependant, cette analyse a été effectuée uniquement sur une soudure (la maquette Vitesse) et les résultats restent néanmoins cohérents, on observe seulement une inversion d'amplitude des pics sans modification de leurs positions.

Cette figure permet aussi de mettre en évidence que les grains semblent être inclinés dans le sens de soudage puisque la déviation suivant la direction de soudage des échos transmis est dans le sens de soudage.

Deux hypothèses sont possibles pour expliquer la raison d'une déviation dans la direction de soudage plus forte lorsque l'écho se localise proche de l'axe de la soudure, qui sont :

- La distance parcourue par les ultrasons dans la zone soudée est plus importante au niveau de l'axe de la soudure, puisque la forme du chanfrein est en V. Ceci accroît les effets de déviation de la structure de la soudure.
- Une inclinaison variable des grains dans la direction de soudage depuis les bords du chanfrein vers le centre de la soudure.

Ainsi, puisque les échos transmis sont déviés dans le plan  $(\vec{y}, \vec{z})$  et ici plus spécifiquement dans le sens de soudage, l'amplitude expérimentale des pics évolue selon la position  $z$  du récepteur.

#### **5.4. Validation finale du modèle MINA-TIG : conclusion**

Dans ce chapitre, nous avons étudié la pertinence du modèle MINA-TIG pour prédire les phénomènes de déviation et de division du faisceau ultrasonore au sein d'une soudure multipasses TIG.

Nous avons tout d'abord validé le niveau intermédiaire en montrant qu'il y a un très bon accord entre les résultats ultrasonores simulés au travers de la macrostructure modélisée et de la macrostructure réelle pour chaque maquette.

Puis, nous avons réalisé des mesures expérimentales sur deux des maquettes fabriquées, dans une configuration identique aux simulations. Nous montrons en premier lieu, que la variabilité de la macrostructure est très faible le long de la soudure. Ainsi, la position du plan transverse pour les essais ultrasonores impacte peu l'écho transmis. Ensuite, nous comparons les résultats ultrasonores expérimentaux à ceux des simulations : globalement les résultats simulés sont en bon accord avec les résultats expérimentaux.

Pour expliquer les écarts observés entre certaines courbes, nous proposons quatre pistes possibles :

- Les incertitudes expérimentales de positionnement des capteurs émetteur et récepteur par rapport à l'axe de la soudure.
- Les incertitudes sur les coefficients d'élasticité du matériau.
- L'incertitude sur les directions de croissance des grains (incertitude des mesures réalisées sur les macrostructures réelles et incertitude de l'orientation « réelle » des grains sur les macrographies).
- Les effets de déviation des échos transmis dans le plan  $(\vec{y}, \vec{z})$  induit par un effet 3D de la macrostructure.

Nous avons particulièrement considéré cette dernière piste à partir de mesures ultrasonores donnant une image Csan qui a permis de mettre en évidence que les ondes sont déviées dans le sens de soudage et que cela impacte l'amplitude des échos transmis, sans modifier la position des pics.

Cependant ces écarts ne sont pas rédhibitoires et on obtient une bonne concordance entre la simulation et la réalité du contrôle, ce qui permet de valider le modèle.

En effet, le degré de cohérence minimale calculé est de 0.91. De plus, la différence de position des amplitudes maximales est globalement de l'ordre du millimètre pour l'ensemble des positions du capteur émetteur par rapport à l'axe de la soudure.

Pour conclure, le modèle MINA-TIG permet de décrire correctement la macrostructure des soudures TIG multipasses en acier inoxydable austénitique et donc de reproduire correctement les effets de déviation et de division du faisceau ultrasonore.



## Conclusion générale

L'objectif de ces travaux de thèse est de développer un modèle, nommé MINA-TIG, de description de la macrostructure dans la section transverse (2D) de soudures TIG épaisses multipasses en acier inoxydable austénitique. L'échelle de modélisation adoptée est intermédiaire entre l'échelle des dendrites (microscopiques) et l'échelle de la passe (macroscopique). L'hypothèse principale du modèle MINA-TIG est de supposer que la solidification dans les soudures TIG est totalement déterministe.

Le modèle MINA-TIG est un modèle phénoménologique élaboré à partir d'une part des connaissances théoriques des phénomènes influençant les directions de croissance des grains (forme de passe, gradient thermique, mécanismes de solidification) et d'autre part des conclusions tirées des analyses des coupes macrographiques des lignes de soudage et des maquettes de soudage (position de soudage à plat).

Au total, nous avons fabriqué 25 lignes de soudage et 9 maquettes de soudures multipasses, pour lesquelles, un seul paramètre de soudage varie à la fois. Les paramètres de soudage variables sont : la tension, l'intensité, les vitesses de soudage et de fil ainsi que l'ordre des passes. Nous avons aussi fabriqué une maquette avec un balayage de passe qui, pour l'instant, n'est pas intégré au sein du modèle MINA-TIG.

Nous avons identifié l'impact des paramètres TIG sur la forme des passes et les mécanismes de solidification (croissance sélective et épitaxie) :

- L'ordre des passes impacte fortement la macrostructure.
- Aucun des paramètres de soudage ne semble ni modifier la forme de passe et ni influencer la prédominance des mécanismes de croissance :
  - La forme de passe identifiée est plutôt de type « U-flat ».
  - Si l'écart angulaire entre les grains environnants et la direction locale du gradient thermique est supérieur à environ  $40^\circ$ , le mécanisme de croissance sélectif domine. Sinon la croissance des grains se fait par épitaxie.
- La largeur, la hauteur de passe et la refusion verticale dépendent des paramètres de soudage.

Ces analyses constituent une base solide pour le développement du modèle MINA-TIG dont nous rappelons les principaux points.

La modélisation géométrique des directions du gradient thermique au sein d'une passe se base sur une forme de passe « U-flat ». L'effet de la position de la passe dans le chanfrein est intégré via un modèle de conduction thermique en régime permanent modélisant le transfert thermique de chaque passe vers le métal environnant.

L'ordre des passes est pris en compte au sein du modèle, ce qui permet une modélisation réaliste de la macrostructure, qui est souvent asymétrique. Ceci constitue une réelle avancée par rapport aux autres modèles à l'échelle du grain qui supposent une macrostructure symétrique.

Le calcul de la direction de croissance des grains tient compte des mécanismes de solidification par épitaxie et sélectif, avec un seuil angulaire de  $40^\circ$  entre la direction locale du gradient thermique et la direction du grain précédent, au-delà duquel la croissance sélective domine.

Enfin l'une des avancées nouvelles proposées est d'exploiter les mesures des dimensions effectuées sur des lignes de soudage pour déterminer les valeurs des quatre paramètres phénoménologiques identifiés, qui sont : la largeur de passe, la hauteur totale de la passe, la refusion verticale et la refusion latérale. Ceci permet de s'affranchir de mesures sur des macrographies de soudures représentatives, qui sont complexes à réaliser.

La pertinence du modèle MINA-TIG et donc sa capacité à prédire les phénomènes de déviation et de division du faisceau ultrasonore au sein d'une soudure multipasses TIG est évaluée en deux étapes.

La première étape de validation compare tout d'abord, les macrostructures réelles (mesurées sur les macrographies des maquettes) à celles modélisées : les erreurs dans la zone soudée sont globalement faibles (d'environ  $10^\circ$ ) et localement importantes (généralement localisées au niveau des dernières couches) dues principalement d'une part à l'erreur de positionnement des dernières passes de ces couches et d'autre part à la forme des passes modélisée qui n'est pas tout à fait la forme réelle. La moyenne de ces erreurs est comprise entre  $13^\circ$  et  $19^\circ$ . Puis, on compare les résultats ultrasonores simulés (en immersion, en mode transmission, en incidence normale) au travers des macrostructures réelles d'une part et modélisées d'autre part. Le but est d'examiner les différences de propagation uniquement causées par les erreurs de modélisation de la macrostructure. Les résultats ultrasonores issus du modèle sont en très bon accord avec ceux issus des macrographies. Ainsi, même dans le cas où l'erreur de modélisation est la plus importante, les courbes échodynamiques sont en bon accord, avec une différence de position des pics d'amplitudes maximales de l'ordre du millimètre, et une valeur moyenne minimale du degré de cohérence de 0.96. L'impact des erreurs de modélisation est donc relativement faible.

La seconde étape de validation est expérimentale et consiste à comparer les résultats ultrasonores simulés aux résultats d'essais réels, effectués dans une configuration identique aux simulations. On obtient de nouveau une bonne concordance entre la simulation et la réalité du contrôle. La différence de position des pics d'amplitudes maximales est à nouveau de l'ordre du millimètre, et la valeur minimale du degré de cohérence est de 0.91, montrant la très bonne capacité du modèle à prédire la propagation d'ondes ultrasonores (en incidence normale pour l'instant).

La configuration en incidence normale n'est pas représentative d'un cas industriel puisque généralement les soudures ne sont pas arasées. Il serait donc intéressant d'étendre ces essais à une configuration industrielle, en incidence oblique, comme par exemple à 45° ou à 60° en ondes longitudinales. Avec l'utilisation du modèle MINA-TIG comme données d'entrée aux procédures d'imagerie de défaut, l'objectif de détection, localisation et caractérisation de défauts au sein de soudures TIG pourrait alors être atteint.

Les perspectives à ces travaux sont énoncées selon trois axes de recherche :

- Le premier axe d'amélioration du modèle serait l'intégration d'une modélisation 3D de la macrostructure. En effet, nous avons montré que l'hypothèse 2D est valide pour la position de soudage à plat, mais elle ne l'est plus pour les autres positions de soudage (verticale montante, corniche et plafond), fréquemment utilisées dans l'industrie. Dans les années 2000, le LMA a initié des premiers travaux sur ce sujet dans le cas des soudures à l'électrode enrobée. Ces travaux ont mis en évidence que l'inclinaison des grains dans la direction de soudage est importante et qu'elle dépend de la position de soudage. Le CEA finance une thèse débutant en 2021 pour travailler sur ce premier axe de recherche.
- Le modèle MINA-TIG décrit la macrostructure de soudures TIG en utilisant comme données d'entrée les informations du cahier de soudage (tension intensité, vitesses de soudage et de fil ainsi que l'ordre des passes) et des mesures effectuées sur les lignes de soudage. Ceci constitue une modélisation directe de la macrostructure. Ainsi, le deuxième axe de travail serait l'intégration d'une démarche inverse pour l'optimisation du contrôle de ces soudures. Ceci consisterait à partir de la définition d'une macrostructure « idéale » (i.e. limitant au mieux les phénomènes altérant la propagation du faisceau ultrasonore) de déterminer les paramètres de soudage associés. Ceci revient à dire qu'il serait possible d'éditer un cahier de soudage « idéal » et donc de proposer des Recommandations de Conception pour le Contrôle Non Destructif (RC-CND). Pour ce faire, il sera nécessaire de poursuivre l'étude sur l'évolution des dimensions d'une ligne de soudage dans le but de définir une loi mathématique dépendant des paramètres de soudage pour prédire ces dimensions. Par ailleurs, ceci permettrait aussi de s'affranchir de la réalisation de nouvelles lignes de soudage pour estimer les valeurs des quatre paramètres phénoménologiques du modèle MINA-TIG.
- La démarche scientifique du modèle MINA construite sur l'hypothèse que la solidification dans les soudures est déterministe a été initialement utilisée pour les soudures EE, et elle s'est avérée pertinente pour les soudures TIG. Ceci semble indiquer la possibilité d'étendre, dans un

troisième axe, cette démarche, à d'autres procédés de fabrication par fusion, notamment pour le procédé de fabrication additive arc-fil (WAAM : Wire Arc Additive Manufacturing) qui connaît une progression importante ces dernières années. Les différences majeures sont l'absence de métal de base, le cycle thermique (fabrication en continue, pour des raisons de productivité), la stratégie de construction des couches et le sens de dépôt (qui varie d'une passe à l'autre) et l'effet d'une électrode fusible (selon le procédé de soudage à l'arc utilisé).





## Bibliographie

- Ahmed, S, et R. B Thompson. 1996. « Propagation of elastic waves in equiaxed stainless-steel polycrystals with aligned [001] axes ». *The Journal of the Acoustical Society of America* 99 (4): 2086-96. <https://doi.org/10.1121/1.415395>.
- Apfel, A. 2005. « Modélisation de l'orientation cristalline des soudures multi-passes en acier inoxydable austénitique : application au contrôle non destructif ultrasonore ». Thèse de doctorat, LCND: Aix-Marseille 2. <http://www.theses.fr/2005AIX22150>.
- Baudin, T, D Chateigner, C Esling, L Lutterotti, et M Morales. 2015. « Analyse des textures cristallographiques et des microstructures ». *Reflets de la physique*, n° 44-45 (juillet): 80-85. <https://doi.org/10.1051/refdp/20154445080>.
- Becache, E, P Joly, et C Tsogka. 2000. « An Analysis of New Mixed Finite Elements for the Approximation of Wave Propagation Problems ». *SIAM Journal on Numerical Analysis* 37 (4): 1053-84. <https://doi.org/10.1137/S0036142998345499>.
- . 2001. « Fictitious domains, mixed finite elements and perfectly matched layers for 2-d elastic wave propagation ». *J Comput Acoust* 9 (3): 1175-1201. <https://doi.org/10.1142/S0218396X01000966>.
- Billotte, T. 2017. « Caractérisation et modélisation des structures de solidification en soudage TIG d'alliages austénitiques ». Thèse de doctorat, Université de Lorraine. <http://www.theses.fr/2017LORR0084>.
- Binard, J, et A Chabenat. 1985. « Etude expérimentale des paramètres influençant le bain de fusion ». *Soudage et Techniques Connexes*, février 1985.
- Borel, D. 2013. « Étude numérique et expérimentale des transferts thermiques dans un plasma d'arc : Application au soudage à l'arc TIG ». Thèse de doctorat, Rouen: Université de Rouen Normandie. <https://www.theses.fr/174232934>.
- Brooks, J. A., et K. W. Mahin. 1990. « CHAPTER 2 - Solidification and Structure of Welds ». In *Materials Processing: Theory and Practices*, édité par David L. Olson, Ray Dixon, et Alan L. Liby, 8:35-78. Welding. Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B978-0-444-87427-6.50008-3>.
- Calmon, P, S Mahaut, S Chatillon, et R Raillon. 2006. « CIVA: An Expertise Platform for Simulation and Processing NDT Data ». *Ultrasonics* 44 Suppl 1 (décembre): e975-979. <https://doi.org/10.1016/j.ultras.2006.05.218>.
- Cazes, R. 2017. « Soudage à l'arc ». *Technique de L'ingénieur*. 1 mars 2017. <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/42512210-assemblage-des-materiaux-par-soudage/download/b7730/soudage-a-l-arc.html>.
- Chakraborty, N, et S Chakraborty. 2005. « Influences of Sign of Surface Tension Coefficient on Turbulent Weld Pool Convection in a Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) Process: A Comparative Study ». *Journal of Heat Transfer* 127 (8): 848-62. <https://doi.org/10.1115/1.1928913>.
- Chassignole, B. 2000. « Influence de la structure métallurgique des soudures en acier inoxydable austénitique sur le contrôle non destructif par ultrasons ». Thèse de doctorat, INSA Lyon. <http://www.theses.fr/2000ISAL0107>.
- Chassignole, B, V Duwig, M.A Ploix, P Guy, et R El Guerjouma. 2009. « Modelling the Attenuation in the ATHENA Finite Elements Code for the Ultrasonic Testing of Austenitic Stainless Steel Welds ». *Ultrasonics* 49 (8): 653-58. <https://doi.org/10.1016/j.ultras.2009.04.001>.
- Chassignole, B, D Villard, M Dubuget, J-C Baboux, et Rachid el Guerjouma. 2000. « Characterization of austenitic stainless steel welds for ultrasonic NDT ». *AIP Conference Proceedings* 509 (mai): 1325-32. <https://doi.org/10.1063/1.1307835>.
- Chen, S, G Guillemot, et C.A Gandin. 2014. « 3D coupled Cellular Automaton (CA)-Finite Element (FE) modeling for solidification grain structures in gas tungsten arc welding (GTAW) ». *ISIJ International* 54 (janvier): 401-7. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.401>.

- Chiocca, A, C Bordreuil, F Soulié, et F Deschaux-Beaume. 2018. « An Analysis of Fluid Flows and Solidification Mechanisms during GTA Welding by the Means of in Situ Observations ». *Welding in the World* 63 (2): 481-90. <https://doi.org/10.1007/s40194-018-0673-8>.
- Choo, R.T.C, et J Szekely. 1991. « The effect of gas shear stress on marangoni flows in arc welding ». *The effect of gas shear stress on marangoni flows in arc welding* 70 (9): 223-33.
- Darmon, M, S Chatillon, S. Mahaut, L Fradkin, et A Gautesen. 2008. « Simulation of Disoriented Flaws in a Tofd Technique Configuration Using Gtd Approach ». *AIP Conference Proceedings* 975 (février). <https://doi.org/10.1063/1.2902622>.
- Darmon, M, V Dorval, A. K Djakou, L Fradkin, et S Chatillon. 2016. « A System Model for Ultrasonic NDT Based on the Physical Theory of Diffraction (PTD) ». *Ultrasonics* 64: 115-27. <https://doi.org/10.1016/j.ultras.2015.08.006>.
- Darmon, M., N. Leymarie, S. Chatillon, et S. Mahaut. 2009. « Modelling of Scattering of Ultrasounds by Flaws for NDT ». In *Ultrasonic Wave Propagation in Non Homogeneous Media*, édité par Alain Leger et Marc Deschamps, 61-71. Springer Proceedings in Physics. Berlin, Heidelberg: Springer. [https://doi.org/10.1007/978-3-540-89105-5\\_6](https://doi.org/10.1007/978-3-540-89105-5_6).
- David, S.A, et J.M Vitek. 1989. « Correlation between solidification parameters and weld microstructures ». *International Materials Reviews* 34 (1): 213-45. <https://doi.org/10.1179/imr.1989.34.1.213>.
- Easterling, K. 1983. *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. Butterworths&Co (publishers) Ltd. London.
- Edelmann, X. 1986. « Manuel pour l'Examen par ultrasons des Soudures à Structure Austénitique ». *Institut International de la Soudure*, 1986.
- Evans, D.M, D Huang, J.C McClure, et A.C Nunes. 1998. « Arc efficiency of plasma arc welding ». *Welding Journal*, février, 53S-58S.
- Fan, Z, et M.J.S Lowe. 2012. « Investigation of ultrasonic array measurements to refine weld maps of austenitic steel welds ». *AIP Conference Proceedings* 1430 (1): 873-80. <https://doi.org/10.1063/1.4716316>.
- Fan, Z, A.F Mark, M.J.S Lowe, et P.J Withers. 2015. « Nonintrusive Estimation of Anisotropic Stiffness Maps of Heterogeneous Steel Welds for the Improvement of Ultrasonic Array Inspection ». *IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control* 62 (8): 1530-43. <https://doi.org/10.1109/TUFFC.2015.007018>.
- Foos, T. 2017. « TIG - Polytech Nancy - Département de Technologie ». WikiDocs, Université de Lorraine. TIG. 23 février 2017. <https://wikidocs.univ-lorraine.fr/display/esstindt/TIG>.
- Gandin, C.A, et M Rappaz. 1994. « A coupled finite element-cellular automaton model for the prediction of dendritic grain structures in solidification processes ». *Acta Metallurgica et Materialia* 42 (7): 2233-46. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)90302-6](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)90302-6).
- Gardahaut, A. 2013. « Développements d'outils de modélisation pour la propagation ultrasonore dans les soudures bimétalliques ». Thèse de doctorat, Paris 7. <http://www.theses.fr/2013PA077176>.
- Granjon, H. 2000. *Les bases métallurgiques du soudage*. 2e édition. Villepinte (90 rue des Vanesses, ZI Paris Nord II, 93420): PSA.
- Gueudré, C, L Le Marrec, M Chekroun, J Moysan, B Chassignole, et G Corneloup. 2011. « Determination of the order of passes of an austenitic weld by optimization of an inversion process of ultrasound data ». *AIP Conference Proceedings* 1335 (juin): 639-46. <https://doi.org/10.1063/1.3591910>.
- Gueudré, C, J Mailhé, M.A Ploix, G Corneloup, et B Chassignole. 2019. « Influence of the Uncertainty of Elastic Constants on the Modelling of Ultrasound Propagation through Multi-Pass Austenitic Welds. Impact on Non-Destructive Testing ». *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 171 (mars): 125-36. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2019.02.011>.
- Guillemot, G, O Desmaison, S Chen, M Bellet, et C.A Gandin. 2015. « A multi-physic CAFE approach for the simulation of grain structure development in GMAW processes ». In . Seggau, Austria.

- Heiple, C.R, et J.R Roper. 1981. « Effect of selenium on GTAW fusion zone geometry ». *Effect of selenium on GTAW fusion zone geometry*.
- — —. 1982. « Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry ». *Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry*.
- Heiple, C.R, J.R Roper, R.T Stagner, et R.J Aden. 1983. « Surface-Active Element Effects on the Shape of Gta, Laser, and Electron-Beam Welds ». *Welding Journal* 62 (3): S72-77.
- Imperiale, A, S Chatillon, M Darmon, N Leymarie, et E Demaldent. 2018. « UT simulation using a fully automated 3D hybrid model: Application to planar backwall breaking defects inspection ». *AIP Conference Proceedings* 1949 (1): 050004. <https://doi.org/10.1063/1.5031546>.
- Jadot, F. 2013. « Projet ASTRID - Lot ISIR (Instrumentation, Inspection en Service et Réparation). Fiche d'Expression des Besoins. Période AVP2 (2013-2015) ». CEA/DEN/CAD/DER/CPA AST2 AST NT CPA 217 – Indice 1.
- Key, J.F. 1980. « Anode/Cathode Geometry and Shielding Gas Interrelationships in GTAW ». *Welding Journal* 364-s (décembre).
- Kolkoori, S, R, M. U Rahman, P. K Chinta, M Ktreutzbruck, M Rethmeier, et J Prager. 2013. « Ultrasonic field profile evaluation in acoustically inhomogeneous anisotropic materials using 2D ray tracing model: Numerical and experimental comparison ». *Ultrasonics* 53 (2): 396-411. <https://doi.org/10.1016/j.ultras.2012.07.006>.
- Kou, S. 2002. *Welding Metallurgy*. 2nd Edition. Hoboken, N.J: Wiley-Blackwell.
- Kou, S, et D. K Sun. 1985. « Fluid Flow and Weld Penetration in Stationary Arc Welds ». *Metallurgical Transactions A* 16 (1): 203-13. <https://doi.org/10.1007/BF02815302>.
- Koudadje, K. 2013. « Etude expérimentale et modélisation numérique du bain de fusion en soudage TIG d'aciers ». Thèse de doctorat, Aix-Marseille. <http://www.theses.fr/2013AIXM4747>.
- Langenberg, K J, R Hannemann, T Kaczorowski, R Marklein, B Koehler, C Schurig, et F Walte. 2000. « Application of modeling techniques for ultrasonic austenitic weld inspection ». *NDT & E International* 33: 465-80. [https://doi.org/10.1016/S0963-8695\(00\)00018-9](https://doi.org/10.1016/S0963-8695(00)00018-9).
- Lienert, T, T Siewert, S Babu, et V Acoff, éd. 2011. « Fundamentals of Weld Solidification ». In *Welding Fundamentals and Processes*, 96-114. ASM International. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v06a.a0005609>.
- Lourme, H, A Gardahaut, K Jezzine, F Jenson, G Cattiaux, et T Sollier. 2013. « Simulation of ultrasonic inspection of dissimilar metal welds using ray-based approaches ». In . Cannes, France.
- Lubeigt, E, S Mensah, S Rakotonarivo, J.F Chaix, G Gobillot, et F Baqué. 2017. « Flaws detection and localization in weld structure using the topological energy method ». *AIP Conference Proceedings* 1806 (1): 090010. <https://doi.org/10.1063/1.4974654>.
- Maecker, H. 1955. « Plasmaströmungen in Lichtbögen infolge eigenmagnetischer Kompression ». *Zeitschrift für Physik* 141 (1): 198-216. <https://doi.org/10.1007/BF01327300>.
- Mahaut, S, M Darmon, S Chatillon, F Jenson, et P Calmon. 2009. « Recent advances and current trends of ultrasonic modelling in CIVA ». *Insight - Non-Destructive Testing and Condition Monitoring* 51 (février): 78-81. <https://doi.org/10.1784/insi.2009.51.2.78>.
- Mahaut, S, N Leymarie, A.S Bonnet-Ben Dhia, P Joly, J Rodriguez, T Fouquet, C Rose, et F Foucher. 2008. « Le projet MOHYCAN : modelisation hybride et couplage semi-analytique pour le CND ultrasonore ». In . Toulouse, France.
- Mark, A. F, Z Fan, F Azough, M. J. S Lowe, et P. J Withers. 2014. « Investigation of the elastic/crystallographic anisotropy of welds for improved ultrasonic inspections ». *Materials Characterization* 98 (décembre): 47-53. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.09.012>.
- Matsunawa, A, S Yokoya, T Okada, et Y Asako. 1988. « Model experiments of weld pool convection and penetration shape in TIG arc welding. » *IIW Doc. 212-707-88*, 1988.
- Matunawa, A, S Yokoya, et Y Asako. 1988. « Convection in Weld Pool and Its Effect on Penetration Shape in Stationary Arc Welds ». *Quarterly Journal of the Japan Welding Society* 6 (4): 455-62. <https://doi.org/10.2207/qjws.6.455>.
- Mills, K.C, et B.J Keene. 1990. « Factors affecting variable weld penetration ». *International Materials Reviews* 35 (1): 185-216. <https://doi.org/10.1179/095066090790323966>.

- Mills, K.C, Y Su, Z Li, et R.F Brooks. 2004. « Equations for the Calculation of the Thermo-physical Properties of Stainless Steel ». *ISIJ International* 44 (10): 1661-68.  
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1661>.
- Mishra, S., T. J. Lienert, M. Q. Johnson, et T. DebRoy. 2008. « An Experimental and Theoretical Study of Gas Tungsten Arc Welding of Stainless Steel Plates with Different Sulfur Concentrations ». *Acta Materialia* 56 (9): 2133-46. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.01.028>.
- Moysan, J, A Apfel, G Corneloup, et B Chassignole. 2003. « Modelling the grain orientation of austenitic stainless steel multipass welds to improve ultrasonic assessment of structural integrity ». *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 80 (2): 77-85.  
[https://doi.org/10.1016/S0308-0161\(03\)00024-3](https://doi.org/10.1016/S0308-0161(03)00024-3).
- Moysan, J, S.J Song, H.J Kim, B Chassignole, C Gueudré, et O Dupond. 2012. « Influence of welding passes on grain orientation – The example of a multi-pass V-weld ». *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 93-94 (mai). <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2012.02.007>.
- Murry, G. 1994. « Soudage et soudabilité métallurgique des métaux ». Text. Ref : TIP552WEB - « Mise en forme des métaux et fonderie ». 10 janvier 1994. <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/materiaux-th11/mise-en-forme-des-metaux-aspects-mecaniques-et-thermiques-42348210/soudage-et-soudabilite-metallurgique-des-metaux-m715/>.
- Nemchinsky, V.A. 1996. « The Distribution of the Electromagnetic Force in a Welding Pool ». *Journal of Physics D: Applied Physics* 29 (10): 2659–2663. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/29/10/017>.
- Nguyen, M.C. 2015. « Modélisation et simulation multiphysique du bain de fusion en soudage à l'arc TIG ». Thèse de doctorat, Aix-Marseille. <http://www.theses.fr/2015AIXM4749>.
- Nowers, O, D.J Duxbury, et B.W Drinkwater. 2016. « Ultrasonic array imaging through an anisotropic austenitic steel weld using an efficient ray-tracing algorithm ». *NDT & E International* 79 (avril): 98-108. <https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2015.12.009>.
- Ogilvy, J. A. 1985. « Computerized ultrasonic ray tracing in austenitic steel ». *NDT International* 18 (2): 67-77. [https://doi.org/10.1016/0308-9126\(85\)90100-2](https://doi.org/10.1016/0308-9126(85)90100-2).
- . 1986. « Ultrasonic Beam Profiles and Beam Propagation in an Austenitic Weld Using a Theoretical Ray Tracing Model ». *Ultrasonics* 24 (6): 337-47. [https://doi.org/10.1016/0041-624X\(86\)90005-3](https://doi.org/10.1016/0041-624X(86)90005-3).
- . 1988. « Ultrasonic Reflection Properties of Planar Defects within Austenitic Welds ». *Ultrasonics* 26 (6): 318-27. [https://doi.org/10.1016/0041-624X\(88\)90029-7](https://doi.org/10.1016/0041-624X(88)90029-7).
- Paillard, P. 2017. « TIG : soudage à l'arc sous protection gazeuse avec électrode non fusible ». 10 avril 2017. <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/42512210-assemblage-des-materiaux-par-soudage/download/bm7733/tig-soudage-a-l-arc-sous-protection-gazeuse-avec-electrode-non-fusible.html>.
- Papadakis, E.P. 1965. « Revised Grain-Scattering Formulas and Tables ». *The Journal of the Acoustical Society of America* 37 (4): 703-10. <https://doi.org/10.1121/1.1909399>.
- Parnière, P. 1979. « Analyse de la formation des textures de déformations dans les polycristaux [+ Discussions] ». *Bulletin de Minéralogie* 102 (2): 216-24.  
<https://doi.org/10.3406/bulmi.1979.7282>.
- Perry, N. 2000. « Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables ». Thèse de doctorat, Nantes: Ecole Centrale de Nantes.
- Ploix, M.A. 2006. « Etude de l'atténuation des ondes ultrasonores. Application au contrôle non destructif des soudures en acier inoxydable austénitique ». Thèse de doctorat, Lyon, INSA. <http://www.theses.fr/2006ISAL0129>.
- Ploix, M.A, P Guy, B Chassignole, J. Moysan, G Corneloup, et R El Guerjouma. 2014. « Measurement of ultrasonic scattering attenuation in austenitic stainless steel welds: Realistic input data for NDT numerical modeling ». *Ultrasonics* 54 (avril).  
<https://doi.org/10.1016/j.ultras.2014.04.005>.

- Rokhlin, S.I, et A.C Guu. 1993. « A Study of Arc Force, Pool Depression and Weld Penetration during Gas Tungsten Arc Welding ». *Welding Journal (Miami); (United States)* 72:8 (août).  
<https://www.osti.gov/biblio/6274498-study-arc-force-pool-depression-weld-penetration-during-gas-tungsten-arc-welding>.
- Rose, C, F Rupin, T Fouquet, et B Chassignole. 2014. « ATHENA 3D: A Finite Element Code for Ultrasonic Wave Propagation ». *Journal of Physics: Conference Series* 498 (avril): 012009.  
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/498/1/012009>.
- Royer, D, et E Dieulesaint. 1996. *Ondes élastiques dans les solides, Tome 1*. Enseignement de la physique. Elsevier Masson. <https://www.decitre.fr/livres/ondes-elastiques-dans-les-solides-9782225854224.html>.
- Rückert, G. 2005. « Étude de la contribution des flux activateurs en soudage A-TIG : application de la silice au soudage de différents métaux et alliages ». Thèse de doctorat, Nantes.  
<http://www.theses.fr/2005NANT2098>.
- SAF. 1995. *Soudage des aciers inoxydables*. Paris: Société Autogène Française.
- . 2012. *Guide du soudeur à l'arc*. Paris: Société Autogène Française.
- Sahoo, P, T Debroy, et M.J McNallan. 1988. « Surface Tension of Binary Metal - Surface Active Solute Systems under Conditions Relevant to Welding Metallurgy ». *Metallurgical Transactions B* 19 (3): 483-91. <https://doi.org/10.1007/BF02657748>.
- Saniie, J, T Wang, et N.M Bilgutay. 1998. « Statistical Evaluation of Backscattered Ultrasonic Grain Signals ». *The Journal of the Acoustical Society of America* 84 (1): 400.  
<https://doi.org/10.1121/1.396944>.
- Spies, M. 1994. « Elastic waves in homogeneous and layered transversely isotropic media: Plane waves and Gaussian wave packets. A general approach ». *Journal of The Acoustical Society of America* 95 (avril): 1748-60. <https://doi.org/10.1121/1.408694>.
- . 2000. « Modeling of transducer fields in inhomogeneous anisotropic materials using Gaussian beam superposition ». *NDT & E International* 33 (avril): 155-62.  
[https://doi.org/10.1016/S0963-8695\(99\)00036-5](https://doi.org/10.1016/S0963-8695(99)00036-5).
- Tanaka, M. 2004. « An introduction to physical phenomena in arc welding processes. Welding International ». Welding International.
- Tanaka, M, et J J Lowke. 2007. « Predictions of weld pool profiles using plasma physics ». *Journal of Physics D : Applied Physics*, 2007, sect. 40(1) :R1-R23,.
- Traidia, A. 2011. « Multiphysics Modelling and Numerical Simulation of GTA Weld Pools ». Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique X. <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00709055>.
- Tsai, M.C., et Sindo Kou. 1990. « Heat transfer and fluid flow in welding arcs produced by sharpened and flat electrodes ». *International Journal of Heat and Mass Transfer* 33 (octobre): 2089-98.  
[https://doi.org/10.1016/0017-9310\(90\)90111-7](https://doi.org/10.1016/0017-9310(90)90111-7).
- Tsai, Nunsian. 1983. « Heat Distribution and Weld Bead Geometry in Arc Welding ». Thèse de doctorat, Massachusetts Institute of Technology.  
<http://dspace.mit.edu/handle/1721.1/15515>.
- Vallini, A. 1968. *JOINTS SOUDES - CONTROLE, METALLURGIE, RESISTANCE*. DUNOD PARIS.
- Walker, W. 2001. « Significance of correlation in ultrasound signal processing ». *Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering* 4325 (mai).  
<https://doi.org/10.1117/12.428192>.
- Walsh, D.W, et W.F Savage. 1985. « Technical Note: Autogenous GTA Weldments—Bead Geometry Variations Due to Minor Elements ». *American Welding Society* 60-s.  
[https://app.aws.org/wj/supplement/WJ\\_1985\\_02\\_s59.pdf](https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1985_02_s59.pdf).
- Wang, Y, et H.L Tsai. 2001. « Effects of Surface Active Elements on Weld Pool Fluid Flow and Weld Penetration in Gas Metal Arc Welding ». *Metallurgical and Materials Transactions B* 32 (3): 501-15. <https://doi.org/10.1007/s11663-001-0035-5>.
- Yang, Z, et T Debroy. 1999. « Modeling macro-and microstructures of Gas-Metal-Arc Welded HSLA-100 steel ». *Metallurgical and Materials Transactions B* 30 (juin): 483-93.  
<https://doi.org/10.1007/s11663-999-0082-x>.

- Yoneyama, H. 1995. « Ultrasonic flaw detection in austenitic welds ». *Welding International* 9 (6): 494-99. <https://doi.org/10.1080/09507119509548841>.
- Zacharia, T, S.A David, J.M Vitek, et T Debroy. 1989. « Weld Pool Development during GTA and Laser Beam Welding of Type 304 Stainless Steel; Part I - Theoretical Analysis ». *Welding Journal (Miami); (USA)* 68:12 (décembre). <https://www.osti.gov/biblio/6955922-weld-pool-development-during-gta-laser-beam-welding-type-stainless-steel-part-theoretical-analysis>.
- Zhou, H, Z Han, D Du, et Y Chen. 2018. « A combined marching and minimizing ray-tracing algorithm developed for ultrasonic array imaging of austenitic welds ». *NDT & E International* 95 (avril): 45-56. <https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2018.01.008>.



## **Annexe : Macrostructures et mécanismes de solidification des maquettes Puissance, Vitesse, Fil, Balayage, Gauche Droite v1 et Gauche Droite v2**

### **Sommaire**

A.1 Maquette Puissance.....	216
A.2 Maquette Vitesse.....	217
A.3 Maquette Fil.....	218
A.4 Maquette Balayage.....	219
A.5 Maquette Gauche Droite v1.....	220
A.6 Maquette Gauche Droite v2.....	221



## A.1 Maquette Puissance

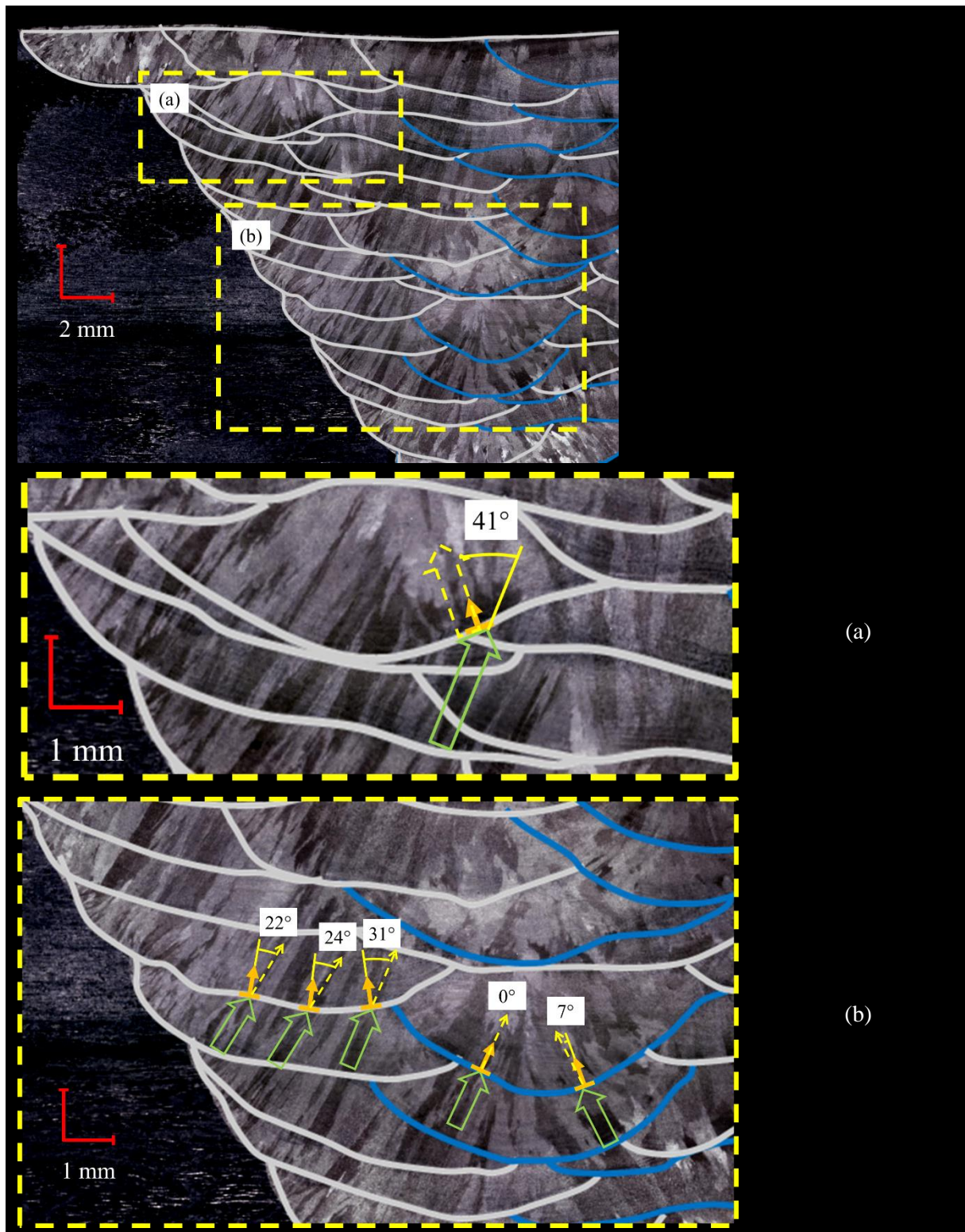


Figure A - 1 : Macrostructure de la maquette Puissance, analyse des mécanismes de croissance des grains au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (a) et au sein de la soudure (b).

## A.2 Maquette Vitesse

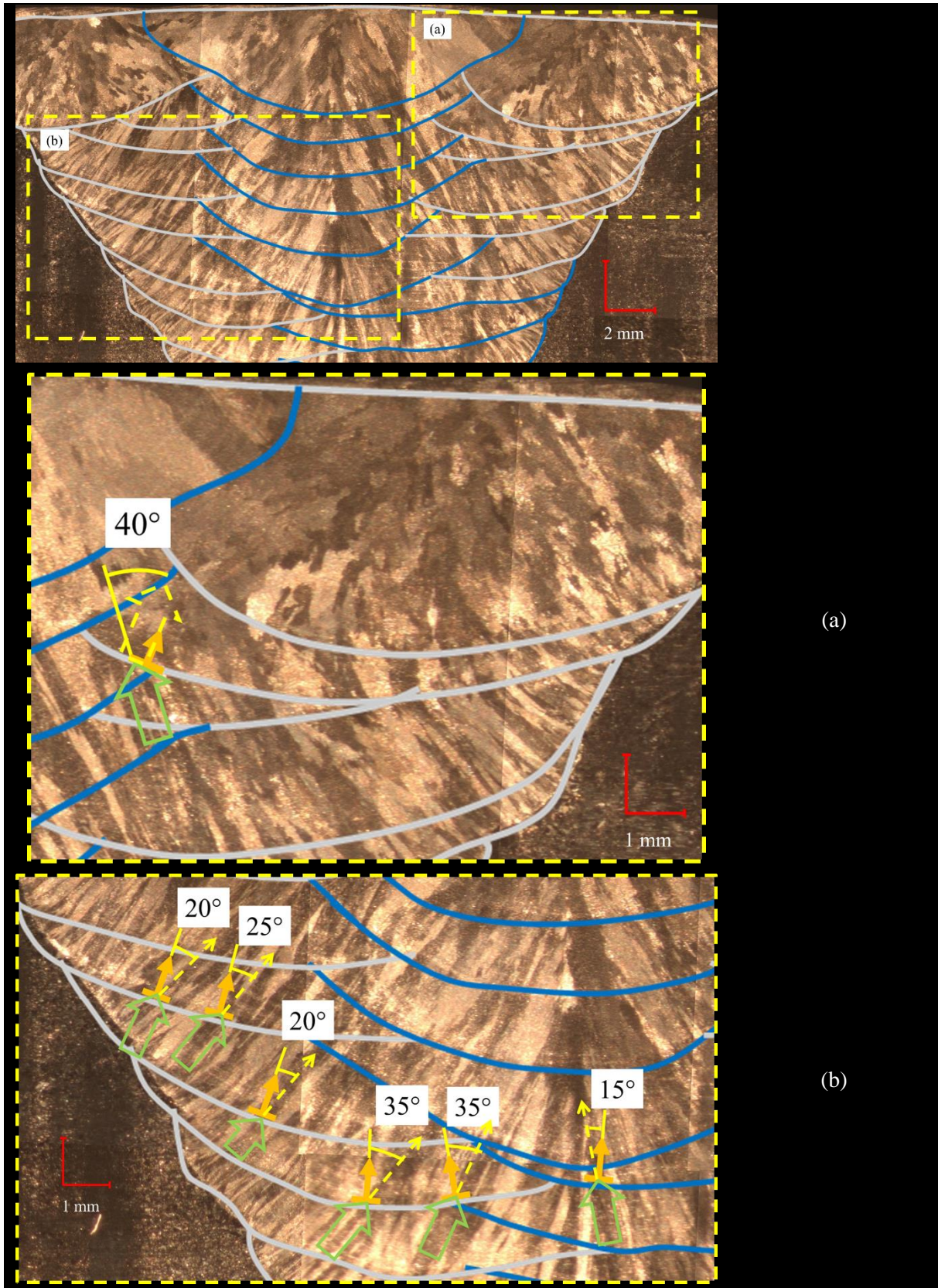


Figure A - 2 : Macrostructure de la maquette Vitesse, analyse des mécanismes de croissance des grains au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (a) et au sein de la soudure (b).

## A.3 Maquette Fil

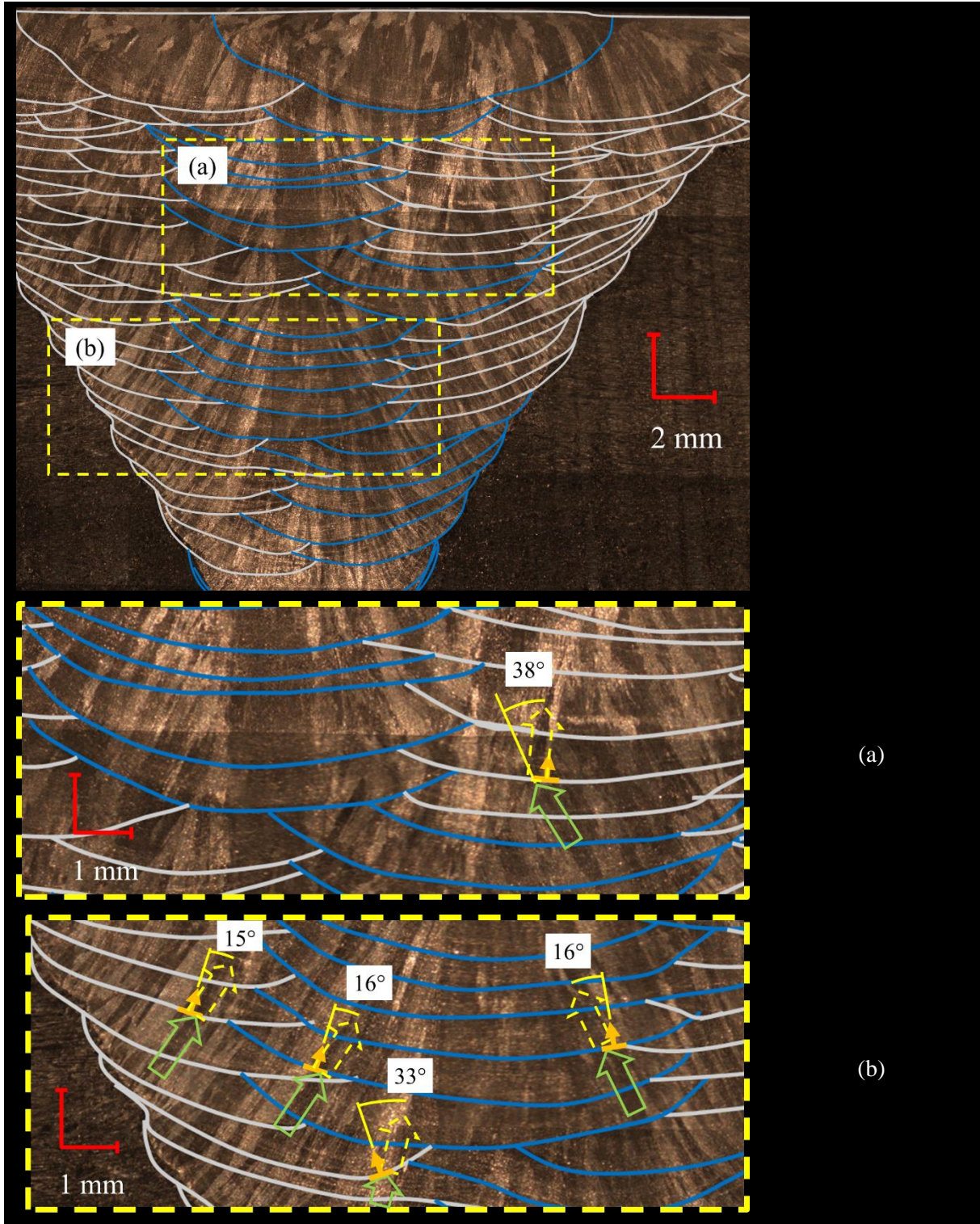


Figure A - 3 : Macrostructure de la maquette Fil, analyse des mécanismes de croissance des grains au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (a) et au sein de la soudure (b).

## A.4 Maquette Balayage

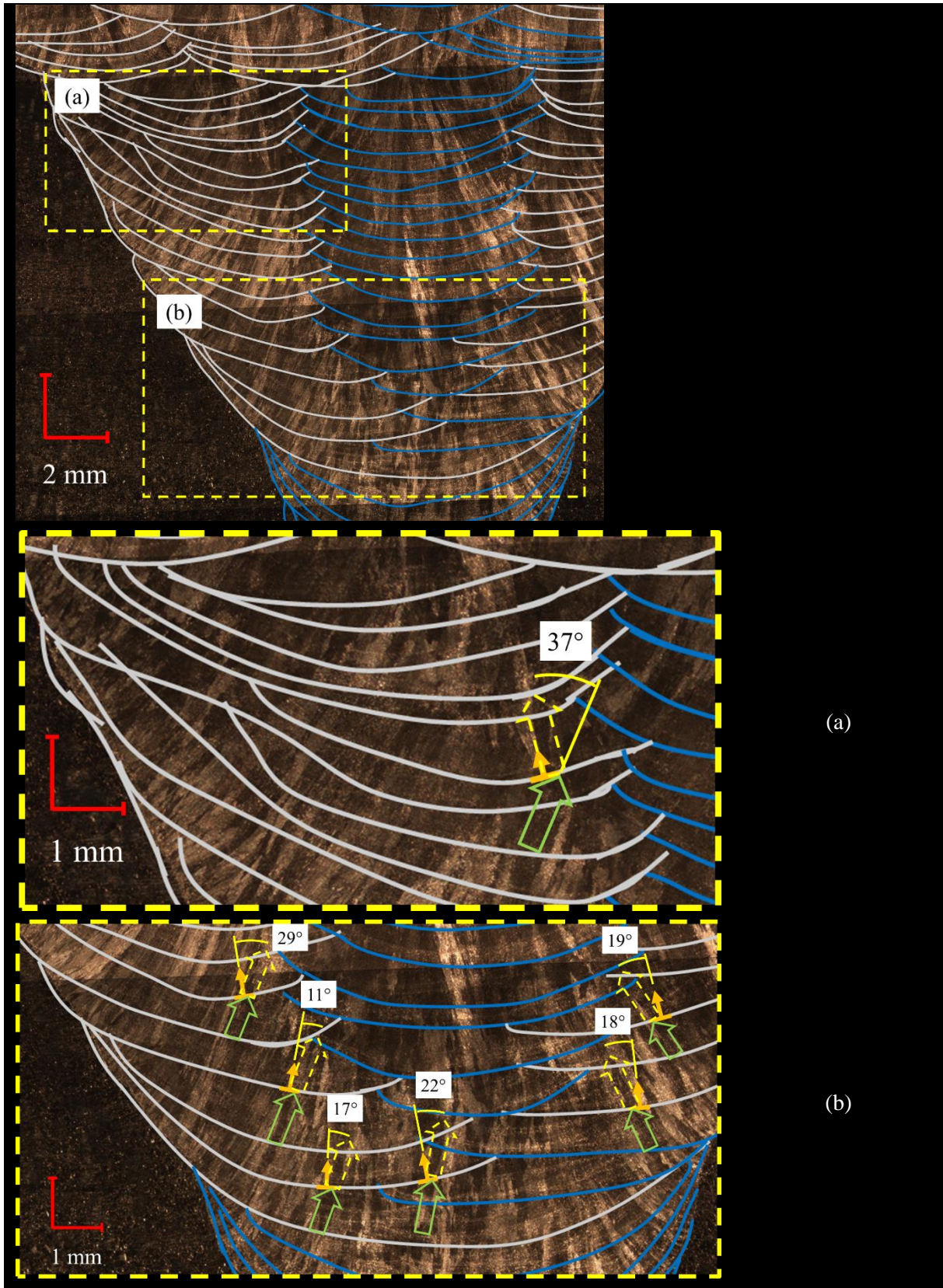


Figure A - 4 : Macrostructure de la maquette Balayage, analyse des mécanismes de croissance des grains au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (a) et au sein de la soudure (b).

## A.5 Maquette Gauche Droite v1

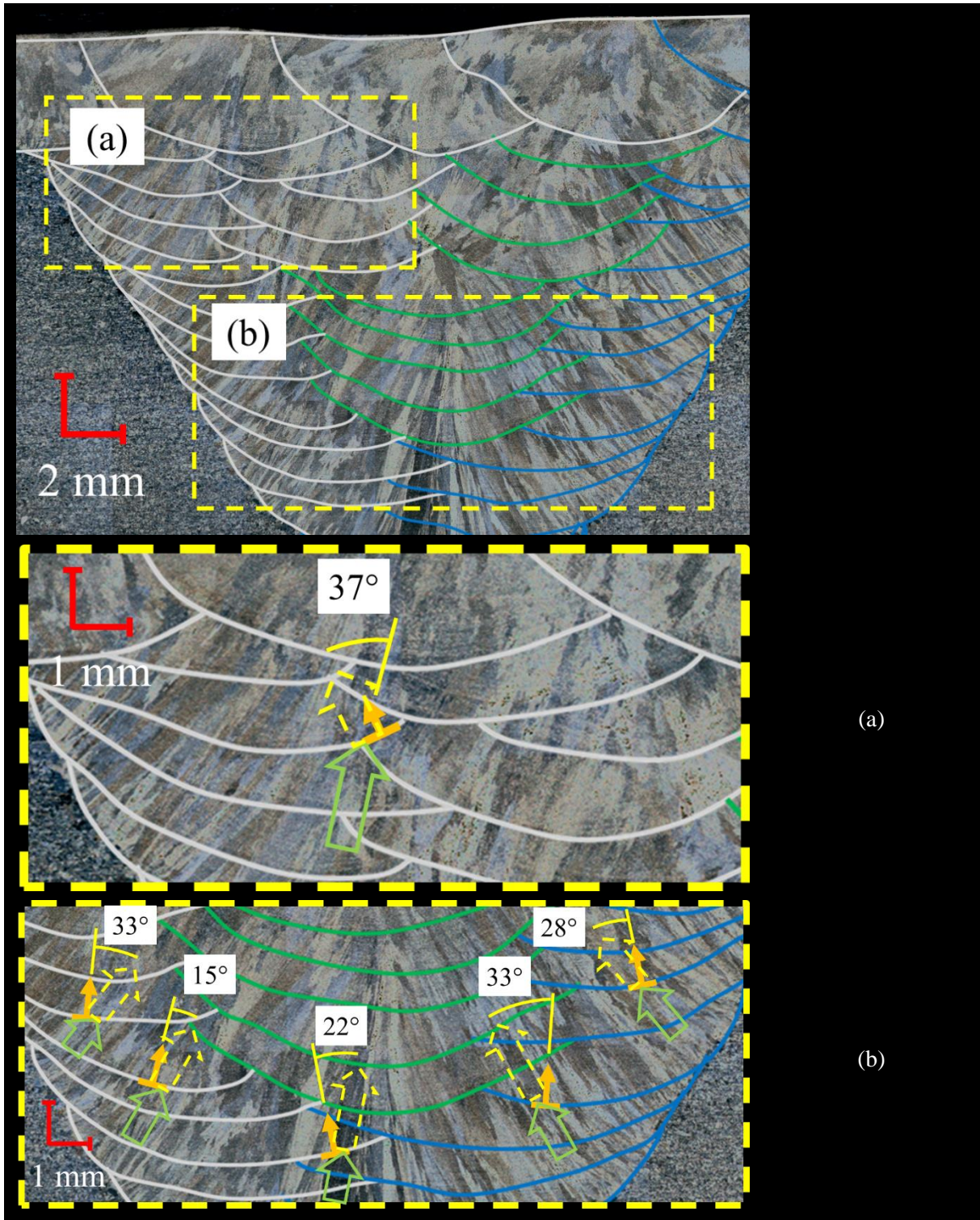


Figure A - 5 : Macrostructure de la maquette Gauche Droite v1, analyse des mécanismes de croissance des grains au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (a) et au sein de la soudure (b).

## A.6 Maquette Gauche Droite v2

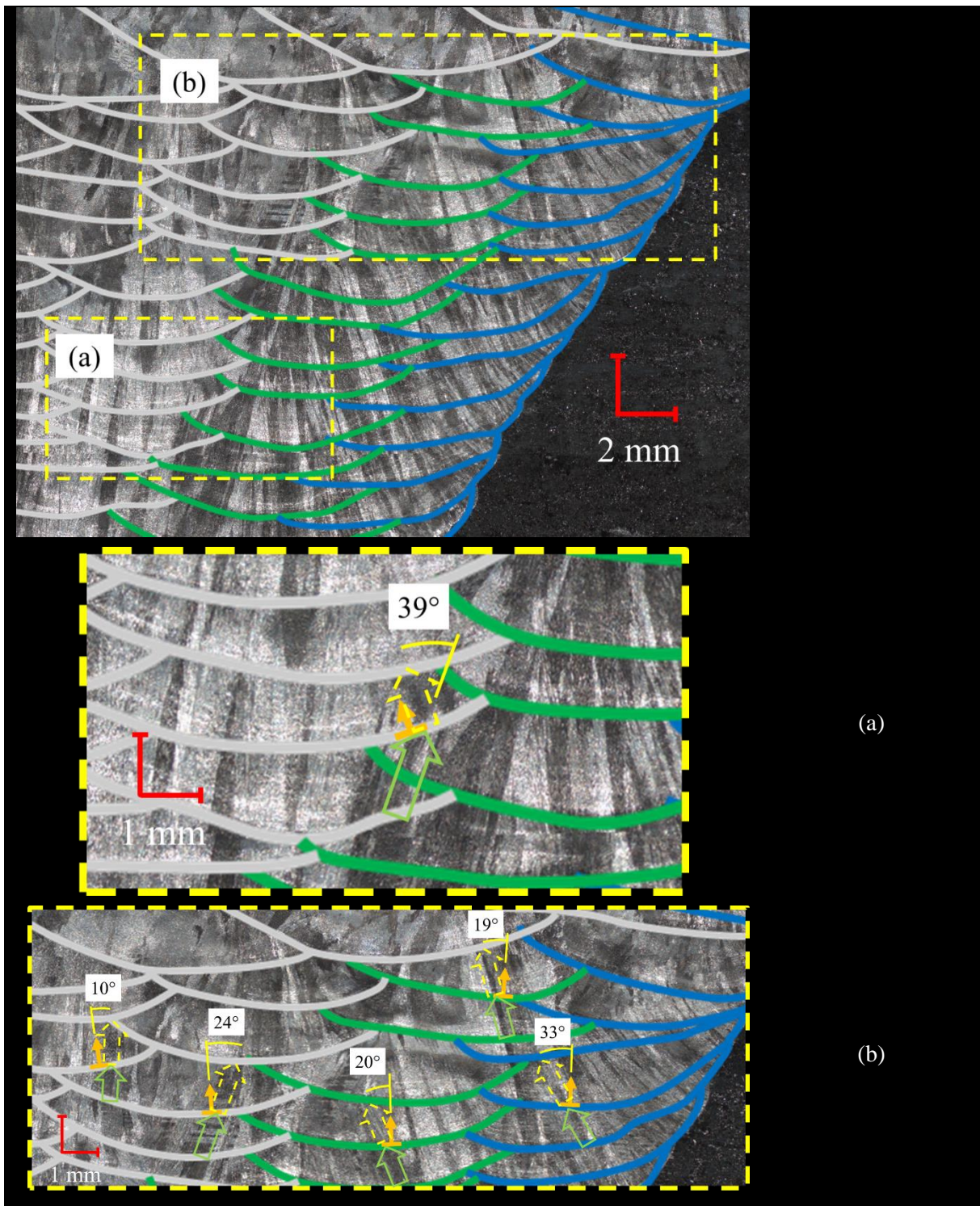


Figure A - 6 : Macrostructure de la maquette Gauche Droite v2, analyse des mécanismes de croissance des grains au niveau de la refusion d'une passe sur une autre (a) et au sein de la soudure (b).

# Modélisation de la macrostructure de soudures TIG épaisses multipasses en acier inoxydable austénitique.

## Application aux contrôles ultrasonores de soudures du circuit primaire des RNR-Na

**Résumé** - Le contrôle non destructif par ultrasons des soudures épaisses en acier inoxydable austénitique multipasses est complexe car la macrostructure de ces soudures est à la fois anisotrope et hétérogène : la propagation du faisceau ultrasonore est altérée (déviation, division, atténuation, ...), faussant le diagnostic. Pour fiabiliser le diagnostic, la modélisation de la propagation des ondes ultrasonores est requise. Pour cela, la description de la macrostructure (en particulier la direction des grains) est nécessaire. Elle peut être obtenue directement sur une macrographie, mais cela conduit à une analyse destructive de la soudure. Une autre solution consiste à modéliser la macrostructure en utilisant des données facilement disponibles, comme le cahier de soudage. Depuis les années 2000, le LMA, EDF et Naval Group ont développé le modèle MINA-EE afin de prédire la macrostructure, dans le plan transversal à la direction de soudage, des soudures multipasses fabriquées selon le procédé de soudage à l'électrode enrobée (EE). MINA-EE constitue un modèle 2D phénoménologique de la croissance de grains, qui se base sur l'idée que la solidification dans les soudures est totalement déterministe.

L'objectif du travail de thèse est de développer un nouveau modèle nommé MINA-TIG basé sur la philosophie de MINA-EE, pour les soudures fabriquées avec le procédé Tungsten Inert Gas (TIG).

La particularité du modèle MINA-TIG est que les paramètres d'entrée phénoménologiques sont obtenus à partir des informations du cahier de soudage et de mesures effectuées sur des lignes de soudage. Le calcul des directions du gradient thermique au sein d'une seule passe est établi à l'aide d'analyse de la macrostructure des lignes de soudage. Puis, la prise en compte de l'effet de la position de la passe dans le chanfrein est modélisée par un calcul de conduction thermique. La connaissance des directions locales du gradient thermique permet alors de calculer les directions de croissance des grains, en se basant également sur les observations des coupes macrographiques et sur la connaissance théorique de la croissance du grain (prise en compte et de la croissance par épitaxie sélective). Enfin, la pertinence du modèle est évaluée en deux étapes. La première correspond à un niveau de validation intermédiaire, pour lequel nous comparons d'une part les macrostructures réelles à celles modélisées, et d'autre part les résultats de propagation ultrasonore simulés à partir des macrostructures réelles et modélisées. La configuration testée est en immersion, en mode transmission et en incidence normale. La deuxième étape de la validation du modèle correspondant à la validation finale, où nous comparons les résultats de propagation ultrasonore simulés aux résultats expérimentaux mesurés. Une bonne concordance est observée, permettant de valider que le modèle MINA-TIG 2D prédit correctement les effets de déviation et de division du faisceau ultrasonore. L'intérêt du passage à un modèle 3D est discuté.

**Mots clés** : soudures TIG multipasses, acier inoxydable austénitique, modélisation de la macrostructure, croissance de grain, ultrasons, CND.

---

## Macrostructure modelling of thick austenitic stainless steel multipass GTAW welds.

### Application to ultrasonic testing of SFR primary circuit welds

**Abstract** - The non-destructive ultrasonic testing of thick multipass austenitic stainless steel welds is complex because the macrostructure of these welds is both anisotropic and heterogeneous: the propagation of the ultrasonic beam is altered (deviation, splitting, attenuation, etc.), distorting the diagnosis. In order to make the diagnosis more reliable, modelling of the propagation of the ultrasonic waves is required. For this, the description of the macrostructure (particularly grain directions) is necessary, which can be obtained directly on a macrograph, but leading to a destructive analysis of the weld. Another solution is to model the macrostructure using readily available data, such as the welding notebook. Since the 2000s, the LMA, EDF and Naval Group have developed the MINA-EE model in order to predict the macrostructure of multipass welds manufactured using the Shielded Metal Arc Welding process. MINA-EE is a phenomenological 2D model of grain growth, which is based on the concept that solidification in welds is totally deterministic.

The aim of the thesis work is to develop a new model named MINA-TIG based on the same philosophy as MINA-EE, for welds manufactured with the Tungsten Inert Gas (TIG) (or GTAW) process.

The particularity of the MINA-TIG model is that the phenomenological input parameters are obtained from welding notebook data and measurements performed on beads on plate. The calculation of the directions of the thermal gradient within a single pass is established by analyzing the macrostructure of the beads on plate. The effect of the position of the pass in the chamfer is next modelled by a heat conduction calculation. The knowledge of the local thermal gradient then allows the calculation of the grain growth directions, based also on the observations of the macrographs and on the theoretical knowledge of grain growth (epitaxy and selective growth are taken into account).

Finally, the relevance of the model is evaluated in two steps. The first one corresponds to an intermediate level of validation, for which we compare, on the one hand, the real macrostructures to the modelled ones, and, on the other hand, the ultrasonic propagation results simulated through the real and modelled macrostructures. The tested configuration is in immersion, in transmission mode and in normal incidence. The second step of the model validation corresponds to the final validation, for which we compare the simulated ultrasonic propagation results with the experimental. A good agreement is observed, allowing to validate that MINA-TIG 2D model correctly predicts the effects of deviation and splitting of the ultrasonic beam. The interest of the transition to a 3D model is discussed.

**Keywords**: GTAW multipass weld, austenitic stainless steel, macrostructure modelling, grain growth, ultrasound, NDT.