



NNT : 2014 EMSE 0768

THÈSE

présentée par

Amèvi TONGNE

pour obtenir le grade de

Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE ET NUMÉRIQUE DU SOUDAGE FSW (FRICTION STIR  
WELDING) :

ANALYSE MICROSTRUCTURALE ET MODÉLISATION THERMOMÉCANIQUE DES  
CONDITIONS DE CONTACT OUTIL/MATIÈRE TRANSITOIRES.

soutenue à Saint-Etienne, le 03 Décembre 2014

Membres du jury

Président :	Abdellatif IMAD	Professeur, Polytech, Lille
Rapporteurs :	Ali TOURABI	HDR, UJF, Grenoble
	Régis BIGOT	Professeur, ENSAM, Metz
Examineur :	Mohammad JAHAZI	Professeur, ÉTS, Montréal/CANADA
Directeur de thèse :	Christophe DESRAYAUD	Professeur, ENSM-SE, Saint-Etienne
Co-Directeur de thèse :	Éric FEULVARCH	MCF-HDR, ENISE, Saint-Etienne

Spécialités doctorales	Responsables :	Spécialités doctorales	Responsables
SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX	K. Wolski Directeur de recherche	MATHEMATIQUES APPLIQUEES	O. Roustant, Maitre-assistant
MECANIQUE ET INGENIERIE	S. Drapier, professeur	INFORMATIQUE	O. Boissier, Professeur
GENIE DES PROCEDES	F. Gruy, Maitre de recherche	IMAGE, VISION, SIGNAL	JC. Pinoli, Professeur
SCIENCES DE LA TERRE	B. Guy, Directeur de recherche	GENIE INDUSTRIEL	A. Dolgui, Professeur
SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT	D. Graillot, Directeur de recherche	MICROELECTRONIQUE	S. Dauzere Peres, Professeur

**EMSE : Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)**

ABSI	Nabil	CR		CMP
AVRIL	Stéphane	PR2	Mécanique et ingénierie	CIS
BALBO	Flavien	PR2		FAYOL
BASSEREAU	Jean-François	PR		SMS
BATTON-HUBERT	Mireille	PR2	Sciences et génie de l'environnement	FAYOL
BERGER DOUCE	Sandrine	PR2		FAYOL
BERNACHE-ASSOLLANT	Didier	PR0	Génie des Procédés	CIS
BIGOT	Jean Pierre	MR(DR2)	Génie des Procédés	SPIN
BILAL	Essaid	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BOISSIER	Olivier	PR1	Informatique	FAYOL
BORBELY	Andras	MR(DR2)	Sciences et génie des matériaux	SMS
BOUCHER	Xavier	PR2	Génie Industriel	FAYOL
BRODHAG	Christian	DR	Sciences et génie de l'environnement	FAYOL
BRUCHON	Julien	MA(MDC)	Mécanique et ingénierie	SMS
BURLAT	Patrick	PR2	Génie Industriel	FAYOL
COURNIL	Michel	PR0	Génie des Procédés	DIR
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences et génie des matériaux	SMS
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR1	Génie Industriel	CMP
DEBAYLE	Johan	CR	Image Vision Signal	CIS
DELAFOSSSE	David	PR1	Sciences et génie des matériaux	SMS
DESTRAYAUD	Christophe	PR2	Mécanique et ingénierie	SMS
DOLGUI	Alexandre	PR0	Génie Industriel	FAYOL
DRAPIER	Sylvain	PR1	Mécanique et ingénierie	SMS
FEILLET	Dominique	PR2	Génie Industriel	CMP
FEVOTTE	Gilles	PR1	Génie des Procédés	SPIN
FRACZKIEWICZ	Anna	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
GARCIA	Daniel	MR(DR2)	Génie des Procédés	SPIN
GERINGER	Jean	MA(MDC)	Sciences et génie des matériaux	CIS
GOEURIOT	Dominique	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences et génie de l'environnement	SPIN
GROSSEAU	Philippe	DR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	PR1	Génie des Procédés	SPIN
GUY	Bernard	DR	Sciences de la Terre	SPIN
HAN	Woo-Suck	CR	Mécanique et ingénierie	SMS
HERRI	Jean Michel	PR1	Génie des Procédés	SPIN
KERMOUCHE	Guillaume	PR2	Mécanique et Ingénierie	SMS
KLOCKER	Helmut	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
LAFORREST	Valérie	MR(DR2)	Sciences et génie de l'environnement	FAYOL
LERICHE	Rodolphe	CR	Mécanique et ingénierie	FAYOL
LI	Jean-Michel		Microélectronique	CMP
MALLIARAS	Georges	PR1	Microélectronique	CMP
MOLIMARD	Jérôme	PR2	Mécanique et ingénierie	CIS
MONTHEILLET	Frank	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
MOUTTE	Jacques	CR	Génie des Procédés	SPIN
NEUBERT	Gilles			FAYOL
NIKOLOVSKI	Jean-Pierre			CMP
NORTIER	Patrice	PR1		SPIN
PIJOLAT	Christophe	PR0	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Michèle	PR1	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Jean Charles	PR0	Image Vision Signal	CIS
POURCHEZ	Jérémy	CR	Génie des Procédés	CIS
ROBISSON	Bruno			CMP
ROUSSY	Agnès	MA(MDC)		CMP
ROUSTANT	Olivier	MA(MDC)		FAYOL
ROUX	Christian	PR		CIS
STOLARZ	Jacques	CR	Sciences et génie des matériaux	SMS
TRIA	Assia	Ingénieur de recherche	Microélectronique	CMP
VALDIVIESO	François	MA(MDC)	Sciences et génie des matériaux	SMS
VIRICELLE	Jean Paul	MR(DR2)	Génie des Procédés	SPIN
WOLSKI	Krzystof	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR1	Génie industriel	CIS
YUGMA	Gallian	CR	Génie industriel	CMP

**ENISE : Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)**

BERGHEAU	Jean-Michel	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
BERTRAND	Philippe	MCF	Génie des procédés	ENISE
DUBUJET	Philippe	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
FEULVARCH	Eric	MCF	Mécanique et Ingénierie	ENISE
FORTUNIER	Roland	PR	Sciences et Génie des matériaux	ENISE
GUSSAROV	Andrey	Enseignant contractuel	Génie des procédés	ENISE
HAMDI	Hédi	MCF	Mécanique et Ingénierie	ENISE
LYONNET	Patrick	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
RECH	Joël	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
SMUROV	Igor	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
TOSCANO	Rosario	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
ZAHOUANI	Hassan	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE

# Remerciements

Vous avez de près ou de loin contribué à l'achèvement de ce projet grâce à votre chaleur humaine, à votre professionnalisme et à l'intérêt que vous avez manifesté pour répondre à mes besoins.

Je voudrais m'adresser :

Aux membres du jury pour leurs remarques et suggestions qui m'ont aidé à améliorer ce document.

A mon directeur de Thèse Christophe Desrayaud pour ses interventions remarquables pendant mes périodes de questionnement professionnels ou non et pour la confiance qu'il a placée en moi en m'acceptant sur ce projet d'une richesse expérimentale et numérique importante. Sa sympathie, son humilité et ses conseils ne m'ont fait que progresser scientifiquement et socialement.

A mon codirecteur de thèse Eric Feulvarch pour ses propositions et sa contribution dans les démarches administratives pour l'exécution des essais de soudage.

A mon encadrant de stage de mobilité internationale Mohammad Jahazi de m'avoir accueilli pendant six mois à Montréal. Je n'oublierai pas non plus sa grosse contribution pour l'interprétation des résultats expérimentaux de ma thèse de même que ses épaullements pour les rédactions en anglais.

Aux ingénieurs et techniciens du pôle productique de l'ENISE, notamment, Florian Dumont et Christophe Claudin pour leurs aides à la mise en place et à l'exécution des essais de soudage.

A Gilles Blanc de m'avoir épaulé pour les analyses métallographiques et aux ingénieurs et techniciens informaticiens comme mécaniciens de LGF, notamment, Olivier Breuil et Thierry Louvancourt pour leurs rapides interventions pendant les pannes informatiques, Gilles Chauve, Marc Robert et Bernard Allirand pour leurs aides à la préparation des plaques et outils de soudage.

A Industeel pour nous avoir fourni la matière ayant servi à la fabrication des outils filetés.



# Table des matières

<b>Introduction générale</b>	<b>1</b>
<b>1 Littérature du soudage FSW</b>	<b>5</b>
Introduction . . . . .	6
1.1 Les caractéristiques du procédé . . . . .	6
1.1.1 Principe . . . . .	6
1.1.2 Avantages et inconvénients . . . . .	8
1.1.3 Les applications industrielles du soudage FSW . . . . .	9
1.1.4 Écoulement de matière pendant le procédé . . . . .	12
1.1.5 Aspects thermiques du procédé : estimation de l'échauffement . . . . .	18
1.1.6 Aspects mécaniques du procédé : estimation des efforts de réaction . . . . .	20
1.2 Caractéristiques des joints . . . . .	21
1.2.1 Microstructure . . . . .	21
1.2.2 Interprétation de l'écoulement la matière par l'analyse de la micro- structure des joints . . . . .	25
1.2.3 Résistance à la rupture des joints FSW . . . . .	33
1.3 Modélisation du procédé FSW . . . . .	36
1.3.1 Modélisation mécanique . . . . .	36
1.3.2 Modélisation thermique . . . . .	46
1.3.3 Prédiction des caractéristiques du joint . . . . .	51
Conclusion . . . . .	53
<b>2 Études expérimentales</b>	<b>55</b>
Introduction . . . . .	56
2.1 Protocole expérimental . . . . .	56

2.1.1	Matériau de base . . . . .	56
2.1.2	Outils de soudage . . . . .	57
2.1.3	Machine de soudage . . . . .	59
2.1.4	Essais réalisés . . . . .	60
2.2	Résultats . . . . .	61
2.2.1	analyses in-situ . . . . .	61
2.2.2	Microstructure des soudures . . . . .	69
2.2.3	Sensibilité de la microstructure aux paramètres de soudage . . . . .	86
	Conclusion . . . . .	93
<b>3</b>	<b>Modélisation</b>	<b>95</b>
	Introduction . . . . .	96
3.1	Modélisation de la cinématique (mécanique) du procédé FSW . . . . .	97
3.1.1	Identification des variables mécaniques . . . . .	97
3.1.2	Évaluation des variables mécaniques . . . . .	100
3.1.3	Évaluation du champ de vitesse global postulé . . . . .	106
3.2	Modélisation numérique du soudage FSW en thermofluide . . . . .	111
3.2.1	Conditions aux limites thermiques . . . . .	111
3.2.2	Discretisation spatiale et temporelle . . . . .	113
3.2.3	Simulation numérique . . . . .	116
3.2.4	Histoire thermomécanique des zones soudées . . . . .	130
	Conclusion . . . . .	131
<b>4</b>	<b>Corrélation du modèle aux résultats expérimentaux</b>	<b>133</b>
	Introduction . . . . .	134
4.1	Adaptation de l'outil cylindrique à l'outil trigone expérimental . . . . .	135
4.2	Modélisation de l'outil trigone . . . . .	136
4.2.1	Profils de l'outil . . . . .	136
4.2.2	Interaction outil/matière . . . . .	137
	Conclusion . . . . .	141
	<b>Conclusion et perspectives</b>	<b>143</b>
	<b>Bibliographie</b>	<b>159</b>





# Table des figures

1.1	Le procédé de soudage FSW en trois étapes. . . . .	7
1.2	Les gammes d'outil de soudage FSW. . . . .	7
1.3	Comparaison de la distorsion causée par le soudage FSW à celle causée par le soudage à l'arc sur des plaques d'aluminium de 5 mm d'épaisseur (Cazes [2003]). . . . .	9
1.4	Types de soudages effectués par FSW (Cazes [2003]). . . . .	9
1.5	Panneau de fuselage soudé par FSW sur Eclipse 500. . . . .	10
1.6	Visualisation des flux de matière à travers un joint soudé entre une tôle en alliage d'aluminium 2024 (blanche) et une tôle en alliage d'aluminium 6061(noire) (LI et al. [1999]). . . . .	12
1.7	Schéma de la technique de marqueur en billes d'acier utilisée par Colligan [1999]. . . . .	13
1.8	Observation de l'empreinte de l'outil dans la matière après la technique "stop action"(Colligan [1999]). . . . .	15
1.9	Observation de l'empreinte de l'outil dans la matière après la technique de "stop action" (Chen and Cui [2008]). . . . .	15
1.10	Méthode utilisée par Schneider and Jr [2002] pour analyser l'écoulement de la matière pendant le soudage FSW. . . . .	16
1.11	Mécanisme de formation des couches de matière observé par Gratecap et al. [2011]. . . . .	17
1.12	Observation d'un cordon d'alliage d'aluminium 6061-T6 montrant deux lobes de matière dans le cordon (Gratecap et al. [2011]). . . . .	18
1.13	Écoulement de la matière pendant le soudage FSW (Heurtier et al. [2006]).	18
1.14	Outil instrumenté pour la mesure de la température (Jemal et al. [2011]). .	19

1.15	Analyse au microscope optique d'un joint en AA2024-T351 après oxydation anodique (Genevois and Deschamps [2004]). . . . .	22
1.16	Mécanisme de formation des "onion rings". . . . .	23
1.17	Analyse au microscope optique d'un joint en AA2024-T351 après attaque anodique (Genevois and Deschamps [2004]). . . . .	25
1.18	Profil de microdureté pour des alliages d'aluminium différents à durcissement par écrouissage (a) 1050-O, (b) 5083-O et par précipitation (c) 6061-T6, (d) 7075-T6 (Uematsu et al. [2009]). . . . .	25
1.19	Coupe transversale du cordon de soudure sur une tôle d'alliage 2024 de 3mm d'épaisseur (Zhang et al. [2013]). . . . .	27
1.20	"Kissing bonds" montrant la distorsion de l'interface des plaques assemblées (Xu and Deng [2008]). . . . .	27
1.21	Effet de l'écoulement de matière proche de l'interface de deux plaques différentes en fonction de la position transversale de l'interface des plaques (Chung et al. [2011]). . . . .	28
1.22	Identification d'un entrainement en rotation de la matière au pied et en hauteur de la soudure (Gratecap et al. [2011]). . . . .	29
1.23	Coupe horizontale de la structure en bandes en électron secondaire (Sutton et al. [2002]). . . . .	30
1.24	Évolution de la structure en bandes en fonction des vitesses de soudage (Yang et al. [2004]). . . . .	30
1.25	Mesure de champ de déformation montrant les bandes fortement déformées (HSB) et les bandes faiblement déformées (LSB) (Sutton et al. [2004]). . .	31
1.26	Diminution du défaut de vide en fonction de la force de soudage (pilotage en force)(Kumar and Kailas [2008]). . . . .	32
1.27	Trajectoire de fissuration d'un cordon FSW sous chargement mixed-mode, $\phi = 60^\circ$ (Sutton et al. [2002]). . . . .	35
1.28	Couplage thermique, mécanique et métallurgique du procédé FSW (Jacquin and Desrayaud [2009]). . . . .	37
1.29	Utilisation d'une formulation ALE pour modéliser l'écoulement plastique du matériau et l'apparition de défauts de soudure (Schmidt and Hattel [2005a]).	41

1.30	Élément bulle P1+/P1 dans le repère de référence $(\xi, \eta, \zeta)$ : (a) élément triangle; (b) élément tétraèdre. . . . .	45
2.1	Microstructure de l'alliage 6082-T6. . . . .	58
2.2	Outils de soudage. . . . .	58
2.3	Montage de soudage FSW. . . . .	59
2.4	Représentation des différentes configurations de vitesse (outil trigone) : en rouge les essais antérieurs et en bleu les nouveaux essais. . . . .	60
2.5	Comparaisons des efforts enregistrés par les deux systèmes d'acquisition. . . . .	62
2.6	Efforts générés par les outils filetés pendant toutes les phases de soudage. . . . .	63
2.7	Observation de la variation périodique des efforts de soudage ( $F_z$ ) pour différents couples vitesse de rotation (tr/min) et vitesse d'avance (mm/min). . . . .	64
2.8	Comparaison des efforts générés par les différents outils sur les trois axes ( $x$ , $y$ et $z$ ). Même vitesses de soudage (2000tr/min – 100mm/min). . . . .	66
2.9	Puissance de soudage enregistrée par la machine pour différents réglages vitesse de rotation (tr/min) par rapport à la vitesse d'avance (mm/min). . . . .	67
2.10	Température enregistrée par les thermocouples. . . . .	68
2.11	Température enregistrée par les thermocouples pour un outil fileté (essai à 2000tr/min-100mm/min). . . . .	69
2.12	Désignation des plans d'analyse. . . . .	70
2.13	Différentes qualités de la soudure observées dans la tranche (plan (yz)). . . . .	72
2.14	Différentes qualités de la soudure observées dans la coupe longitudinale. . . . .	73
2.15	Différence microstructurale du cordon dans l'épaisseur. . . . .	74
2.16	Les éléments de la microstructure observés dans la coupe transversale. . . . .	75
2.17	"Kissing bond" épousant le profil de la zone sombre dans la section longitudinale du cordon. . . . .	78
2.18	Microstructure d'un échantillon soudé à 2000tr/min-500 mm/min montrant les "onion rings" dans le plan (yz) et la structure en bandes dans les plans (xy) et (zx). . . . .	79
2.19	Correspondance de l'analyse CID à la structure en bandes observée au microscope optique. . . . .	80

2.20	Distinction de la Zone de la Structure en Bandes (ZSB) et de la Zone Sans Structure en Bandes (ZSSB).	81
2.21	Mise en évidence d'une structure en bandes dans la ZSSB.	81
2.22	Observation de la ZSB et de la ZSSB en début de soudage.	82
2.23	Observation d'un écoulement vertical de la matière.	83
2.24	Mise en évidence du mécanisme de création de défaut de vide.	85
2.25	Structure en bandes en accord avec l'orientation cristallographique dans la coupe longitudinale au pied de la soudure.	85
2.26	Effet des "onion rings" sur la qualité de la soudure (image loupe binoculaire).	88
2.27	Microstructure des joints soudés à la vitesse de rotation $1750tr/min$ à gauche et $2000tr/min$ à droite.	90
2.28	Microstructure des joints soudés à la vitesse d'avance de $300mm/min$ .	91
2.29	Limites des vitesses de soudage pour une meilleure qualité de soudure.	92
3.1	Schéma du processus des modélisations.	97
3.2	Représentation schématique des champs de vitesse.	100
3.3	Évolution du champ de circulation (m/s) pendant une rotation complète de l'outil.	101
3.4	Technique de construction des lignes d'écoulement	102
3.5	Vitesse de déformation maximale ( $s^{-1}$ ) basée sur le champ de vitesse de Jacquin et al. [2011].	102
3.6	Outil sans épaulement animé d'un simple mouvement d'avance dans la plasticité (Gratecap et al. [2007]).	103
3.7	Champ de circulation (m/s) correspondant à (a) un dépôt de matière derrière l'outil (b) un enlèvement de matière devant l'outil.	104
3.8	Vitesse de déformation maximale ( $s^{-1}$ ).	105
3.9	Déformation cumulée ().	105
3.10	Vitesse de déformation maximale de chaque particule pour un cylindre animé d'un simple mouvement d'avance ( $s^{-1}$ ).	108
3.11	Observation de l'évolution périodique de $c_{ep}$ et par voie de conséquence la circulation sur trois tours de l'outil.	109

3.12	Effet de l'augmentation du minimum du champ de circulation sur la vitesse de déformation maximale de chaque particule ( $s^{-1}$ ). . . . .	110
3.13	Définition des limites du domaine. . . . .	112
3.14	Évolution de la température ( $^{\circ}C$ ) par rapport aux vitesses de soudage (vitesse de rotation - vitesse d'avance) pour le modèle de Jacquin et al. [2011] ((a)–(c)) et pour le modèle test ((d)–(f)). . . . .	118
3.15	Température moyenne dans la zone en dessous de l'épaulement. . . . .	119
3.16	Champ de température ( $^{\circ}C$ ). . . . .	120
3.17	Évolution de la température le long de l'axe ( $x$ ) pour différentes tailles de maillage . . . . .	121
3.18	Évolution en fonction de la taille du maillage de (a) la température (b) la mass flow rate et (c) le temps de calcul (CPU). . . . .	122
3.19	Champ de température ( $^{\circ}C$ ) pour différents maillages. . . . .	124
3.20	Histoire thermique d'un nœud en arrière du pion en utilisant un incrément de temps automatique. . . . .	126
3.21	Histoire thermique d'un nœud en arrière du pion en utilisant un incrément de temps fixé à 0.02s. . . . .	126
3.22	Évolution thermique pour le modèle test périodique au niveau du nœud précédemment choisi. . . . .	128
3.23	Comparaison des champs de température ( $^{\circ}C$ ). . . . .	129
3.24	Résultat de la vitesse de déformation maximale ( $s^{-1}$ ) atteinte par chaque particule dans la zone sélectionnée. . . . .	131
3.25	Température maximale atteinte par chaque particule de la zone sélectionnée. . . . .	131
4.1	Adaptation de l'outil cylindrique à l'outil trigone. . . . .	135
4.2	Comparaison entre le modèle et les résultats expérimentaux. . . . .	136
4.3	Évolution de $r_p$ en fonction de l'angle $\theta_{pp}$ . . . . .	137
4.4	Observation de la position des pointes de l'outil dans l'histoire. . . . .	138
4.5	Distinction des zones d'interaction outil/matière. . . . .	139
4.6	Représentation schématique des champs de vitesse générés par l'interaction outil-trigone/matière. . . . .	140
4.7	Microstructure des joints soudés à la vitesse de rotation 1750tr/min . . . . .	162

4.8	Microstructure des joints soudés à la vitesse de $300\text{mm}/\text{min}$ . . . . .	163
-----	--------------------------------------------------------------------------------------	-----

# Nomenclature

$\vec{F}$	force volumique agissant sur le fluide
$P$	pression dans le fluide
$\bar{m}$	coefficient de friction de Tresca
$\rho$	densité
$c$	chaleur spécifique
$k$	consistance
$m$	sensibilité à la vitesse de déformation
$Q$	énergie d'activation
$R$	constante des gaz
$T$	température
$\dot{\epsilon}$	Vitesse de déformation équivalente de Von Mises
$\lambda$	coefficient de conduction
$\omega_{outil}$	vitesse de rotation de l'outil
$\sigma_0$	contraintes d'écoulement de Von Mises
$\Gamma$	paramètre de circulation en mécanique des fluides
$\Gamma_d$	coefficient d'auto-échauffement Taylor Quinney
$\vec{v}$	champ de vitesse
$C_{ee}$	le rapport entre l'entraînement de la matière par l'épaule et la vitesse de rotation de l'outil. Ce coefficient sans dimension est déterminé expérimentalement

$C_p$	coefficient d'échange de chaleur entre l'outil et la matière
$Q_v$	Énergie d'auto-échauffement
$r_p$	le rayon du pion
$V_a$	vitesse d'avance de l'outil

## Introduction générale

Dans l'optique de réduire le coût de fabrication, la consommation en carburant des engins et garantir le respect de l'environnement en réduisant les émissions des gaz à effet de serre, L'allègement des structures reste dans le domaine du transport un enjeu majeur qui pousse les concepteurs à la recherche de nouveaux matériaux et de nouvelles techniques d'assemblage.

Malgré l'utilisation accrue des matériaux composites dans le domaine du transport et surtout dans la fabrication des avions, les matériaux métalliques ne sont pas pour autant écartés et la compétition s'annonce passionnante. Dans le domaine spatial et aéronautique, l'utilisation des alliages d'aluminium à durcissement structural (les séries 2000, 6000 et 7000) représente un atout majeur mais la difficulté de les assembler par les techniques de soudage en phase liquide reste un problème crucial. Il convient de ne pas se passer du soudage vu qu'il évite le recouvrement entre les pièces et l'utilisation des éléments de fixation qui augmentent le poids des structures. En 1991, une nouvelle technique de soudage en phase solide fut inventée par l'institut TWI (The Welding Institute) d'Angleterre. Il s'agit du procédé de soudage FSW (Friction Stir Welding) appelé en français le soudage par friction malaxage. C'est grâce à la qualité des joints obtenus et sa durée d'exécution que cette technique donna de nouveaux espoirs à l'application des alliages d'aluminium sur les avions dans les années 2000, soit une dizaine d'années après son invention.

Depuis l'avènement du procédé FSW en 1991, beaucoup de recherches ont été faites que ce soit dans le domaine académique ou industriel pour son application dans le secteur aéronautique, et son extension à d'autres secteurs et de son application sur d'autres matériaux métalliques à l'instar de l'acier, le magnésium et ses alliages. Les principaux objets de recherche en mécanique des matériaux sont l'observation de la microstructure

des joints de soudure, la modélisation du procédé et l'analyse des propriétés mécaniques des joints.

L'objectif de ce travail est d'optimiser le procédé de soudage FSW en étudiant les conditions thermomécaniques au niveau du contact outil/matière en lien avec l'écoulement de matière pendant le procédé. On sera ainsi en mesure de comprendre les mécanismes à l'origine de la formation de la microstructure des joints de soudure, notamment, les structures en bandes ("onion rings") dont l'occurrence est attribuée au phénomène de dépôt périodique de couches de matière entraînées d'avant en arrière. On cherche à mettre en place un modèle décrivant correctement la cinématique du procédé afin de prédire l'aspect des "onion rings" qui est déterminant pour la bonne tenue mécanique des joints de soudure FSW. La prédiction de telles structures nécessite une bonne connaissance de l'écoulement de matière dont l'interprétation grâce à l'étude des microstructures des joints (Xu and Deng [2008]) s'avère plus précise que les techniques utilisant les marqueurs qui ne donnent qu'une vision globale de l'écoulement. Par ailleurs, les modèles de soudage FSW sont pour la plupart développés en stationnaire. Ce qui va à l'encontre des microstructures localement transitoires observées dans les "onion rings". Notre objectif sera donc de formuler une solution transitoire à la modélisation du soudage FSW afin d'intégrer les régimes de collage-décollage de la matière sur le pion évoqués par Jemal et al. [2011] et Gratecap et al. [2011].

Pour ce faire, après une revue sur les études réalisées dans la littérature du soudage FSW et qui sont en lien avec notre étude, une étude expérimentale a été réalisée et comprend des essais de soudage sur l'alliage d'aluminium 6082-T6 à l'aide d'un outil trigone. L'analyse des joints de soudure issus de ces essais et les analyses in-situ (efforts et température) permettront de comprendre l'écoulement de matière engendré par l'interaction outil-trigone/matière. Cet écoulement de la matière sera ensuite modélisé analytiquement et introduit au modèle thermofluide transitoire basé sur celui de Jacquin et al. [2011] développé en stationnaire. Ce modèle thermofluide, en s'affranchissant des temps de calcul mécaniques très onéreux permet de connaître en un temps raisonnable l'histoire thermomécanique des zones soudées de manière précise grâce aux études de l'écoulement de matière réalisées en amont. On sera ainsi en mesure de prédire la microstructure des joints de soudure et ses éléments caractéristiques tels que les structures en bandes et éventuellement les défauts de soudure tels que les défauts de vide et les "kissing bonds" qui sont

---

une rémanence de l'interface initiale.



## Littérature du soudage FSW

### Sommaire

---

---

Introduction .....	6
1.1 Les caractéristiques du procédé.....	6
1.1.1 Principe .....	6
1.1.2 Avantages et inconvénients .....	8
1.1.3 Les applications industrielles du soudage FSW.....	9
1.1.4 Écoulement de matière pendant le procédé .....	12
1.1.5 Aspects thermiques du procédé : estimation de l'échauffement .....	18
1.1.6 Aspects mécaniques du procédé : estimation des efforts de réaction .....	20
1.2 Caractéristiques des joints .....	21
1.2.1 Microstructure.....	21
1.2.2 Interprétation de l'écoulement la matière par l'analyse de la microstructure des joints .....	25
1.2.3 Résistance à la rupture des joints FSW .....	33
1.3 Modélisation du procédé FSW.....	36
1.3.1 Modélisation mécanique.....	36
1.3.2 Modélisation thermique.....	46
1.3.3 Prédiction des caractéristiques du joint .....	51
Conclusion .....	53

---

---

# Introduction

Dans cette première partie de notre document, nous faisons l'état de l'art des travaux qui ont été réalisés sur le soudage FSW et qui s'inscrivent dans le contexte de notre étude. Les aspects expérimentaux et modélisations du procédé sont étudiés et présentés à travers trois grandes lignes que sont :

- Les caractéristiques du procédé, parlant des généralités et des aspects thermomécaniques.
- Les caractéristiques des joints de soudure FSW, qui traitent de la microstructure de ces joints, notamment, la structure en bandes et les défauts de soudure (les "kissing bonds", les défauts de vide). La tenue en service de ces joints sera également analysée.
- Les techniques utilisées pour la modélisation du procédé et pour la prédiction des propriétés mécaniques de ces joints en se focalisant sur la possibilité à intégrer le régime transitoire.

## 1.1 Les caractéristiques du procédé

### 1.1.1 Principe

De manière classique, le soudage FSW consiste à assembler par déformation plastique à chaud, l'interface de deux pièces en contact et fortement bridées, à l'aide d'un outil animé d'un mouvement de rotation et de translation. La zone où le mouvement de rotation et d'avance sont dans le même sens est appelée Advancing Side (AS) et Retreating Side (RS) dans le cas contraire. Le procédé se fait en trois étapes comme le montre la Figure 1.1. On distingue : la plongée, la phase de soudage et le retrait. La phase de soudage est pilotée en force (Xu and Deng [2008]) ou en déplacement. Le pilotage en force est le plus souvent utilisé car le pilotage en déplacement pose des problèmes d'instabilité voir des problèmes de grippage de l'outil dans la matière. La Figure 1.1 montre également le bridage des plaques de tôle pour la réalisation du procédé FSW. Le "backing bar" ou le support des plaques joue le rôle d'enclume en assurant le confinement de la matière déformée au niveau de l'interface des plaques à assembler. L'outil de soudage FSW est représenté sur la Figure

1.2(a). Il est constitué de deux parties actives : le pion qui assure la majeure partie de la déformation plastique et l'épaulement qui génère par frottement la chaleur nécessaire pour ramollir localement les pièces à assembler. Le pion laisse après l'opération une cavité en fin du cordon de soudure. L'outil à pion rétractable Figure 1.2(b) a été conçu pour éviter ces cavités dans la soudure par une phase de retrait progressive intégrée à la phase de soudage. L'outil appelé le "bobbin tool" représenté sur la Figure 1.2(c) assure le rôle du "backing bar" mais son instabilité pendant les phases de soudage, notamment au démarrage, le rend difficile d'utilisation.

De nos jours, on distingue le procédé FSSW (Friction Stir Spot Welding) qui est du soudage FSW par point. Elle se fait également en trois étapes. Cette technique remplace parfois le rivetage et le soudage par point traditionnel dans certaines applications.

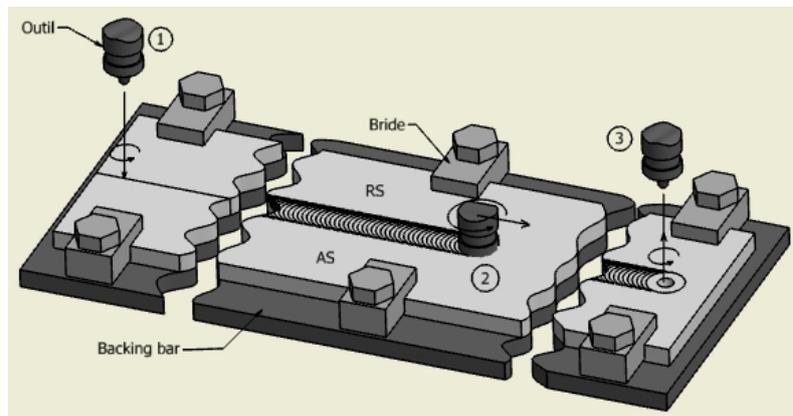


FIGURE 1.1 – Le procédé de soudage FSW en trois étapes.

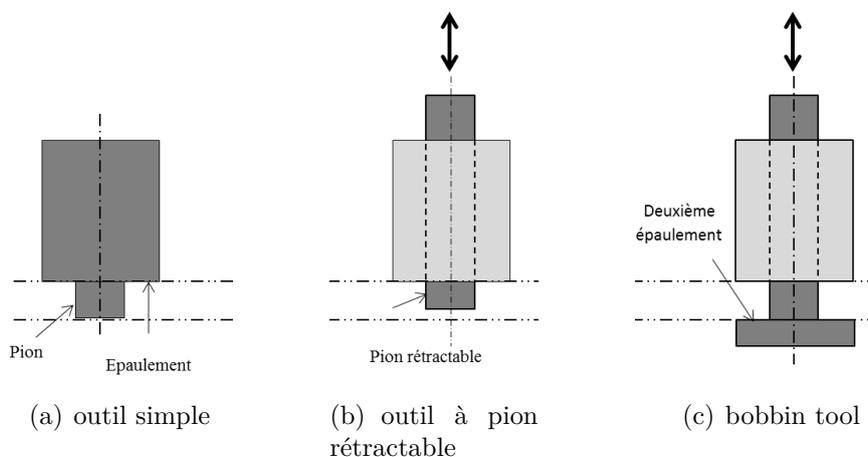


FIGURE 1.2 – Les gammes d'outil de soudage FSW.

### 1.1.2 Avantages et inconvénients

Le soudage par friction malaxage est une technique de soudage innovante. Tout comme les autres techniques de soudage en phase solide, il permet d'éviter les défauts observés lors de la solidification des joints de soudure réalisés par les techniques de soudage en phase liquide. Il s'agit notamment des défauts de porosité et de fissure voire de brûlure locale : liquation au joints de grains. De même, Les assemblages réalisés en soudage FSW ont une très bonne résistance mécanique s'élevant en moyenne à 80% de celle du matériau de base (Ma et al. [2013]). Les soudures FSW ont une résistance en fatigue nettement supérieure aux autres techniques de soudage (Lomolino et al. [2005]). De plus, la microstructure des alliages reste peu changée comparativement aux techniques de soudage en phase liquide. Ce qui d'ailleurs permet son application sur des alliages réputés difficilement soudables (Les alliages d'aluminium dernières générations utilisés dans l'aéronautique) par les autres techniques de soudage traditionnelles. En raison du temps de soudage et des températures atteintes qui sont inférieures à la température de fusion du matériau à souder, la déformation des pièces après soudage est limitée (voir Figure 1.3). Le soudage FSW est facile à automatiser puisque c'est un procédé mécanique. Il ne nécessite pas des consommables tels que le métal d'apport et les éléments (gaz) protecteurs des cordons de soudure. De nombreuses études ont permis son application à un coût réduit dans beaucoup de secteurs d'activités et sur des matériaux autres que les alliages d'aluminium. Il offre aussi la possibilité de réaliser des soudures hétérogènes.

Malgré tout, le coût de l'installation d'une machine de soudage FSW est onéreux. De ce fait, les PME adaptent les machines traditionnelles au procédé mais les limites de ces machines sont rapidement atteintes pour les applications sur des grandes structures. La nécessité d'utiliser une enclume limite les géométries des pièces aux formes plates (voir Figure 1.4) mais l'outil bobbin-tool, couplé avec une tête robot peut être utilisé pour les géométries complexes. Des enclumes spéciales sont même réalisées pour les pièces de géométrie complexe. Les paramètres de soudage (vitesses, géométrie d'outil, efforts de soudage) étant très sensibles, une étude scrupuleuse pour chaque nouvelle application est nécessaire d'où l'intérêt des modèles de soudage FSW. Les défauts de racine dus à une insuffisance de pénétration de l'outil sont également un grand inconvénient d'autant plus

que leur détection n'est possible qu'aux moyens de contrôles destructifs. L'application du soudage FSW est souvent limitée aux métaux doux (les alliages d'aluminium, de cuivre, de magnésium). Des études se font pour son application sur les aciers (Kyffin et al. [2006]) et le titane mais l'usure prématurée des outils et leur coût sont de véritables limitations.

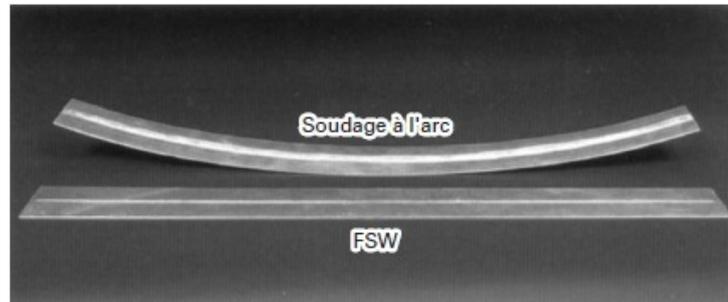


FIGURE 1.3 – Comparaison de la distorsion causée par le soudage FSW à celle causée par le soudage à l'arc sur des plaques d'aluminium de 5 mm d'épaisseur (Cazes [2003]).

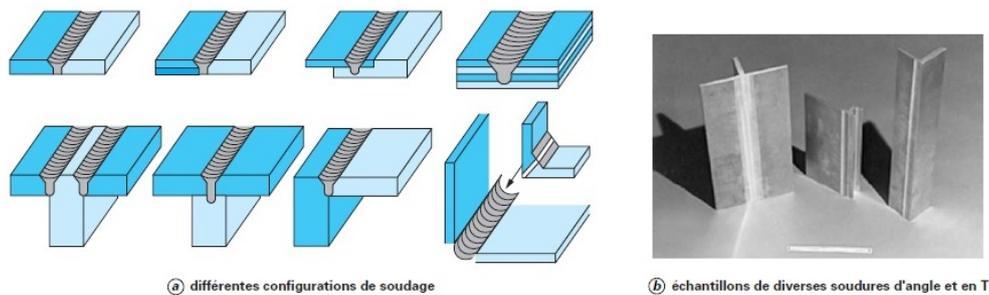


FIGURE 1.4 – Types de soudages effectués par FSW (Cazes [2003]).

### 1.1.3 Les applications industrielles du soudage FSW

Le soudage FSW a trouvé une large famille d'applications. Depuis son avènement, les recherches ont permis son utilisation dans beaucoup de structures du domaine de transport.

#### 1.1.3.1 Applications aérospatiales

La répétabilité et la fiabilité du procédé couplées avec sa capacité d'assembler des alliages légers suscitent l'attraction des applications aérospatiales (Gibson et al. [2014]). En effet, les matériaux les plus communément utilisés dans le domaine aérospatial sont les alliages d'aluminium des série 2000 et 7000. Les alliages de la série 7000 sont utilisés



FIGURE 1.5 – Panneau de fuselage soudé par FSW sur Eclipse 500.

comme raidisseur des panneaux de recouvrement en série 2000. Aussi longtemps que ces alliages seront utilisés dans l'industrie aéronautique, le soudage FSW suscitera toujours l'intérêt des industriels puisque son application sur ces alliages produit des soudures de haute qualité comparativement aux autres techniques de soudage. Le soudage FSW est de plus en plus utilisé en remplacement du rivetage dans les structures de l'aéronautique.

Dans l'industrie aéronautique, les technologies de soudage par friction-malaxage ont été largement adoptées par de nombreuses entreprises, telles que Boeing, Lockheed Martin, Marshall Space Flight Center. Depuis 1999, la compagnie Boeing Space lance les fusées Delta dont les réservoirs de carburant ont été soudés par le procédé FSW en remplacement du procédé TIG jugé très coûteux. Le cycle de fabrication des réservoirs a donc été réduit de 71%, et les économies en ressources humaines de 80% pour l'adoption de la technologie de soudage par friction-malaxage ([Http ://www.cfswt.com](http://www.cfswt.com)).

Dans l'industrie aéronautique, la société Eclipse Aviation a ouvert les 10.000m<sup>2</sup> de centre de soudage par friction-malaxage en Mars 2004. 70% de rivetage et de processus traditionnels de liaison ont été remplacés par le procédé FSW. Ce qui a permis de fabriquer plus rapidement les deux turboréacteurs du jet Eclipse N500. La Figure 1.5 montre le fuselage du modèle Eclipse N500 aussi soudé par FSW. Pendant ce temps, la société Airbus est le premier fabricant d'avion à adopter la technologie FSW dans la fabrication de ses grands avions civils. La technologie de soudage par friction malaxage est la solution idéale d'assemblage en remplacement du rivetage traditionnel pour ses potentialités d'application élevées.

### 1.1.3.2 Applications navales

Trendsetters, une société scandinave d'aluminium extrudé fut en 1995, la première société à appliquer le procédé FSW commercialement pour la fabrication des panneaux creux en aluminium trempé. Ces panneaux ont été utilisés pour la fabrication du pont et des cloisons des navires et des bateaux de croisière. Les structures soudées par le soudage FSW sont en train de révolutionner, à partir de modules préfabriqués légers, la façon dont sont construits les navires transbordeurs à grande vitesse, les aéroglisseurs et les bateaux de croisière.

### 1.1.3.3 Automobile et ferroviaire

L'utilisation des alliages d'aluminium de la série 6000 pour la fabrication des carrosseries dans l'automobile et le ferroviaire encourage l'application du procédé de soudage FSW dans ce secteur puisque les alliages d'aluminium de la série 6000 présentent peu de limitations à la mise en forme à chaud.

Dans l'industrie automobile, Mazda fut la première société à appliquer le procédé FSW en remplacement du soudage par résistance pour la fabrication des portières arrière et capots de ses véhicules de sport RX-8 en 2004. Ce qui lui permet de réduire les coûts de l'équipement de 40%. Plus tard, Ford appliqua le procédé FSW pour la fabrication du châssis en aluminium de ses voitures de sport FORD-GT. La société Tower aux États-Unis a également adopté le procédé FSW dans la fabrication des composants de l'automobile.

Les fabricants européens (ALSTOM, SAPS, ...) et japonais (Hitachi) de tramways et de trams utilisent le soudage FSW pour le soudage des profilés d'aluminium extrudés. Grâce au procédé FSW on arrive à souder de longs profilés en aluminium tout en limitant les déformations.

Enfin, si le soudage FSW aussi récent soit-il, a été appliqué dans des domaines où les normes de sécurité sont les plus draconiennes (aéronautique et espace), c'est grâce aux études expérimentales et théoriques qui ont été faites depuis son avènement en 1991. Les industriels malgré leur scepticisme face à ce nouveau procédé, ont financé des recherches qui aujourd'hui offrent au procédé FSW des ouvertures sur des applications très diversifiées

autres que les moyens de transport.

Par la nature même du procédé, le soudage FSW génère des déformations intenses par l'interaction outil/matière. Ces déformations assurent le malaxage de l'interface des pièces à assembler. Cependant, la compréhension de ce mécanisme est nécessaire pour assurer une bonne qualité de soudure ou plus particulièrement, l'obtention d'une soudure exempte de défauts de vide. L'écoulement de la matière pendant le procédé FSW a été donc l'objet d'études nombreuses.

### 1.1.4 Écoulement de matière pendant le procédé

La déformation plastique générée par les mouvements de rotation et de translation de l'outil à été l'objet de plusieurs interprétations parfois contradictoires. Les premières études ont été celles de LI et al. [1999] qui utilisèrent la technique de différence de contraste pour observer le mélange de la matière dans une soudure hétérogène (Figure 1.6). Bien évidemment, cette technique ne permet pas de décrire le déplacement de la matière. Ce

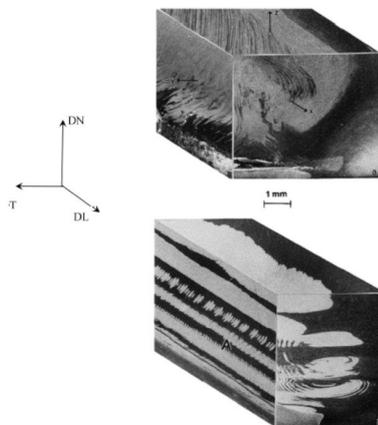


FIGURE 1.6 – Visualisation des flux de matière à travers un joint soudé entre une tôle en alliage d'aluminium 2024 (blanche) et une tôle en alliage d'aluminium 6061(noire) (LI et al. [1999]).

sont les travaux de Colligan [1999] dans la même année qui décrivent le déplacement de la matière dans le plan et en profondeur des tôles. Cet auteur a utilisé deux techniques qui sont la technique de "stop action" et la technique des marqueurs consistant à insérer des billes d'acier de  $0.38\text{mm}$  dans une rainure de  $0.3\text{mm}$  de profondeur et  $0.75\text{mm}$  de hauteur, réalisée à l'interface de contact de l'une des deux plaques de tôle (Figure 1.7(b)).

Les plaques sont pressées en contact pour encastrer la bille de  $0.38\text{mm}$  dans la rainure de  $0.3\text{mm}$  de profondeur. Les rainures sont réalisées à différentes hauteurs de la plaque et la trajectoire de l'outil est décalée transversalement par rapport à la rainure dans différentes positions pour l'étude des configurations représentées par la Figure 1.7(a). Le soudage est arrêté avant la fin de la ligne constituée par les billes, de manière à observer le déplacement de ces dernières en amont de l'outil. Grâce à cette technique, il explique que la matière au-dessus des tôles est entraînée dans le sens antihoraire du côté retreating tout en subissant une légère montée en avant de l'outil avant d'être drainée vers le bas et dispersée derrière l'outil à une profondeur légèrement supérieure à la profondeur initiale. Contrairement à la matière un peu plus en profondeur, qui bien qu'elle soit aussi entraînée dans le sens antihoraire du côté retreating, monte continuellement de l'avant vers l'arrière sans être dispersée derrière l'outil. Pour ce qui est de la matière au pied de l'outil (position 13 et 14 sur la Figure (1.7(a))), elle est extrudée sous le pion et n'a donc pas été significativement influencée par la rotation de l'outil.

L'inconvénient de cette technique selon l'auteur est que les billes ne peuvent suivre le déplacement de la matière dans les zones fortement déformées (voisinage du pion). Il conviendrait alors de diminuer la taille des billes pour une description plus précise mais le problème de détection de ces billes par les rayons X se poserait.

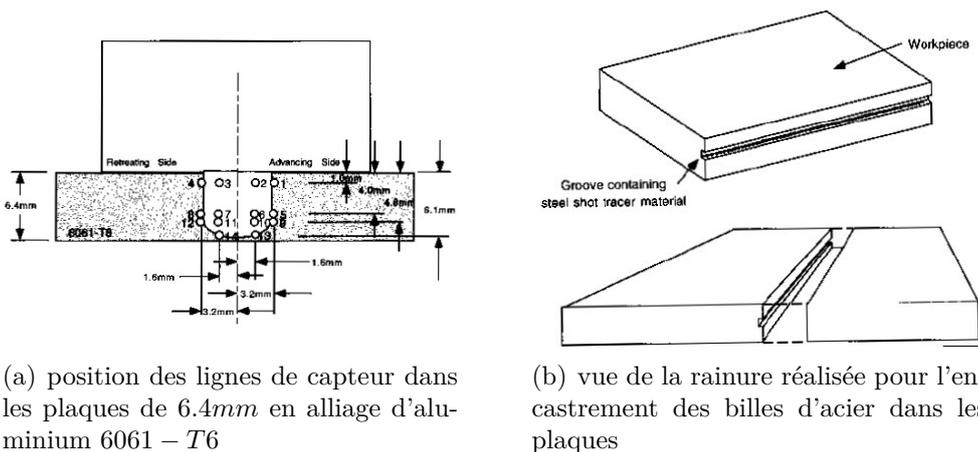


FIGURE 1.7 – Schéma de la technique de marqueur en billes d'acier utilisée par Colligan [1999].

La technique de "stop action" quant à elle consiste à arrêter instantanément le mouvement d'avance de l'outil et à enclencher simultanément son retrait de la matière, sans

affecter la forme imprimée dans celle-ci par l'outil. La Figure 1.8 montre un résultat typique de ces empreintes observées à la microscopie optique (Colligan [1999]). La Figure 1.8(b) montre qu'en amont de l'outil l'impression du filetage se fait progressivement (repère A) jusqu'à l'obtention des dimensions équivalentes à celles du filet (repère B). Le repère D montre que la matière en hauteur des plaques monte avant de descendre légèrement au niveau du pion. Ce qui est en concordance avec l'expérience des marqueurs. On peut remarquer, par la bande noire qui s'étend du matériau de base au filet imprimé en hauteur, que la matière qui remplit les filets reste liée au matériau de base. Dans cette situation, comme l'outil se dévisse en soudage FSW, cette matière finit par être en majorité cisailée verticalement par le mouvement descendant des filets, laissant ainsi du vide derrière l'outil en hauteur des pièces comme montré sur la Figure 1.8(c) repère A. Les filets en arrière de l'outil sont à l'origine de la matière montante située dans la zone repérée C. En effet, après que le filet soit complètement rempli par la matière de base en amont, le mouvement descendant continu des filets génère un cisaillement désolidarisant la matière emprisonnée dans les filets du matériau en volume en créant ainsi une étroite bande blanche dans la périphérie du pion. Le mouvement de rotation entraîne alors cette matière désolidarisée du matériau en volume vers l'arrière du pion.

Enfin, bien que la géométrie des empreintes soit légèrement influencée par l'accélération de l'outil, les résultats de la technique de "stop action" restent concordants avec ceux des marqueurs.

La même technique a été employée par Chen and Cui [2008] mais en laissant l'outil dans la soudure. Ils ont réalisé des micrographies du pion en immersion dans la matière pour ainsi observer la manière dont le pion interagit avec la couche de matière cisailée à sa proximité et propose une justification de la présence de la structure en bandes concentriques observée dans le noyau de la soudure ("onion rings") (Figure 1.9).

Reynolds et al. [2000] et Reynolds [2000] ont analysé l'écoulement de la matière de l'alliage AA2195-T8 dans beaucoup de joints soudés par FSW en utilisant la technique d'insertion de marqueurs. Les marqueurs permettent de déterminer avant et après le soudage, la position de la matière de la zone ZATM (Zone Affectée ThermoMécaniquement) à partir d'une technique de sectionnement en série. Par conséquent, on obtient une représentation tridimensionnelle complète des marqueurs déformés. Des études avancées ont été

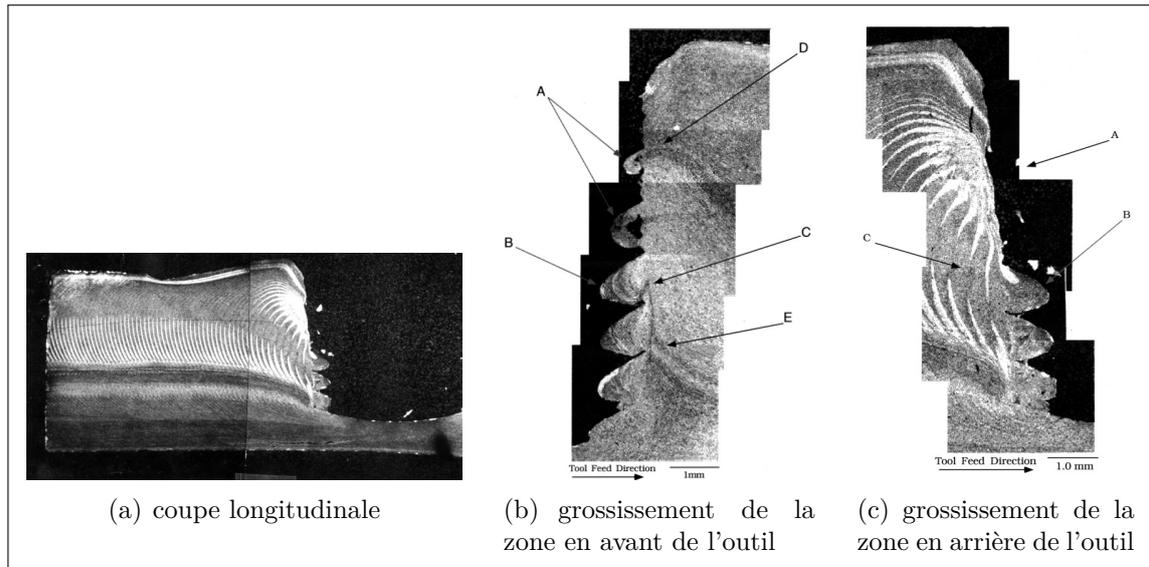


FIGURE 1.8 – Observation de l'empreinte de l'outil dans la matière après la technique "stop action" (Colligan [1999]).

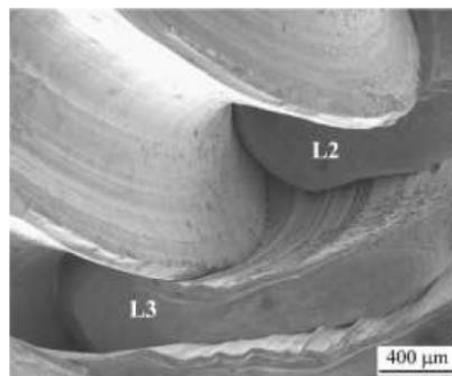


FIGURE 1.9 – Observation de l'empreinte de l'outil dans la matière après la technique de "stop action" (Chen and Cui [2008]).

faites sur l'écoulement de la matière avec différents paramètres de soudage et géométries d'outil (Seidel and Reynolds [2001]).

Schneider and Jr [2002] critiquent l'utilisation des marqueurs, notamment, les billes d'acier de même que les marqueurs et utilisent pour leur part un fil de tungstène à la place des billes d'acier. Leur expérience ne nécessite pas de rainure. Le fil est juste comprimé à l'interface de contact des pièces à mi-hauteur. Ils émettent deux hypothèses avant l'expérience pour décrire le mode de rupture du fil pendant le soudage : le fil est rigide et il se casse en flexion ou il est flexible et il se casse en traction (voir Figure 1.10(a)). Une formule mathématique permet d'exprimer la longueur de cassure du fil dans chaque cas :

1er cas :

$$\Delta L = r \sqrt{\frac{\pi \sigma_{wire}}{24 \sigma_{wed}}} \quad (1.1)$$

2ème cas :

$$\Delta L = r \frac{\sigma_{wire}}{\sigma_{wed}} \quad (1.2)$$

Où  $\sigma_{wire}$  est la contrainte de traction maximale du fil,  $\sigma_{wed}$  est contrainte d'écoulement du matériau et  $r$  le rayon du fil.

L'observation à la radiographie aux rayons X montre des segments de fil de même longueur (Figure 1.10(b)) correspondant au résultat de la formule (1.2). Le fil de tungstène en amont de l'outil est donc fléchi dans le sens du mouvement de la matière, généré par la rotation de l'outil (perpendiculaire au plan du joint) avant d'être étiré jusqu'à la rupture.

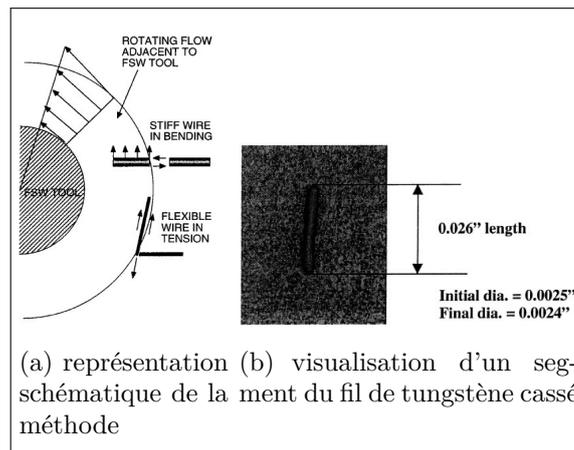


FIGURE 1.10 – Méthode utilisée par Schneider and Jr [2002] pour analyser l'écoulement de la matière pendant le soudage FSW.

Toujours dans le contexte de la description de l'écoulement de matière, la plasticine a été utilisée par beaucoup d'auteurs à l'instar de Gratecap et al. [2011]. Ils ont utilisé un outil sans épaulement pour observer uniquement l'effet du pion pendant le procédé FSW. Ils ont remarqué la formation de couches successives en arrière de l'outil dont le processus est illustré par la Figure 1.11. On peut remarquer sur ces figures, le débordement de la matière du côté retreating. Dans le cas d'un outil avec épaulement, cette matière qui déborde est écrasée puis entraînée en rotation par l'outil. C'est ce qui est à l'origine des deux lobes formés sur la Figure 1.12 représentant le cas du soudage d'un alliage AA6061-T6 avec un outil normal (outil avec épaulement).

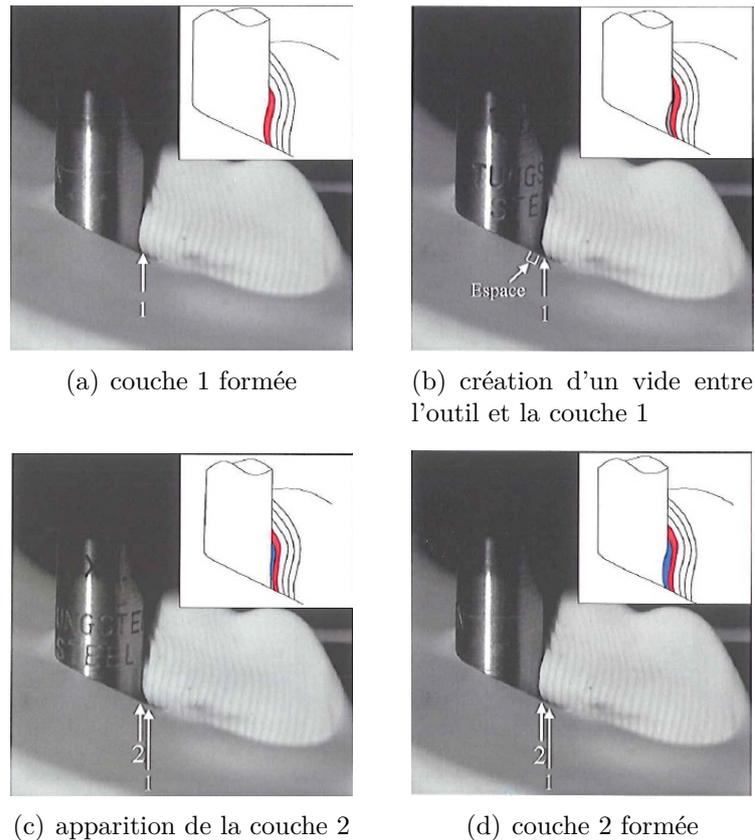


FIGURE 1.11 – Mécanisme de formation des couches de matière observé par Gratecap et al. [2011].

Enfin, de tout ce qui précède, on peut retenir avec Heurtier et al. [2006] l'existence de trois champs de vitesse (Figure 1.13) : Le champ de contournement dû au mouvement d'avance de l'outil comparable à l'écoulement d'un fluide autour d'un cylindre, le champ de torsion dû au frottement de l'épaulement sur les pièces et le champ de vortex créé par le mouvement descendant des filets sur le pion (cas des outils filetés). Que ce soit par sa géométrie ou non, le pion entraîne la matière dans son mouvement de rotation. Ce mécanisme appelé circulation en mécanique des fluides vient s'ajouter aux trois autres champs. C'est le champ qui assure principalement le malaxage de l'interface des pièces à assembler.

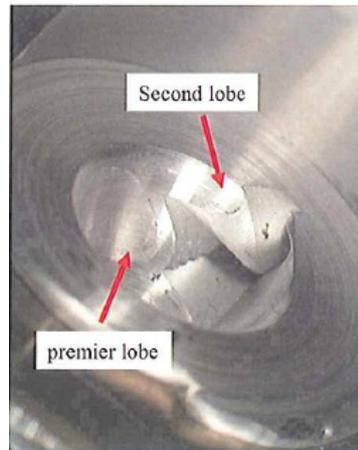


FIGURE 1.12 – Observation d'un cordon d'alliage d'aluminium 6061-T6 montrant deux lobes de matière dans le cordon (Gratecap et al. [2011]).

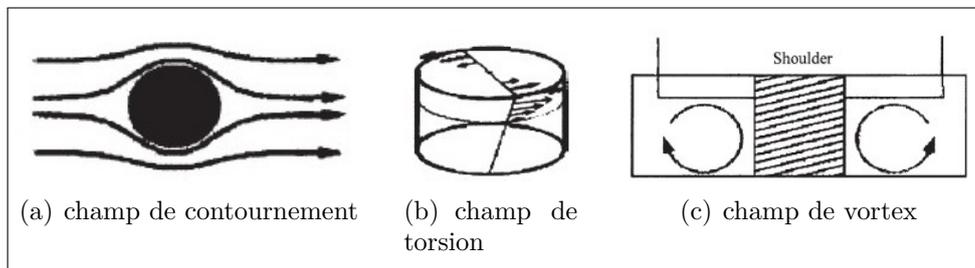


FIGURE 1.13 – Écoulement de la matière pendant le soudage FSW (Heurtier et al. [2006]).

### 1.1.5 Aspects thermiques du procédé : estimation de l'échauffement

L'enregistrement de la température pendant le procédé de soudage FSW est délicat. La déformation engendrée par le procédé ne permet pas la prise de température dans les zones soudées. La plupart des auteurs instrumentent les plaques à souder avec des thermocouples pour prélever la température dans les zones en dehors du passage de l'outil pour ensuite extrapoler les résultats dans la zone soudée (Jacquin et al. [2011], Li et al. [2012], Tutum [2009], Ferro and Bonollo [2009]...). La fixation des thermocouples, et ceci pour chaque essai, est fastidieuse et demande beaucoup de temps. Néanmoins, certains auteurs placent ces thermocouples dans la zone déformée pour enregistrer la température avant leur destruction par l'outil (Li et al. [2006]). D'autres prises de température ont été faites par caméra thermique (Santiago et al. [2009], Zettler et al. [2006]). Pour connaître la température au niveau de l'épaulement de l'outil, Lammlein et al. [2009] ont utilisé une

caméra thermique. Grâce à cet outil, Bitondo et al. [2010] ont montré que la source de chaleur atteint un régime stationnaire rapidement après le début du procédé. Richards et al. ont utilisé la caméra thermique pour la calibration des sources de chaleur et des échanges convectifs de leur modèle thermique. Les caméras thermiques ne permettent de relever que la température en surface. Cependant, il est difficile de limiter les moyens d'enregistrement de température à ces techniques lorsqu'on sait que les forts gradients de déformation génèrent des flux de température locaux qui intéressent les numériciens et les métallurgistes. En effet, la connaissance de la température réelle dans les zones soudées est importante pour non seulement connaître la contribution thermique sur la microstructure de la soudure mais aussi pour la calibration des modèles thermiques. Il est donc nécessaire de connaître de manière précise, la température dans la zone soudée. Dans ce cas, une approche consiste à instrumenter l'outil (Guerdoux and Fourment [2007]). Peu d'études ont été publiées dans la littérature pour cette approche. Néanmoins, on peut citer la thèse de Jemal et al. [2011] où ils ont utilisé cette approche dont la Figure 1.14 représente le dispositif expérimental. Cette technique a l'avantage de relever continuellement la température au niveau du contact outil/matière pendant toute la phase de soudage (plongée, avance et retrait). Ce qui serait très utile pour la modélisation des régimes transitoires du procédé. Cependant, la résistance thermique de l'interface outil/matière n'est pas à négliger.

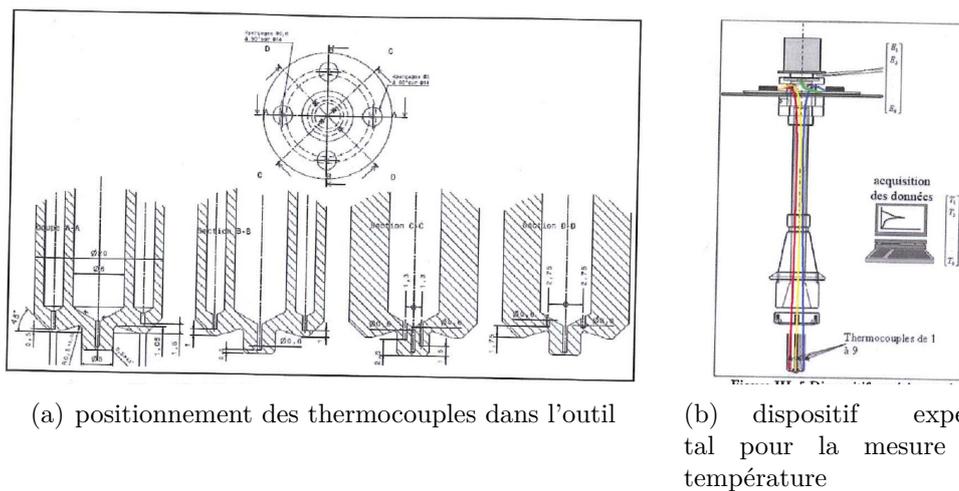


FIGURE 1.14 – Outil instrumenté pour la mesure de la température (Jemal et al. [2011]).

### 1.1.6 Aspects mécaniques du procédé : estimation des efforts de réaction

Pendant le soudage FSW, l'interaction outil/matière génère des efforts sur tous les axes de la machine de soudage. L'intensité de ces efforts est considérable et impose donc au soudeur l'utilisation d'une machine assez robuste. Ces efforts sont aussi liés à la géométrie de l'outil et aux paramètres (vitesses) que l'opérateur choisira de manière optimale (Vilaça et al. [2007], Threadgill et al. [2009]). Pour des raisons de robustesse et de fixation, des machines de soudage FSW ont été inventées.

En effet, la connaissance des efforts (forces, couples, puissances...) sur les différentes axes de la machine est nécessaire pour quantifier de manière implicite les énergies de déformation et pour calibrer les modèles de soudage. Cette mesure est donc indispensable pour l'optimisation du procédé FSW. La force de soudage (force normale au plan de la tôle) enregistrée pendant le procédé, par exemple, permettrait de déduire le cisaillement à l'interface épaulement/matière pour des modèles utilisant la loi de frottement de Coulomb. Cet exemple est à prendre avec modération puisque l'effet de l'interaction pion/matière sur la force de soudage n'est pas à négliger, et d'autant plus que la matière est souvent drainée verticalement dans le cas des outils filetés.

Pendant le procédé FSW, les efforts enregistrés sont instationnaires du fait entre autre que le procédé est réalisé en trois phases (la plongée, la phase de soudage et le retrait). L'évolution de la force de plongée a été étudiée par Yang and Kalya [2008] et Schmidt and Hattel [2005a]. Pendant la phase de plongée, l'outil en rotation s'enfonce dans la matière encore relativement froide et on assiste à une extrusion verticale de cette dernière autour du pion. La force de soudage augmente de manière drastique jusqu'à la réalisation du contact épaulement/matière où elle atteint un pic, tandis que le couple de torsion augmente brusquement. Une fois le contact réalisé, le mouvement de pénétration de l'outil est arrêté et un temps de maintien est conseillé pour chauffer au maximum la matière jusqu'à ce qu'elle atteigne son état viscoplastique grâce à l'interaction épaulement/matière (Zimmer et al. [2009]). Ce qui fait relaxer tous les efforts mis en jeu et la phase de soudage peut commencer. Pendant la phase de soudage, la position verticale de l'outil peut être maintenue constante : on parle de pilotage en déplacement. Dans le cas où c'est la force de

soudage qui est maintenue constante, on parle de pilotage en force. Que ce soit du pilotage en force ou en déplacement, un régime stationnaire est rapidement atteint et cela peut être observé au niveau de la microstructure le long du joint de soudure ou sur les températures et les efforts enregistrés. Le choix de la force de soudage et de la pénétration de l'outil a une influence directe sur la qualité des soudures (Kumar and Kailas [2008]). Pendant la phase de retrait, le contact outil/matière est supprimé et bien évidemment, tous les efforts descendent à zéro.

## 1.2 Caractéristiques des joints

### 1.2.1 Microstructure

Comparaison faite au soudage en phase liquide, l'une des qualités du soudage FSW est la préservation de la microstructure des alliages assemblés. Les alliages souvent assemblés par le procédé FSW sont les alliages d'aluminium à durcissement structural (les séries 2000 6000 et 7000) et les alliages d'aluminium à durcissement par écrouissage (les séries 1000 et 5000).

Les alliages des séries 2000 et 7000 sont les plus utilisés dans le domaine aérospatial (Freeman et al. [2006]), en revanche, dans le domaine de l'automobile et le ferroviaire la série 6000 (Al-Mg-Si) est la plus fréquemment utilisée (Murayama et al. [1998]). Dans les alliages Al-Mg-Si à durcissement par vieillissement, l'évolution de la microstructure est gouvernée par la combinaison des phénomènes de dissolution, de coalescence, et de précipitation des précipités durcissant (Mishra and Ma [2005]). Ces alliages contiennent du magnésium et du silicium comme principaux éléments d'addition. Les alliages Al-Mg-Si ont été récemment utilisés dans l'automobile comme panneau des carrosseries pour le gain de poids. Les alliages Al-Mg-Si peuvent être renforcés par la précipitation de la phase  $\beta$  métastable (El-Danaf and El-Rayes [2013]). La compréhension des mécanismes de précipitation de cette phase est donc nécessaire pour obtenir les propriétés mécaniques optimales de l'alliage en général et en particulier pour l'optimisation des soudures FSW de ces alliages.

Beaucoup d'analyses ont été faites sur les soudures FSW. Indépendamment de l'alliage assemblé et des paramètres de soudage, la section transversale d'un joint de soudure FSW laisse entrevoir quatre zones : la Zone Affectée Thermiquement (ZAT), la Zone Affectée ThermoMécaniquement (ZATM), le noyau et le "flow arm zone". En effet, les déformations plastiques intenses couplées aux températures élevées que subissent les différentes zones de la soudure donnent lieu à des histoires thermomécaniques variées. L'analyse microstructurale réalisée sur un joint de soudure FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 (Figure 1.15) par Genevois and Deschamps [2004] est un résultat très parlant en termes de microstructure des joints de soudure FSW. Les quatre zones de la microstructure d'un joint de soudure peuvent y être identifiées :

- Dans la ZAT, la déformation plastique est négligeable ou inexistante et l'évolution de la microstructure est gouvernée par la thermique dans cette zone.
- La ZATM se caractérise par des grains allongés distordus jusqu'à la verticale dans les zones les plus proches du noyau.
- Le "flow arm zone" qui provient du forgeage de la surface de la tôle par l'épaulement est constitué de grains de taille très fine.
- Le noyau qui est souvent caractérisé par une texture de cercles concentriques appelée "onion rings" peut être clairement identifié. Localisé au niveau du passage du pion, il est constitué de grains de taille parfois plus fine que celle des grains du "flow arm zone". C'est la zone d'histoire thermomécanique intense. L'origine des "onion rings" provient de la cinématique du champ de vortex selon Biallas et al. [1999]. Selon Krishnan [2002] il s'agit d'un artefact de visualisation d'une coupe des couches successives bombées observées dans la section longitudinale du cordon (structures en bandes). La Figure 1.16 montre la représentation schématique de chacune de ces hypothèses.

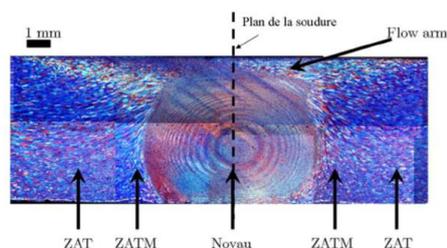


FIGURE 1.15 – Analyse au microscope optique d'un joint en AA2024-T351 après oxydation anodique (Genevois and Deschamps [2004]).

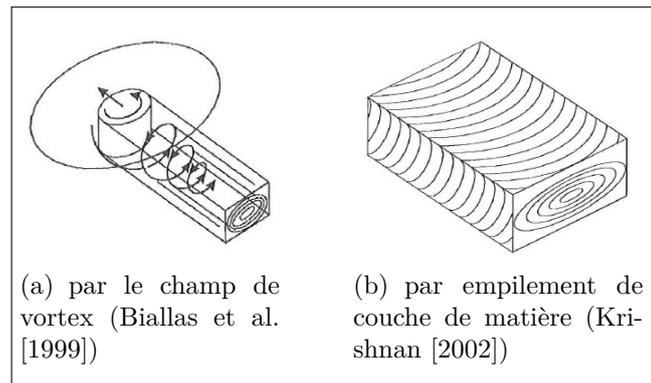


FIGURE 1.16 – Mécanisme de formation des "onion rings".

On comprend avec les études de Krishnan [2002] suivies de celles de Gratecap et al. [2011] que les "onion rings" sont une visualisation de la coupe transversale des structures en bandes souvent observées dans la coupe longitudinale et horizontale des soudures FSW dont l'origine a été attribuée au dépôt périodique de couches de matière en arrière du pion. Ce dépôt périodique a été confirmé par l'oscillation des efforts enregistrés pendant le procédé FSW. Cette compréhension de l'origine des structures en bandes a été d'une grande contribution à l'interprétation de l'écoulement de matière pendant le procédé FSW. Par ailleurs, l'origine de la différence de contraste dans les structures en bandes a été un sujet de controverse. Selon les auteurs elle a été attribuée à une différence de taille de grains, de texture, de densité de particules ou de composition chimique (Colligan [1999], Sutton et al. [2002], Yang et al. [2004], Sutton et al. [2004], Kumar and Kailas [2008]). Cependant, même si les auteurs ne sont pas unanimes sur l'origine des différences de contraste, leurs interprétations apportent une contribution à l'explication de l'écoulement de matière pendant le procédé de soudage FSW.

Par ailleurs, les essais de microdureté permettent de confirmer les interprétations faites sur l'hétérogénéité de la structure des joints de soudure. Ainsi, beaucoup d'études sont faites dans le but de comparer les différentes zones que sont la ZAT, la ZATM et le noyau (Booth et al. [2007], Moreira and Santos [2009]). Cependant, les profils de dureté souvent rencontrés dans la littérature sont variés et concernent principalement les alliages d'aluminium à durcissement structural (séries 2000, 6000 et 7000) et à durcissement par écrouissage (séries 1000, 5000).

Pour les alliages d'aluminium à durcissement structural, comme leur nom l'indique, le

profil de dureté dans la soudure est fortement lié à son état de précipitation. De véritables phénomènes de redissolution, de coalescence et de précipitation suite à une histoire thermomécanique variée font apparaître un profil de microdureté hétérogène dans la section transversale de la soudure. Un exemple typique de ces genres de profil de dureté réalisé dans la zone observée sur la Figure 1.15 précédente est montré par la Figure 1.17. Sato et al. [2006] ont observé le profil de dureté sur les alliages AA2024 et AA7075 dans les cas de soudure chaude et froide. L'influence des paramètres de soudage (vitesse de rotation, vitesse d'avance, force axiale, diamètre de l'épaulement, diamètre du pion, dureté de l'outil de soudage) sur le profil de dureté a été étudiée par Rajakumar et al. [2011].

Par contre, pour les alliages à durcissement par écrouissage, les profils de dureté sont beaucoup plus plats à cause de la recristallisation qui suit l'écrouissage. Uematsu et al. [2009] ont réalisé une étude comparative des deux familles d'alliage d'aluminium (durcissement par écrouissage et par précipitation) dont les résultats sont présentés sur la Figure 1.18. On peut remarquer que, pour les alliages AA1050-O et AA5083-O, la dureté de la zone soudée est légèrement supérieure à celle du métal de base. Pour l'alliage AA1050-O, le pic de dureté se trouve dans la ZATM tandis que la dureté augmente graduellement vers le centre de la soudure pour l'alliage AA5083-O. La valeur du pic de dureté est plus élevée du côté advancing où la déformation plastique est plus importante. L'augmentation de la dureté au centre de la soudure pour l'alliage AA5083-O a été attribuée à la finesse des grains dans cette zone. En effet, la soudure de l'alliage AA5083-O a des grains beaucoup plus fins que l'alliage AA1050-O dans le noyau. Pour l'alliage AA5083-O, les tailles des grains du matériau de base et du noyau sont respectivement  $28\mu\text{m}$  et  $3\mu\text{m}$  tandis qu'elles sont respectivement  $36\mu\text{m}$  et  $16\mu\text{m}$  pour l'alliage AA1050-O. C'est ainsi que la contribution du raffinement des grains sur la dureté a été uniquement observée sur l'alliage AA5083-O. Sato et al. [2001] ont indiqué que les pics de dureté sont localisés dans la ZATM dans le joint de soudure FSW d'un alliage AA1080-O. Grâce à une observation MET, ils attribuent les duretés élevées aux fins sous-grains induit par des déformations plastiques intenses.

Par ailleurs, certaines analyses de microdureté ont été effectuées dans le noyau pour identifier les différentes zones constituant ce dernier, notamment, les structures en bandes.

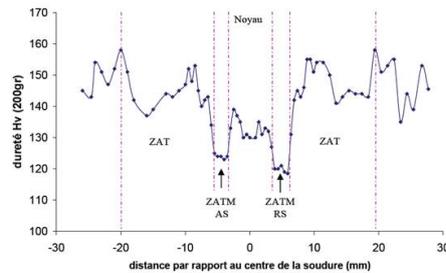


FIGURE 1.17 – Analyse au microscope optique d'un joint en AA2024-T351 après attaque anodique (Genevois and Deschamps [2004]).

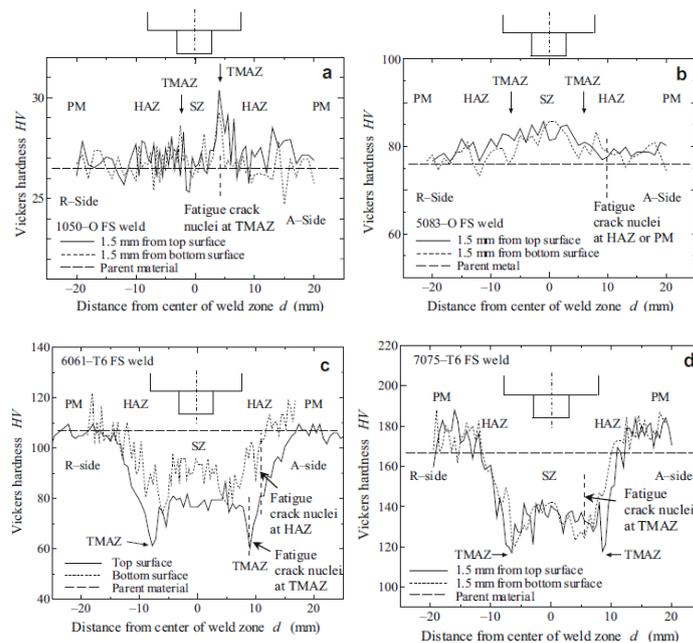


FIGURE 1.18 – Profil de microdureté pour des alliages d'aluminium différents à durcissement par écrouissage (a) 1050-O, (b) 5083-O et par précipitation (c) 6061-T6, (d) 7075-T6 (Uematsu et al. [2009]).

### 1.2.2 Interprétation de l'écoulement la matière par l'analyse de la microstructure des joints

Les éléments de la microstructure d'une soudure FSW peuvent révéler la trajectoire suivie par les particules de la zone observée. Certains défauts comme les défauts de vide et les "kissing bonds" contribuent à la compréhension de l'écoulement de matière tout comme les structures en bandes. Ces analyses ont été effectuées par quelques auteurs dans la littérature et plus particulièrement Xu and Deng [2008].

### 1.2.2.1 "kissing bonds"

Les "kissing bonds" sont la rémanence des couches d'oxydes initialement présentes à l'interface des plaques à souder (Zhang et al. [2013], Sato et al. [2005]). Leur existence montre que l'interface des plaques n'est pas malaxée comme on pouvait le penser. En effet, devant le pion, la matière située du côté advancing prend de l'avance sur celle située du côté retreating de manière à être plus proche du pion et pour être déposée du côté advancing derrière l'outil (Xu and Deng [2008]). La matière provenant du côté advancing reste donc toujours du côté advancing. La Figure 1.19, issue des travaux de Zhang et al. [2013] basés sur l'interposition d'un film d'oxyde à l'interface des plaques et la technique de "stop action", représente bien cette hypothèse. Des assemblages faits avec les matériaux dissemblables confirment aussi ces hypothèses (Jr [2012], Liechty and Webb [2007], Peel et al. [2006]). Dans la coupe transversale de la soudure, les "kissing bonds" ont une forme de zigzag ("s") signifiant que même si l'interface des plaques n'est pas malaxée, elle est énormément déformée pour assurer une liaison suffisante entre les plaques soudées. Cette morphologie des "kissing bonds" montre la compétition entre la matière provenant du côté advancing et celle provenant du côté retreating (voir Figure 1.20(a)). Cependant, il peut y avoir dans certaines zones de l'épaisseur une désagrégation des "kissing bonds". Il s'agit en fait de l'entraînement dans le noyau par convection de l'interface initiale qui se retrouve le long des structures en bandes ("onion rings") (voir Figure 1.20). Ce mécanisme est souhaitable pour la bonne tenue de la soudure. Il peut être amélioré en décalant par rapport au pion, l'interface des plaques à assembler vers le côté retreating comme le montre la Figure 1.21.

Le champ de vitesse circonférentiel est lié à l'entraînement de la matière en rotation dénommé champ de circulation et n'est pas uniforme dans l'épaisseur. En hauteur des plaques, le champ de circulation se couple au champ de torsion qui provient du frottement épaulement/matière. La matière contourne rapidement le pion grâce à ce couplage pour ainsi diminuer la pression devant l'outil. Cependant, au pied de la soudure, la matière devant le pion est retenue par celle qui est à la racine de la soudure. Le pion éprouve donc de la difficulté à faire passer la matière derrière. Ces hypothèses sont en accord avec les essais de Gratecap et al. [2011] sur la plasticine et l'alliage d'aluminium 2017-T4

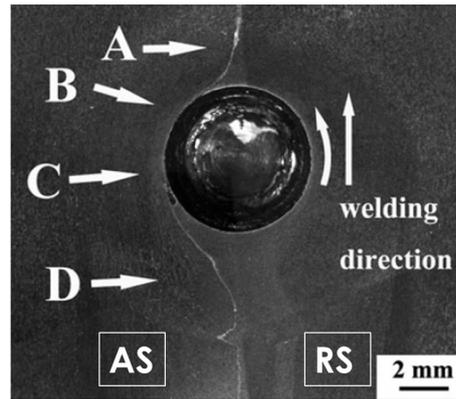


FIGURE 1.19 – Coupe transversale du cordon de soudure sur une tôle d'alliage 2024 de 3mm d'épaisseur (Zhang et al. [2013]).

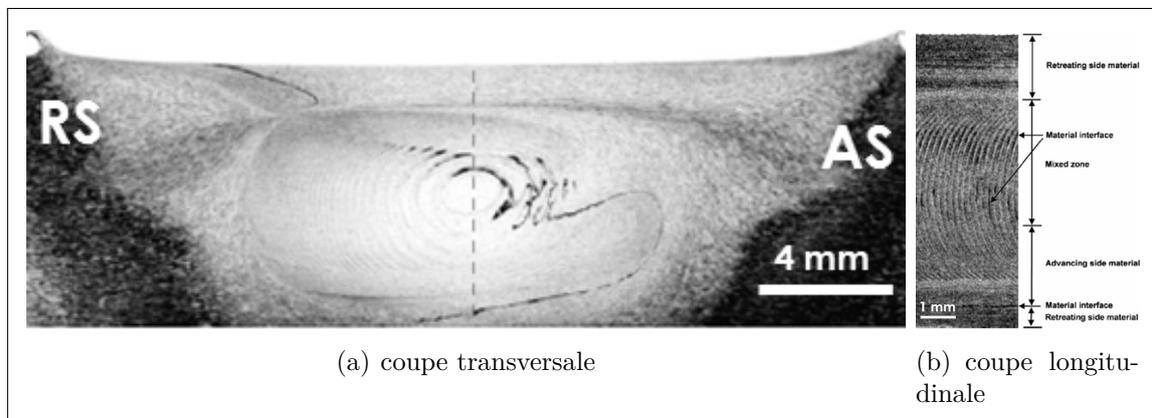


FIGURE 1.20 – "Kissing bonds" montrant la distorsion de l'interface des plaques assemblées (Xu and Deng [2008]).

représentés par la Figure 1.22.

### 1.2.2.2 Structure en bandes ou "onion rings"

La littérature du soudage FSW foisonne de publications sur l'origine des structures en bandes mais il demeure toujours difficile de trancher sur l'origine de la différence de contraste entre les bandes. Des méthodes d'analyse de l'écoulement de matière à l'instar de la méthode de "stop action" ont été utilisées par des auteurs. Même si l'inertie du système influe sur l'efficacité de la méthode de "stop action", les résultats présentés dans la littérature sont pertinents pour l'interprétation de l'origine des structures en bandes. Colligan [1999] présente la formation de deux structures en bandes, une en hauteur et l'autre au pied de la soudure dont les bandes blanches selon l'auteur constituent la matière la plus déformée. Les bandes blanches sont étroites tout comme le confirme les autres

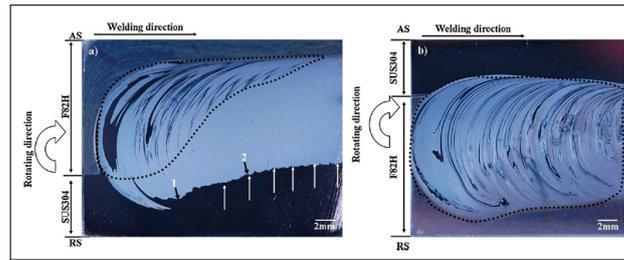


FIGURE 1.21 – Effet de l'écoulement de matière proche de l'interface de deux plaques différentes en fonction de la position transversale de l'interface des plaques (Chung et al. [2011]).

études qui stipulent que la bande la plus déformée est étroite. Certains auteurs ont aussi observé deux ou plusieurs structures en bandes dans l'épaisseur de la soudure. Ces genres de structures sont souvent produits par les outils filetés. Ces résultats attestent de la complexité de l'écoulement de matière généré par ce type de pion.

La différence de contraste de bande a été étudiée par Prangnell and Heason [2005] sur un alliage d'aluminium. En utilisant la technique de "stop action", ils ont pu identifier l'évolution microstructurale de la matière autour de l'outil pendant le soudage. Par analyse EBSD, ils remarquent que la couche de matière juste derrière l'outil n'est pas totalement recristallisée et présente une structure de grain allongée tangente à l'outil avec une faible concentration de joints de forte désorientation (50%). A 1mm derrière l'outil se trouve une autre couche constituée de grains équiaxes similaires à la structure des grains généralement observés dans le noyau d'une soudure FSW. Après cette couche, se trouve une autre couche constituée aussi de grains équiaxes mais plus grossiers. Malgré cela, aucune corrélation n'a été trouvée entre la structure en bandes et la taille des grains dans le noyau. L'étude de la texture du noyau présente aussi des similarités avec les textures de cisaillement mais on note quand même une légère différence des figures de pôle de chaque bande dans le plan et dans la direction de cisaillement. L'origine de la différence de contraste entre les bandes au microscope optique est interprétée ici par une différence d'orientation. Cette différence d'orientation est probablement due à une perturbation opérant à chaque dépôt de matière derrière l'outil. Ce phénomène identifié à l'origine de la structure en bandes affecterait l'orientation cristallographique des bandes déjà présentes derrière l'outil. Les histoires mécaniques variées subies par le volume de matière entraîné autour de l'outil peuvent être aussi à l'origine de la différence d'orientation. Cependant, certains auteurs ne sont pas du même avis que Prangnell and Heason [2005]. Certes, ils confirment que l'origine

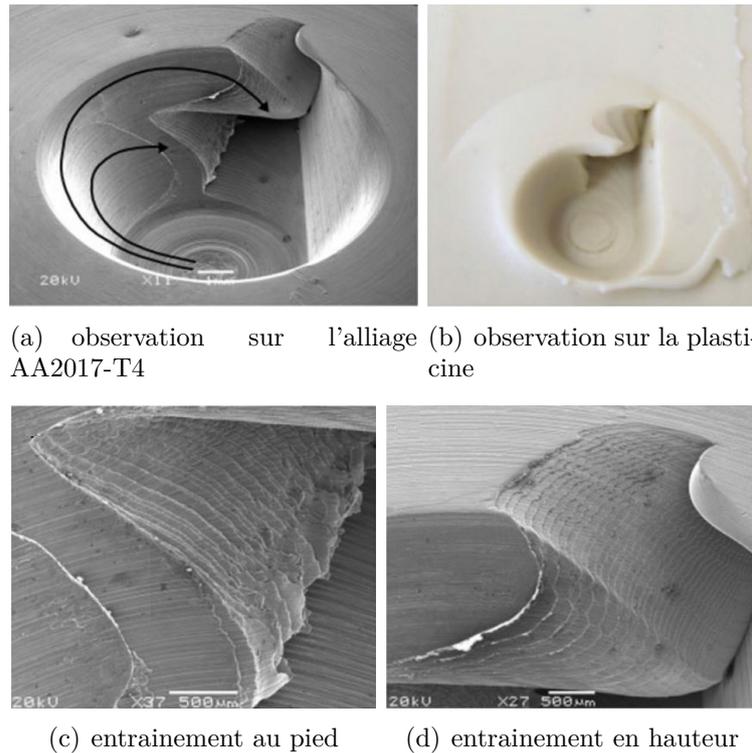


FIGURE 1.22 – Identification d'un entrainement en rotation de la matière au pied et en hauteur de la soudure (Gratecap et al. [2011]).

provient d'une différence d'histoire thermomécanique mais indépendante de l'orientation cristallographique. Kumar and Kailas [2008] affirment en conformité avec les études de Okayasu et al. [2005] que l'origine de la différence de contraste provient de la différence de concentration ou de taille des précipités qui peuvent influencer sur l'attaque (chimique, électronique...) utilisée. Une interprétation similaire est donnée par Attallah et al. [2007] qui définissent le noyau comme une zone de microstructure hétérogène pour les alliages d'aluminium. Cette hétérogénéité est le résultat de l'alternance des bandes de grains fins et grossiers qui coïncident respectivement avec les précipitations aux joints de grains et la ségrégation des particules grossières qui créent un effet de contraste particulier à l'attaque. La Figure 1.23 présente une analyse de Sutton et al. [2002] montrant une nette différence de densité de particules entre les bandes dans une soudure en AA2024-T3. Par des essais de traction ils montrent aussi que les fissures se propagent le long des zones à forte densité de particules. Dans leurs études, Yang et al. [2004] complètent les idées de Sutton et al. [2002] en montrant que les bandes de forte densité de particules ont une taille de grain plus fine et sont plus dures. Par ailleurs, ils soulignent que la dureté de ces bandes ne provient pas forcément de la forte densité de particules car, un matériau différent (AA2524-T3)

présente une variation de dureté entre les bandes mais pas de variation de densité de particules notable. Ces auteurs ont aussi montré que la visibilité de la structure en bandes diminue avec le rapport de la vitesse de rotation par la vitesse d'avance (voir Figure 1.24). Sutton et al. [2004] montrent grâce à des mesures de champ de déformation que la zone à forte densité de particules est la moins déformée (voir Figure 1.25).

Par ailleurs, dans une couche de matière entraînée derrière le pion (en une rotation), on distingue une bande fortement déformée et une bande moins déformée (voir Figure 1.25). Interposées entre elles, ces couches constituent une alternance de bande d'épaisseur variable. Ce cas concerne les résultats des essais effectués avec un outil dont le pion présente un profil circulaire (Attallah et al. [2007]). Mais dans le cas où le profil du pion est polygonal, pendant une rotation de l'outil, on peut distinguer plusieurs bandes de même contraste mais d'épaisseur parfois différente (Prangnell and Heason [2005]).

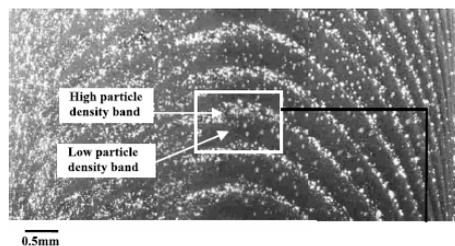


FIGURE 1.23 – Coupe horizontale de la structure en bandes en électrons secondaires (Sutton et al. [2002]).

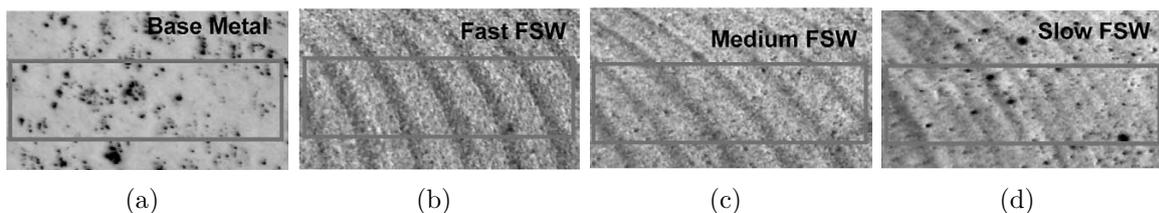


FIGURE 1.24 – Évolution de la structure en bandes en fonction des vitesses de soudage (Yang et al. [2004]).

### 1.2.2.3 Défauts de vide

Les défauts de vide ne sont pas souhaités dans une soudure mais leur présence permet d'appréhender le mécanisme de remplissage du tunnel creusé par l'avance de l'outil de soudage. En effet, pendant le mouvement d'avance de l'outil, un vide se crée derrière le

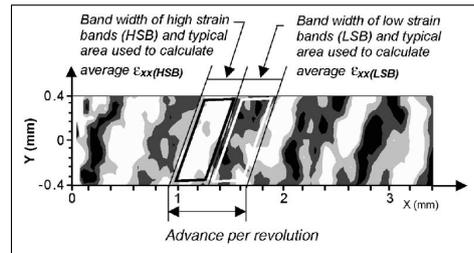


FIGURE 1.25 – Mesure de champ de déformation montrant les bandes fortement déformées (HSB) et les bandes faiblement déformées (LSB) (Sutton et al. [2004]).

pion et la matière située devant le pion est forcée à le contourner. Le contournement se fait dans le sens de rotation de l'outil, du bord d'attaque (advancing) au bord de fuite (retreating) de deux manières différentes. Un entrainement couche par couche, assuré par le pion de l'outil et un entrainement progressif, assuré par l'effet combiné du pion et de l'épaulement (combinaison pion-épaulement). La cavité derrière l'outil est ainsi remplie au pied par des dépôts de couches susceptibles de produire des structures en bandes, tandis qu'elle est souvent continuellement remplie en hauteur. Une compétition se produit entre ces deux écoulements et le défaut de vide apparaît par la faute de l'un ou des deux simultanément.

La Figure 1.26 montre les études de Kumar and Kailas [2008] sur l'évolution des défauts en fonction de la force de soudage. Comme on peut le voir pour le cas d'une force de soudage de  $6.4kN$  (première figure à gauche), la structure en bandes issue de l'effet de l'entrainement périodique au pied de la soudure ne couvre pas toute la largeur de la soudure. Ce qui montre une insuffisance de l'entrainement au pied de la soudure que compense l'entrainement en hauteur lorsqu'il initie un mouvement vertical de la matière en butant contre la paroi du tunnel. Par ailleurs, pour des forces de soudage plus élevées, l'interaction outil/matière augmente et les deux écoulements sont assez prononcés pour former une soudure exempte de défauts de vide.

#### 1.2.2.4 Contraintes résiduelles dans les joints FSW

Malgré le fait que les contraintes résiduelles sont minimales dans les soudures FSW comparativement aux procédés de soudage en phase liquide, une quantité significative de ces contraintes peut être observée, résultant en une dégradation critique de la soudure et

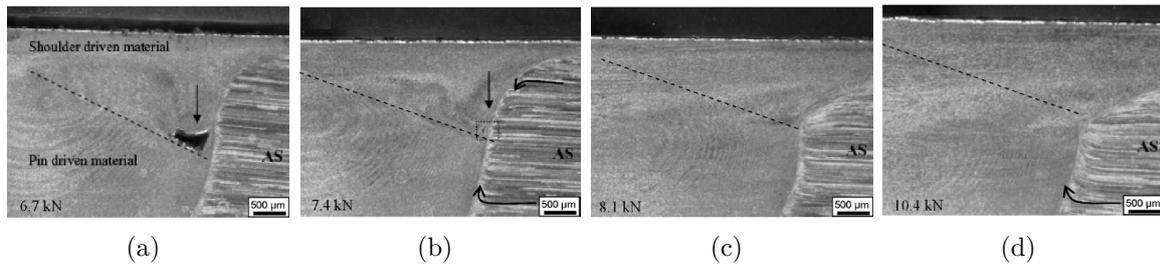


FIGURE 1.26 – Diminution du défaut de vide en fonction de la force de soudage (pilotage en force)(Kumar and Kailas [2008]).

de sa performance en service. Une soudure FSW contient des contraintes résiduelles de compression et de traction. La contrainte résiduelle maximale est localisée dans la ZAT et la contrainte résiduelle minimale qui est la contrainte résiduelle de compression est localisée dans la ZATM du côté advancing (Mishra and Ma [2005]). Selon Iordachescu and Hervías [2008] la largeur de la ZAT et la faible vitesse de refroidissement produit une contrainte résiduelle de compression relativement faible dans la soudure. La contrainte de compression peut être utile à la réduction de la propagation de fissure.

Les contraintes résiduelles dans les soudures FSW sont dues à des effets mécaniques et thermiques (Buffa et al. [2009]). Iordachescu and Hervías [2008] montrent une corrélation de la contrainte résiduelle aux résultats de microstructure et de dureté.

Pour la détermination des contraintes résiduelles dans les soudures FSW, la méthode du trou est largement utilisée par les industriels à cause de sa simplicité, son gain économique (Fratini and Zuccarello [2006]). Mais, cette méthode est semi-destructive et le trou résultant doit être rempli après les mesures. Des techniques non-destructives sont donc aussi utilisées plus, particulièrement la diffraction au rayon X.

Grâce à la méthode du trou, Fratini and Zuccarello [2006] montrent que le niveau de contrainte résiduelle maximale se produisant près de la limite de l'épaulement de l'outil au côté advancing et à une profondeur allant de 0.5 à 1 mm, influence de manière significative le comportement mécanique de la soudure. La technique a été jugée par Fratini and Zuccarello [2006], assez précise pour estimer la valeur réelle de la contrainte résiduelle. Staron et al. [2002] et Prevéy and Mahoney [2003] ont utilisé une technique non-destructive pour déterminer la contrainte résiduelle d'un joint FSW soudé bout à bout afin rechercher la possibilité de modifier l'état de contrainte résiduelle dans le joint en exerçant une tension

mécanique externe ou la méthode LPB (low plasticity burnishing) pendant le procédé de soudage. Peel et al. [2003] ont étudié l'influence de la vitesse d'avance de l'outil sur la contrainte résiduelle dans les soudures FSW en alliage d'aluminium en utilisant une mesure par synchrotron aux rayons X. La contrainte résiduelle a été mise en évidence. Il apparaît que les zones de soudure FSW sont soumises à des contraintes résiduelles longitudinales et transversales.

### 1.2.3 Résistance à la rupture des joints FSW

La validation du procédé FSW dans les différentes applications et secteurs passe par la résistance à la rupture des assemblages réalisés. Pour étudier la résistance d'une soudure FSW à la rupture, les échantillons sont souvent testés en traction ou en fatigue. Des études fractographiques sont en général effectuées suite aux essais.

En effet, dans le transport qui est le secteur d'application principal du soudage FSW, les structures subissent des sollicitations variées et complexes. Vu l'hétérogénéité d'une soudure FSW et celle du noyau en particulier, il est nécessaire de connaître les zones susceptibles d'initier la rupture lors des différentes sollicitations mécaniques (traction et fatigue). Cependant, la présence de flashes, de marques surfaciques, de défauts tels que les vides et les "kissing bonds" dans la soudure peut provoquer sa rupture prématurée. Les flashes et les marques surfaciques sont inévitables sur le brut de soudage. Ainsi, pour augmenter la résistance des joints de soudure à l'amorçage de fissure, leur surface est polie (Lomolino et al. [2005]).

Pour une soudure exempte de défauts et convenablement polie, le mécanisme de la propagation de fissure est liée à trois éléments principaux : la contrainte résiduelle, la zone d'initiation des fissures et la microstructure de la soudure.

Selon Fratini and Zuccarello [2006], la résistance en fatigue et en statique d'une soudure FSW diminue linéairement en fonction de la contrainte résiduelle maximale dans certaines conditions. En revanche, pour Tra et al. [2012], la différence de vitesse de propagation a été attribuée à la différence de microstructure autour et dans la zone de soudure plutôt qu'à l'existence des contraintes résiduelles. Leurs études se portaient sur la propagation des fissures en fatigue sur un alliage AA6063-T5. Ils ont trouvé que la vitesse de propagation

des fissures dépend de la zone dans laquelle elle se propage mais dans tous les cas la vitesse de propagation dans la soudure est plus rapide que celle du matériau de base. Uematsu et al. [2009] ont montré que la résistance en traction des soudures était similaire à celle des matériaux de base pour les soudures d'alliages d'aluminium non-traitables thermiquement, alors qu'elle est plus faible que les matériaux de base pour les alliages d'aluminium traitables thermiquement. Ils affirment que le noyau et la ZATM subissent un vieillissement qui influence leur résistance en fatigue. Le mécanisme de propagation des fissures dans une soudure FSW est complexe. Les interprétations divergent d'un auteur à un autre. Néanmoins la plupart des auteurs s'accordent sur le fait que la rupture a souvent lieu dans la zone de faible dureté (Zhang et al. [2013], Fuller et al. [2010], Brown et al. [2009], Mahoney et al. [1998], Zhao et al. [2005]). La ZAT étant souvent désignée comme zone de faible dureté et donc la zone d'amorçage des fissures. Ren et al. [2007] et Liu and Ma [2008] ont rapporté que la trajectoire des fissures dans les joints en AA6061AL-T651 était en accord avec la distribution des zones de dureté faible. En revanche, Liu et al. [2003], Genevois et al. [2005], Aydin et al. [2009], Aydin et al. [2010], Srivatsan et al. [2007] et (Hu et al. [2011]) ont observé une rupture inhabituelle dans l'interface ZATM/noyau. Selon Tra et al. [2012], les vitesses de propagation maximales sont dans les zones à la limite de l'épaulement au côté retreating.

L'influence de la structure hétérogène du noyau a été aussi mise en évidence en analysant l'effet des "kissing bonds" et les structure en bandes. Mahoney et al. [1998] ont observé que, pendant une sollicitation en traction, la fissure se propage le long des bandes. Sutton et al. [2002] ont observé que la fissure se développe le long des zones à forte densité de particules en chargement mixed-mode I/II (Figure 1.27). De plus, les essais de micro-dureté montrent un profil de dureté périodique à travers les bandes (Sutton et al. [2002], Krishnan [2002], Yang et al. [2004]). Afrin et al. [2008], Lim et al. [2005] et Abbasi Gharcheh et al. [2006] ont observé des oxydes sur la surface de rupture d'une soudure FSW en alliage de magnésium AZ31 sollicitée en traction. Ce qui indique que le comportement à la rupture d'un joint FSW pourrait être associé au kissing bond. Sato et al. [2005] ont examiné systématiquement l'effet des oxydes du kissing bond sur les propriétés en flexion de la racine d'un joint en AA1050 et ont constaté que les propriétés en flexion de la racine du joint ne sont affectées que si le kissing bond est constitué de film d'oxyde continu. Zhou

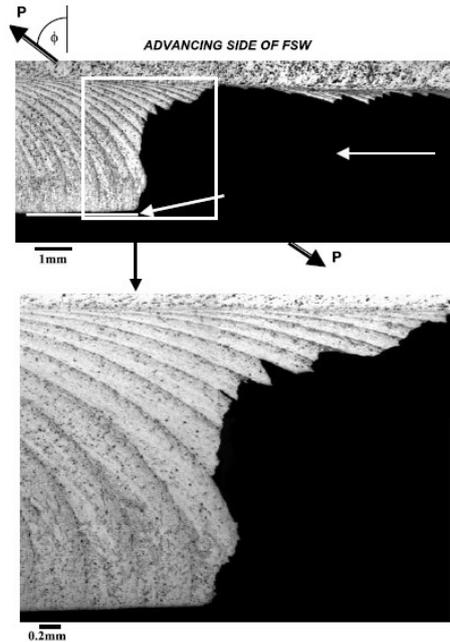


FIGURE 1.27 – Trajectoire de fissuration d'un cordon FSW sous chargement mixed-mode,  $\phi = 60^\circ$  (Sutton et al. [2002]).

et al. [2006a] et Di et al. [2007] ont rapporté que les "kissing bonds" marqués localisés au pied de la soudure réduisent les propriétés de fatigue des joints en AA5083-H321 (Zhou et al. [2006a]), AA2024-T3 (Zhou et al. [2006a]), et AA7075-T6 (Di et al. [2007]). Fratini et al. [2010] ont rapporté qu'un joint FSW en AA7075-T6 réalisé avec la technique de soudage sous eau rompt presque le long du kissing bond, tandis qu'un joint obtenu par la technique ordinaire se fracture dans les zones de faible dureté. Ces études ont montré que la distribution des particules secondaires et le kissing bond peuvent affecter les propriétés mécaniques des joints FSW.

Des études ont été réalisées pour comparer le procédé FSW aux autres techniques de soudage. Ericsson and Sandström [2003] ont montré qu'une soudure en alliage d'aluminium 6082-T6 réalisée par le procédé FSW a une durée de vie plus longue que si elle est réalisée par le procédé TIG ou MIG. Zhao et al. [2010] ont montré que les propriétés mécaniques des joints FSW dépassent 94 % de celles du matériau de base et que ces joints ont respectivement une résistance à la traction et à l'écoulement de 19% et 31% supérieures à celles du procédé TIG. Les bonnes propriétés mécaniques sont dues à la préservation de la microstructure et plus précisément la stabilité thermique des particules  $Al_3(Sc, Zr)$  et aux températures de soudage faibles (Taban and Kaluc [2007]). La présente étude a

démontré que les propriétés de traction des joints FSW étaient plus satisfaisantes que les joints obtenus par les procédés de soudage en phase liquide (TIG et MIG). La rupture de tous les échantillons FSW s'est produite dans la ZATM. Les essais de flexion appliqués sur les plaques soudées ont montrés que les échantillons FSW ne contiennent pas des défauts comme les échantillons soudés en phase liquide. Les analyses au microscope optique et au MEB en électrons secondaires ont montré que les faciès de rupture présentaient des porosités en MIG et TIG.

### 1.3 Modélisation du procédé FSW

Le principe du soudage FSW implique que la matière au niveau de l'interface des plaques à assembler soit malaxée. Pour ce, il faut que la matière soit portée à une température suffisante, soit environ 80% de sa température de fusion pour favoriser le malaxage. Ce qui fait du procédé FSW un procédé très complexe où la thermique, la mécanique et la métallurgie restent couplées. Les agents de ces couplages sont représentés par la Figure 1.28. Ces couplages constituent un défi pour les numériciens qui depuis l'avènement du procédé FSW ne cessent d'apporter des techniques de modélisation variées pour répondre aux besoins d'optimisation des temps de calcul, d'assurer leur précision, de simplifier les modèles... Des modèles purement analytiques ont été développés de même que des modèles basés sur des méthodes dites sans maillage à l'instar de la méthode SPH (Timesli and Zahrouni [2011] et Tartakovsky et al. [2006]) et la méthode des éléments naturels (Alfaro et al. [2008]). Cependant, la méthode des éléments finis demeure largement la plus utilisée pour la modélisation du procédé FSW. Cette partie présente les méthodes de résolution du bilan thermique et mécanique utilisées pour la modélisation du soudage FSW ainsi que les modèles permettant de prédire les propriétés des joints de soudure.

#### 1.3.1 Modélisation mécanique

Les modèles mécaniques peuvent être classés en deux catégories : Les modèles basés sur la mécanique des solides et les modèles basés sur la mécanique des fluides. En mécanique des solides, on considère un solide élastoplastique. Pour modéliser le procédé FSW

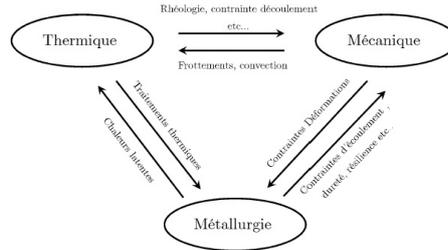


FIGURE 1.28 – Couplage thermique, mécanique et métallurgique du procédé FSW (Jacquin and Desrayaud [2009]).

en mécanique des fluides, on considère que pendant le procédé, la matière adopte un comportement purement visqueux (ou viscoplastique). Autour du pion, la matière chaude peut être assimilée à un fluide à grande viscosité, et dans les zones les plus éloignées, où le métal est plus froid, on suppose qu'il s'agit du même fluide mais de viscosité beaucoup plus élevée, voire infinie. Ce qui permet de décrire la matière dans tout le domaine du modèle par une loi de comportement unique qui est la loi viscoplastique.

### 1.3.1.1 Modélisation en mécanique des solides

Les modèles en mécanique des solides sont basés sur l'équation de continuité et l'équation de la dynamique des solides qui sont respectivement :

$$\frac{dm}{dt} = 0 \quad (1.3)$$

$$\text{div}(\vec{\sigma}) = m \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} - \vec{f} \quad (1.4)$$

où  $\vec{\sigma}$  représente le tenseur des contraintes,  $\vec{f}$  les forces volumiques qui sont souvent négligées en soudage FSW,  $\vec{v}$  le champ de vitesse. Le tenseur de contrainte de Cauchy est la partie introduisant le couplage avec la température et la non-linéarité dans le système. La loi d'écoulement, ou loi constitutive, s'exprime par la contrainte équivalente  $\bar{\sigma}$  :

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}, \dot{\bar{\varepsilon}}, T, P) \quad (1.5)$$

où  $P$  est l'ensemble des paramètres définis dans l'équation constitutive de la rhéologie du matériau.

Pour développer des modèles de soudage FSW précis, il est nécessaire de définir dans toutes les zones de la soudure, une loi constitutive valide. Une loi constitutive (loi de comportement) est constituée d'un ensemble d'équations paramétriques caractérisant la contrainte d'écoulement en fonction des variables thermomécaniques (Kuykendall et al. [2013]). Les équations constitutives utilisées pour le soudage FSW sont en général elstoviscoplastiques. La partie élastique de la rhéologie du matériau est impérative pour le traitement des problèmes de contraintes résiduelles. Kuykendall et al. [2013] ont fait une étude comparative des différentes lois constitutives utilisées pour la modélisation du soudage FSW. Il s'agit de la loi de Sellars-Tegart/Sheppard-Wright, la loi de plasticité de Johnson-Cook, les lois utilisées par Buffa, Zhangand-Chen, Heurtier, Arbegast et le modèle saturé de Hart. Une fois la rhéologie du matériau connue et introduite dans l'équation ((1.4)), il faudra résoudre les équations ((1.4) et (1.3)) par éléments finis. Dans un système couplé, l'équation de chaleur est à résoudre en parallèle pour introduire le champ de température. Cependant, certains auteurs ont introduit le champ de température résultant des données expérimentales (Zhang and Zhang [2007], Zhu and Chao [2004]) pour ainsi réduire considérablement les degrés de liberté du système. D'autres ont supposé la température constante dans toutes les sections des plaques pour mettre en place un modèle purement mécanique.

La méthode des éléments finis repose sur deux principes : d'une part, la formulation d'un problème approché par la méthode de Galerkin (ou une variante de celle-ci) ; d'autre part, la construction d'un espace d'approximation (de dimension finie) à l'aide d'un maillage, de fonctions polynômiales par morceaux et de degrés de liberté sur chaque maille.

La formulation en éléments finis est basée sur une approximation des conditions d'équilibre de manière faible, telle que l'équilibre soit en moyenne maintenu sur un nombre fini d'éléments discrétisant le domaine. On définit donc un champ de vitesse arbitraire cinématiquement admissible  $\delta\vec{v}$ . Le produit scalaire de  $\delta\vec{v}$  avec l'équation d'équilibre des forces abouti au principe des puissances virtuelles en local :

$$\vec{div}(\vec{\sigma}) \cdot \delta\vec{v} = \left(m \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} - \vec{f}\right) \cdot \delta\vec{v} \quad (1.6)$$

Cette équation du principe des puissances virtuelles est ensuite sommée sur tout le volume pour aboutir à la forme faible de l'équation d'équilibre mécanique :

$$\int_{\Omega} \vec{div}(\tilde{\sigma}) \cdot \delta \vec{v} \, d\omega = \int_{\Omega} \left( m \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} - \vec{f} \right) \cdot \delta \vec{v} \, d\omega \quad (1.7)$$

En intégrant par partie la première partie.

$$\int_{\Omega} \vec{div}(\tilde{\sigma} \cdot \delta \vec{v}) \, d\omega - \int_{\Omega} \tilde{\sigma} \cdot \vec{div}(\delta \vec{v}) \, d\omega = \int_{\Omega} \left( m \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} - \vec{f} \right) \cdot \delta \vec{v} \, d\omega \quad (1.8)$$

Grâce au théorème de divergence, on a :

$$\int_S \tilde{\sigma} \cdot \delta \vec{v} \, ds - \int_{\Omega} \tilde{\sigma} \cdot \vec{div}(\delta \vec{v}) \, d\omega = \int_{\Omega} \left( m \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} - \vec{f} \right) \cdot \delta \vec{v} \, d\omega \quad (1.9)$$

Sachant que :

$$\begin{cases} \vec{div}(\delta \vec{v}) = \frac{\partial \delta \vec{v}}{\partial x} \\ \dot{\hat{\varepsilon}}(\delta \vec{v}) = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial \delta \vec{v}}{\partial x} + \left( \frac{\partial \delta \vec{v}}{\partial x} \right)^t \right) \end{cases} \quad (1.10)$$

Comme sigma est symétrique :

$$\tilde{\sigma} \cdot \vec{div}(\delta \vec{v}) = \tilde{\sigma} \frac{\partial \delta \vec{v}}{\partial x} = \tilde{\sigma} \dot{\hat{\varepsilon}}(\delta \vec{v}) \quad (1.11)$$

où  $\dot{\hat{\varepsilon}}(\delta \vec{v}) = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial \delta \vec{v}}{\partial x} + \left( \frac{\partial \delta \vec{v}}{\partial x} \right)^t \right)$

La forme classique de la forme intégrale faible de l'équation d'équilibre en mécanique est donc :

$$\int_{\Omega} \tilde{\sigma} : \dot{\hat{\varepsilon}}(\delta \vec{v}) \, d\omega = \int_S \tilde{\sigma} \cdot \delta \vec{v} \, ds - \int_{\Omega} \left( m \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} - \vec{f} \right) \cdot \delta \vec{v} \, d\omega = 0 \quad (1.12)$$

Cependant, cette formulation basée uniquement sur l'équation d'équilibre mécanique ((1.4)) est suffisante pour résoudre les problèmes en mécanique des solides mais pour certains besoins, l'équation de continuité (1.3) est aussi prise en compte. Ainsi, la forme intégrale faible de l'équation d'incompressibilité est aussi recherchée. On parle alors d'une formulation mixte (Cho et al. [2005], Guerdoux [2007]). L'utilisation de formulation dite

mixte répond à des besoins variés tels que la prise en compte rigoureuse du cisaillement dans les plaques de Reissner-Mindlin ou encore la prise en compte le plus précisément possible de l'incompressibilité d'un comportement matériau. Plus généralement, ces formulations mixtes répondent au besoin d'imposer une condition. La forme intégrale faible en formulation mixte peut être exprimée par :

$$\begin{cases} \int_{\Omega} \tilde{\sigma} : \dot{\tilde{\varepsilon}}(\delta\vec{v}) \, d\omega - \int_{\Omega} p \cdot \text{div}(\delta\vec{v}) \, d\omega = \int_S \tilde{\sigma} \cdot \delta\vec{v} \, ds - \int_{\Omega} (m \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} - \vec{f}) \cdot \delta\vec{v} \, d\omega \\ \int_{\Omega} \delta p \cdot \left( \text{tr}(\dot{\tilde{\varepsilon}}(\delta\vec{v})) + \frac{3\dot{p}}{3\lambda + 2\mu} \right) \, d\omega \end{cases} \quad (1.13)$$

Les techniques qu'impose ce type de formulation sont largement discutées dans la section (1.3.1.2) traitant la modélisation en mécanique des fluides.

Pour la résolution numérique en mécanique des solides, la description se fait de façon Lagrangienne où le maillage suit le mouvement de la matière. Cette technique a l'avantage de permettre un suivi des particules de matière afin de connaître leur histoire thermomécanique qui est indispensable pour prédire la microstructure des joints de soudure FSW. Par ailleurs, les forts gradients et vitesses de déformation engendrés pendant le procédé de soudage créent des problèmes de distorsion de maillage intenses. Il faut donc faire appel à des techniques de remaillage où l'on perd inévitablement le suivi des particules et par conséquent la possibilité de connaître leur évolution microstructurale qui est un atout majeur de la formulation lagrangienne. Néanmoins, la formulation lagrangienne avec remaillage permet de décrire les limites du domaine et pour ainsi prédire les défauts de vide. C'est pourquoi certains auteurs (Guerdoux and Fourment [2007], Schmidt and Hattel [2005a]) proposent d'utiliser une formulation mixte, dite arbitraire lagrangienne-eulérienne (Arbitrary Lagrangian-Eulerian, ALE). Une telle formulation consiste en un écoulement continu du matériau à travers le référentiel eulérien (cf. section (1.3.1.2)), alors que les interfaces entre la matière et l'outil sont lagrangiennes, afin de suivre le matériau qui s'y trouve de manière transitoire. Ce type de formulation a également été utilisé pour optimiser le coefficient de frottement à l'interface outil/matière et pour prédire l'apparition de défauts durant la phase d'avance, tel que montré par la Figure 1.29.

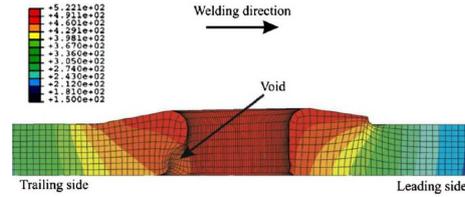


FIGURE 1.29 – Utilisation d’une formulation ALE pour modéliser l’écoulement plastique du matériau et l’apparition de défauts de soudure (Schmidt and Hattel [2005a]).

### 1.3.1.2 Modélisation en mécanique des fluides

En mécanique des fluides, la puissance de déformation plastique est souvent appelée puissance de dissipation visqueuse. Cela vient du fait qu’un fluide est caractérisé par sa viscosité, plus facilement mesurable, plutôt que par sa contrainte d’écoulement. La viscosité, par définition, est un ratio de proportionnalité entre la contrainte appliquée sur un fluide et la vitesse de déformation de ce fluide :

$$\mu = \frac{\tilde{\sigma}}{3 \cdot \tilde{\varepsilon}} \quad (1.14)$$

Cette propriété peut être mesurée expérimentalement d’une manière relativement simple. Les résultats de Colegrove and Shercliff [2005] montrent que pour bien reproduire le comportement du matériau aux températures et vitesses de déformation en vigueur lors du soudage FSW, la viscosité doit être très basse, c’est-à-dire que le comportement du matériau soit proche de celui d’un fluide. La description en mécanique des fluides est eulérienne. Dans ce référentiel eulérien, l’outil reste fixe en déplacement, et c’est donc le matériau qui se déplace par rapport à ce référentiel. Le métal soudé entre donc dans le volume considéré et en ressort. Ce type de représentation convient à la modélisation de phénomènes caractérisés par un régime permanent (Schmidt and Hattel [2005b]). L’écoulement du matériau est calculé par la résolution de l’équation de Navier-Stokes (si on considère que la viscosité ne dépend pas de la vitesse de déformation) qui dans sa forme vectorielle est donnée par :

$$\rho \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} + \rho \vec{grad}(\vec{v}) \cdot \vec{v} = \vec{F} - \vec{grad}(P) + \frac{\mu}{\rho} \Delta(\vec{v}) \quad (1.15)$$

La condition d'incompressibilité du fluide doit également être vérifiée :

$$\operatorname{div}(\vec{v}) = 0 \quad (1.16)$$

Dans le cas général, la viscosité dépend de la vitesse de déformation. Par conséquent, le problème est non linéaire et une solution est proposée par Feulvarch et al. [2013]. D'autres auteurs semblent utiliser directement l'équation de Navier-Stokes, considérant que le liquide est Newtonien (Colegrove and Shercliff [2005]).

Les conditions aux limites du problème prennent la forme de champs de vitesse imposés aux interfaces. Ces champs de vitesses doivent être estimés en fonction de la condition de contact. L'objectif principal visé par les utilisateurs d'une telle approche est la reproduction de l'écoulement du matériau afin de calculer la puissance de déformation plastique. Le modèle permet de connaître le déplacement du matériau en régime permanent, mais pas la déformation plastique généralisée subie en chaque point du joint soudé. D'autre part, ce type de modèle est utilisé pour visualiser l'écoulement en fonction de divers paramètres de soudage, notamment la géométrie de l'outil. La connaissance de la géométrie de l'écoulement peut mener à une meilleure compréhension des phénomènes métallurgiques, lesquels ont une influence très importante sur les propriétés mécaniques du joint soudé. Les résultats obtenus par les modèles de mécanique des fluides peuvent être comparés aux résultats expérimentaux sur l'écoulement de matière pendant le soudage FSW.

Les principales difficultés pour étudier et résoudre les équations de Navier-Stokes sont d'une part le couplage vitesse/pression et d'autre part la présence du terme de convection non-linéaire. D'un point de vue numérique, la résolution des équations de Navier-Stokes utilisera dans de nombreuses méthodes la résolution intermédiaire de problèmes de Stokes. Le problème de Stokes est un problème couplé vitesse/pression mais linéaire.

La formulation mixte en vitesse/pression du problème de Navier-Stokes se traduit par :

$$\begin{cases} \int_{\Omega} 2\eta D(\delta\vec{v}) : D(\delta\vec{v}) \, d\omega - \int_{\Omega} p \cdot \operatorname{div}(\delta\vec{v}) \, d\omega = \int_S \tilde{\sigma} \cdot \delta\vec{v} \, ds - \int_{\Omega} (m \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} - \vec{f}) \cdot \delta\vec{v} \, d\omega \\ \int_{\Omega} \delta p \cdot \operatorname{div}(v) \, d\omega \end{cases} \quad (1.17)$$

Où  $D(v) = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial v}{\partial x} + \left( \frac{\partial v}{\partial x} \right)^t \right)$  et  $D(\delta\vec{v}) = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial \delta\vec{v}}{\partial x} + \left( \frac{\partial \delta\vec{v}}{\partial x} \right)^t \right)$  sont les tenseurs des taux de déformation eulériens associés respectivement au champ de vitesse  $v$  et au champ de vitesse virtuelle  $\delta\vec{v}$ .

Pour résoudre ce type de problème par la méthode des éléments finis (cf. Drapier and Fortunier [2010]), cette formulation doit respecter la condition "inf-sup" de Brezzi-Babuska. Pour que cette condition soit respectée et ainsi assurer l'existence et l'unicité de la solution, les champs de vitesse  $\vec{v}$  et de pression  $p$  doivent être judicieusement choisis. Les champs tests  $\delta\vec{v}$  associés à la vitesse  $\vec{v}$  sont approximés de la même façon :

$$\vec{v} = N_i(\vec{x})\vec{v}_i \quad (1.18)$$

$$\delta\vec{v} = N_i(\vec{x})\delta\vec{v}_i \quad (1.19)$$

où  $i = 1, 2, \dots, n$  ( $n$ , le nombre de nœud)

Les champs  $\delta p$  associés à la pression  $p$  sont également approximés de façons identiques :

$$p = M_i(\vec{x})p_i \quad (1.20)$$

$$\delta p = M_i(\vec{x})\delta p_i \quad (1.21)$$

$$\begin{bmatrix} [K_{rd}] & [K_{ic}] \\ [K_{ic}] & [0] \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \{v\} \\ \{p\} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \{F\} \\ \{0\} \end{Bmatrix} \quad (1.22)$$

Hormis, les problèmes liés aux choix des champs d'interpolations des vitesses et des pressions, le système ((1.22)) fait apparaître des termes diagonaux nuls provenant de l'incompressibilité. Ces termes vont poser des difficultés lors de l'utilisation de méthodes numériques.

Les principales méthodes traitant l'incompressibilité sont la méthode de pénalité, les méthodes mixtes vitesse-pression par les multiplicateurs de Lagrange et par la méthode du Lagrangien augmenté, et la méthode de l'élément mixte vitesse-pression par élément bulle (Feulvarch et al. [2013], Guerdoux and Fourment [2007]). La méthode de pénalité a été utilisée pour la modélisation thermomécanique du procédé FSW en mécanique des solides par Cho et al. [2005].

Pour éviter l'apparition de phénomènes de blocage, et de modes de pressions parasites, il est nécessaire que le nombre d'inconnues en pression (ou le nombre de contraintes d'incompressibilité au regard du système (1.22) soit strictement inférieur au nombre d'inconnues en vitesse.

$$[K_{ic}]\{v\} = \{0\} \Rightarrow \{v\} = \{0\} \quad (1.23)$$

Cette condition n'assure pas l'unicité de la solution. Le respect de la condition de Brezzi-Babuska nécessite également l'implication suivante :

$$[K_{ic}]^T\{p\} = \{0\} \Rightarrow \{p\} = \{0\} \quad (1.24)$$

Dans la littérature, les éléments finis P1+/P1 et P2/P1 (éléments de Taylor-Hood (Taylor and Hood [1973])) respectent la condition de Brezzi-Babuska mais il en existe d'autres. En particulier, il a été montré théoriquement et numériquement qu'il suffit que l'approximation de la vitesse soit d'un ordre supérieur à celle de la pression (Reddy and Gartling [2010]).

La détermination de la pression reste cependant problématique. En effet, pour un fluide incompressible, en l'absence de surface libre, la pression est connue à une constante près. On peut lever cette indétermination en fixant une valeur en un point du maillage, généralement sur le bord du domaine, ou encore, en imposant que la pression moyenne sur le domaine soit égale à (Rappaz et al. [1998]) :

$$\int_{\Omega} p d\omega = 0 \quad (1.25)$$

L'élément souvent utilisé en soudage FSW pour l'intégration numérique des équations en mécanique est l'élément bulle P1+/P1 introduit par Arnold et al. (1984). Cet élément propose une intégration linéaire des champs de vitesse et de pression avec un degré d'interpolation supplémentaire au centre de l'élément pour enrichir le champ de vitesse. Ce degré de liberté supplémentaire permet d'introduire une nouvelle contrainte au barycentre de l'élément. Ainsi, il permet à la fois de satisfaire la condition de Brezzi-Babuska dans le sens où le degré d'interpolation du champ de vitesse est supérieur au degré d'interpolation du champ de pression et de résoudre les problèmes numériques dus à la présence de termes

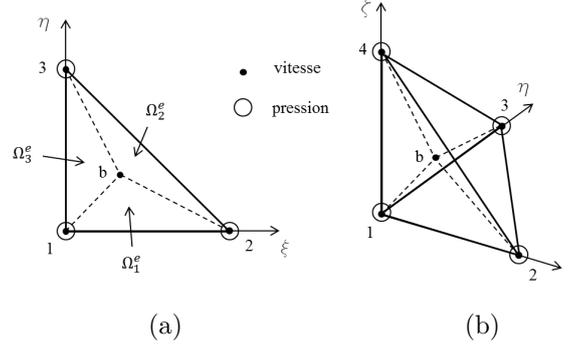


FIGURE 1.30 – Élément bulle P1+/P1 dans le repère de référence  $(\xi, \eta, \zeta)$  : (a) élément triangle; (b) élément tétraèdre.

diagonaux nuls (Perchat [2000])).

Les espaces d'approximations sont définis sur une triangularisation  $T_h(\Omega)$  du domaine. Pour chaque élément, une fonction d'interpolation est associée à la vitesse  $\vec{v}$  et à la pression  $p$ .

Par exemple pour les éléments bulles P1+/P1 2D et 3D présentés sur la Figure 1.30, les fonctions d'interpolation suivantes sont choisies pour l'approximation des champs de pression  $p(x)$  et de vitesse  $\vec{v}(x)$  :

$$p(x) = N_i(x)p_i \quad (1.26)$$

$$\{v(x)\} = \{v_l(x)\} + \{v_b(x)\} = N_i(x)v_i + N_b(x)v_b \quad (1.27)$$

Les champs test associés  $\delta p(x)$  et  $\delta \vec{v}(x)$  s'écrivent :

$$p(x) = N_i(x)p_i \quad (1.28)$$

$$\{v(x)\} = \{v_l(x)\} + \{v_b(x)\} = N_i(x)v_i + N_b(x)v_b \quad (1.29)$$

La fonction de forme pour le degré de liberté supplémentaire en vitesse ( $Nb$ ) est appelée fonction bulle. Cette fonction est égale à 1 au centre de l'élément et s'annule sur ses bords. Son choix étant libre, la littérature propose différents types de fonctions bulles permettant de satisfaire cette condition :

- Fonctions Hiérarchiques :  $Nb = 3Min(N1, N2, N3)$  en 2D  
et  $Nb = 4Min(N1, N2, N3, N4)$  en 3D.

Cette fonction présente l'avantage de fournir le même ordre d'intégration pour les

fonctions bulle que pour les vitesses et les pressions.

- Polynôme :  $Nb = 27N_1N_2N_3$  en  $2D$  et  $Nb = 256N_1N_2N_3N_4$  en  $3D$ .

Bien que sa stabilité ait été prouvée (Arnold et al. [1984]), dans le cadre d'éléments linéaires, le choix d'une bulle de niveau d'intégration élevé est source de problèmes numériques. Elle nécessite une intégration plus précise, fait craindre l'apparition d'instabilités dues à l'association des fonctions linéaires et cubiques mais surtout engendre un surcout de calcul important pour une simple correction de vitesse.

### 1.3.2 Modélisation thermique

En général, l'ensemble des modèles thermiques du soudage FSW est basé sur l'équation classique de conservation d'énergie encore appelée, équation de la chaleur exprimée par :

$$\rho c \left( \frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v} \text{grad}(T) \right) = \lambda \Delta T + \Gamma_d \tilde{\sigma}_0 \dot{\tilde{\epsilon}} \quad (1.30)$$

où  $\rho$  est la densité,  $c$  la chaleur spécifique,  $\lambda$  le coefficient de conduction,  $\Gamma_d$  le coefficient de chaleur de déformation inélastique de Taylor Quinney,  $\tilde{\sigma}_0$  la contrainte d'écoulement de Von Mises,  $\dot{\tilde{\epsilon}}$  la vitesse de déformation équivalente de Von Mises.

Le couplage mécanique est lié à la vitesse postulée  $\vec{v}$  associée aux variables mécaniques  $\tilde{\sigma}_0$  and  $\dot{\tilde{\epsilon}}$ . Afin de s'affranchir des calculs mécaniques jugés peu utiles ou onéreux, des modèles thermiques de soudage ont vu le jour. Ceux qui considèrent la partie mécanique peu utile à leur application ont donc développé des modèles purement thermiques. Ces modèles sont utilisés pour calculer la distribution de température dans le joint et son évolution au cours du soudage. Ces cycles de température sont utiles pour prédire les contraintes résiduelles induites par le soudage, et par conséquent la distorsion qui en résulte. Ces types de modèles permettent également de prédire l'évolution de l'état de précipitation dans un alliage soumis au soudage FSW et d'estimer les propriétés mécaniques résultantes. Pour ceux qui considèrent la partie mécanique onéreuse, il s'agit d'exprimer la partie mécanique par des formules analytiques afin de s'affranchir des résolutions numériques et du couplage thermique/mécanique. Ces formules analytiques sont parfois basées sur des intuitions découlant des études expérimentales de l'écoulement de matière pendant le procédé ou sur les hypothèses des écoulements en mécanique des fluides (Jacquin et al. [2011], Zhang et al.

[2011], Arora et al. [2011], Heurtier et al. [2006], Schmidt and Hattel [2008]).

Dans le soudage FSW, la source de chaleur résulte de deux phénomènes différents. D'une part, la chaleur est générée par frottement à l'interface outil/matière, et d'autre part elle est générée par la dissipation d'énergie de déformation plastique s'opérant autour de l'outil.

### 1.3.2.1 Puissance de frottement

Le frottement outil/matière se résume au frottement pion/matière et épaulement/matière. La puissance de frottement pion/matière est souvent négligée. Pour la détermination de la puissance de frottement outil/matière les auteurs utilisent une des quatre lois suivantes : On distingue la loi de Tresca qui exprime la puissance de frottement en fonction de la contrainte d'écoulement de la matière :

$$\phi_f = \bar{m} \frac{\tilde{\sigma}_0}{\sqrt{3}} \Delta \vec{V}_s \quad (1.31)$$

La loi de Coulomb quant-à-elle relie la puissance de frottement à la contrainte normale (pression de contact) par la formule :

$$\phi_f = \mu \tilde{\sigma}_n \Delta \vec{V}_s \quad (1.32)$$

Pour mettre en contribution ces deux lois, on utilise la loi de coulomb limité par Tresca.

$$\phi_f = \begin{cases} \mu \tilde{\sigma}_n \Delta \vec{V}_s & \text{si } |\mu \tilde{\sigma}_n| < \bar{m} \frac{\tilde{\sigma}_0}{\sqrt{3}} \\ \bar{m} \frac{\tilde{\sigma}_0}{\sqrt{3}} \Delta \vec{V}_s & \text{si } |\mu \tilde{\sigma}_n| \geq \bar{m} \frac{\tilde{\sigma}_0}{\sqrt{3}} \end{cases} \quad (1.33)$$

Il est souhaitable de régulariser cette loi car dans les modèles numériques on recherche à éviter au maximum les discontinuités. C'est cette régularité qu'offre la loi de frottement viscoplastique aussi appelé la loi de Norton et définie par :

$$\phi_f = -\alpha k \|\Delta \vec{V}_s\|^q \|\Delta \vec{V}_s\| \quad (1.34)$$

Où  $\alpha$  est le coefficient de frottement déterminable expérimentalement,  $k$  la consistance et  $q$  la sensibilité à la vitesse de glissement souvent prise pour  $m$  (la sensibilité à la vitesse de déformation). Cette dernière loi est la plus utilisée pour la modélisation du procédé FSW.

Par ailleurs, une fois la puissance de frottement connue, un autre problème est de connaître le coefficient de partage de cette puissance entre l'outil ( $\alpha_{outil}$ ) et les pièces à assembler ( $\alpha_{matière}$ ). Le coefficient de partage  $\alpha$  matière est généralement défini à partir des effusivités  $e = \sqrt{(\rho C_p \lambda)}$  des matériaux en contact :

$$\alpha_{matière} = \frac{e_{matière}}{e_{matière} + e_{outil}} \quad (1.35)$$

Cette expression est issue de l'analyse d'un contact dissipatif entre deux milieux semi-infinis. Dans la réalité, le partage de la puissance semble bien plus complexe. L'expression (1.35) est donc un indicateur du coefficient de partage réel.

Enfin dans certains cas, les auteurs (Seidel and Reynolds [2003]) ont négligé la contribution de la puissance thermique de frottement par rapport à la puissance thermique de déformation inélastique.

### 1.3.2.2 Puissance de déformation

Considérée par la plupart des auteurs comme la source principale des énergies en soudage FSW, la puissance de déformation inélastique est en majorité convertie en chaleur. Cette chaleur  $\phi_d$  est exprimée dans l'équation de chaleur par le terme :

$$\Gamma_d \tilde{\sigma}_0 \dot{\tilde{\epsilon}} \quad (1.36)$$

Où  $\Gamma_d$  est le coefficient de Taylor-Quinney représentant la quantité d'énergie de déformation inélastique converti en chaleur.  $\Gamma_d = 1$  signifie que toute l'énergie de déformation inélastique est convertie en chaleur.  $\Gamma_d$  est souvent considéré égale à 0.9 pour l'aluminium.

Malgré tout, certains auteurs comme Song and Kovacevic [2003] ont négligé l'apport de la déformation inélastique sur la thermique du procédé.

### 1.3.2.3 méthodes de résolution

Pour résoudre le bilan thermique, la plupart des modèles utilise la méthode de Galerkin qui exprime la forme intégrale faible en ces termes :

$$\int_{\Omega} \delta T [\rho c \left( \frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v} \cdot \text{grad}(T) \right) - \phi_d] d\omega + \int_{\Omega} \text{grad}(\delta T) \lambda \text{grad}(T) d\omega = \int_{Su} \delta T (\phi_f - \phi_e) dS \quad (1.37)$$

Où  $\delta T$  est le champ variationnel arbitraire satisfaisant les conditions aux limites essentielles (fonction poids),  $\Omega$  le domaine du problème,  $Su$  la surface sur laquelle est appliquée les conditions aux limites naturelles,  $\phi_e$  représente les conditions aux limites de convection et de radiation sur  $Su$  et définies par :

$$\phi_e = h_c(T_f - T) + \epsilon \sigma (T_{\infty}^4 - T^4) \quad (1.38)$$

Où  $h_c$  est le coefficient d'échange par convection.  $\epsilon < 1$  est l'émissivité (sans dimension),  $\sigma$  la constante de Stefan Boltzmann.

Le volume est géométriquement approximé par des éléments finis et la Température est donc définie par :

$$T = N^i(\vec{x})T^i \quad (1.39)$$

La même fonction est utilisée pour la la fonction poids :

$$\delta T = N^j(\vec{x})T^j \quad (1.40)$$

Où  $j = 1, 2, \dots, n$  ( $n$ , le nombre de nœuds),  $N^i$  et  $N^j$  sont les polynômes d'interpolation identique d'après la méthode de Galerkin

C'est donc sur cette formulation faible de Galerkin qu'est basée la méthode des éléments finis dans la résolution du bilan thermique. Cependant, dans les modèles thermofluides où le maillage est fait uniquement pour la description des champs thermiques, pour un matériau et un maillage donnés, la méthode des éléments finis classique n'est applicable que si la vitesse  $v$  du solide ou du fluide est suffisamment faible. Cette condition est régie

par un nombre de Peclet  $P_e$  faible :

$$P_e = \frac{\rho c |\vec{v}| h}{\lambda} \quad (1.41)$$

Où  $h$  est la longueur caractéristique de l'élément.

Dans le cas où le nombre de Peclet est élevé, c'est à dire les phénomènes à convection dominante, des techniques particulières de résolution ont été mises au point. Les numériciens qui utilisent la méthode des différences finies connaissent bien le phénomène d'oscillation spatiale en diffusion-convection pour des nombres de Peclet élevés. Pour y remédier, on peut écrire un schéma de différences décentrées pour estimer les dérivées première et seconde intervenant dans le modèle physique. Le schéma décentré ou l'upwind correspond à un schéma centré dans lequel on aurait donné plus de poids à la conduction. En effet, il s'agit de remplacer la conduction thermique  $\lambda$  par une conduction équivalente  $\lambda'$  telle que :

$$\lambda' = \lambda \left( 1 + \frac{\rho c |\vec{v}| h}{2\lambda} \right) = \lambda \left( 1 + \frac{P_e}{2} \right) \quad (1.42)$$

C'est ce résultat qui est exploité pour établir les formulations par éléments finis correspondant au schéma décentré.

Pour l'adapter à la méthode des éléments finis, une voie possible est d'utiliser une formulation variationnelle de Petrov-Galerkin. On aboutit alors à la méthode connue sous le nom Streamline-Upwind-Petrov-Galerkin (SUPG). Elle consiste à utiliser des fonctions de pondération discontinues sur les frontières des éléments. Le décentrement des termes convectifs est obtenu en éléments finis par la méthode SUPG (Streamline Upwind Petrov Galerkin). Pour cela, on considère :

$$W_i = N_i + P_i = N_i + \xi \vec{v} \cdot \nabla N_i \quad (1.43)$$

Où  $N_i$  est la fonction de base choisie,  $\xi$  un paramètre de stabilisation et  $\vec{v}$  le champ de vitesse associé au terme convectif. Pour un élément en amont du nœud  $i$ ,  $\vec{v} \cdot \vec{grad}(N_i(\vec{x})) = 0$  est positif. La fonction de pondération associée sur cet élément au nœud  $i$  devient donc plus importante.

Malgré le décentrement, des oscillations subsistent. Cela est lié au fait que le schéma

est linéaire et du second ordre en espace. D'après le théorème de Godunov, on sait qu'un schéma linéaire d'ordre 2 ne préserve pas la monotonie, d'où l'apparition possible d'oscillations. C'est pour cela qu'on ajoute au schéma SUPG un second terme correctif non linéaire (ce qui conduit l'option SUPGDC [pour Discontinuity Capturing]). Comme les oscillations observées sont orthogonales au gradient du champ transporté, Hughes, Mallet et Mizukami proposent d'introduire de la diffusion dans cette direction :

$$W_i = N_i + P_i = N_i + \xi_1 \vec{v} \cdot \nabla N_i + \xi_2 \vec{v}_{//} \cdot \nabla N_i \quad (1.44)$$

Où  $\vec{v}_{//} = \left( \frac{\vec{v} \cdot \nabla T}{\|\nabla T\|^2} \right) \nabla T$  est la projection du vecteur vitesse sur le gradient du champ scalaire (ici  $T$ ),  $\xi_2 = \frac{h}{2|\vec{v}_{//}|} \gamma$ ,  $\xi_1$  est l'analogie de  $\xi$  en SUPG est un paramètre de stabilisation. Dans sa forme générale,  $\xi$  fait intervenir une longueur caractéristique de l'élément  $h$ , la vitesse  $\vec{v}$  et une fonction du Peclet de maille :

$$\xi = \frac{h}{2|\vec{v}|} \gamma \quad (1.45)$$

Si dans le cas monodimensionnel ces différents paramètres sont bien identifiés, en multidimensionnel c'est beaucoup moins clair. C'est pourquoi on trouve différents choix dans la littérature scientifique. Une première difficulté est l'évaluation de la longueur caractéristique  $h$ . La deuxième difficulté est l'évaluation de la fonction  $\gamma$  dépendant du nombre de Peclet. Brooks and Hughes [1982] ont montré qu'un design optimal de  $\gamma$  était

$$\gamma = \coth\left(\frac{P_e}{2}\right) - \frac{2}{P_e} \quad (1.46)$$

### 1.3.3 Prédiction des caractéristiques du joint

Les caractéristiques des joints de soudure FSW sont souvent exprimées par sa microstructure et ses propriétés mécaniques.

### 1.3.3.1 Microstructure

La microstructure est caractérisée par la taille des grains, la texture, l'état de précipitation et l'écroissage dans l'alliage. Cependant, ces caractéristiques sont liées à l'histoire thermomécanique des particules dans les zones à analyser. Pour les prédire, il est impératif de suivre les particules pendant le procédé pour pouvoir enregistrer leur histoire thermomécanique. Une telle condition ne peut être résolue que par une description lagrangienne de l'écoulement. Malheureusement, en soudage FSW l'intensité de la vitesse de déformation oblige à utiliser des techniques de remaillage pour une telle description de l'écoulement : la perte du suivi des particules est donc inévitable. Une première alternative est d'intégrer l'évolution des caractéristiques du joint dans la simulation où les valeurs sont interpolées aux nœuds à chaque incrément de temps. La seconde alternative est de retrouver l'histoire thermomécanique des particules par leur ligne d'écoulement. Cette technique peut être post-simulation pour les modèles thermofluides. Cho et al. [2005], en formulation eulérienne, ont prédit une évolution de la texture sur la surface outlet en utilisant les gradients de vitesse à travers les lignes d'écoulement couplés avec un modèle de plasticité polycristalline. Il a été observé que la texture varie considérablement en fonction de la position.

Par ailleurs, des modèles simplistes ne suivant pas les particules ont été développés. Ces modèles négligent les phénomènes de convection ou localisent les études dans des zones où ces phénomènes sont inexistantes ou négligeables. Gallais et al. [2008] ont développé un modèle ignorant les zones de convection que sont le noyau et le "flow arm zone". Ainsi, ils simulent l'histoire thermique à différentes positions de la ZATM à la ZAT en mi-épaisseur pour prédire la cinétique de précipitation et la dureté dans ces zones. Kamp et al. [2006] ont développé un modèle pour prédire l'évolution des précipités dans les alliages d'aluminium série 7000. Le modèle ne prend pas en compte la mécanique du procédé, jugée négligeable devant la thermique. La convection a été donc négligée et l'histoire thermique est exprimée sur les nœuds.

Enfin, la plupart des modèles ne s'intéressent qu'à une étude comparative des quatre grandes zones (ZAT, ZATM, Noyau, Flow arm) de la microstructure d'un joint FSW. Cependant, la microstructure du noyau d'un joint de soudure FSW présente des hété-

rogénéités qui sont déterminantes pour la résistance globale du joint. On distingue peu de modèles prédisant ces hétérogénéités dans la littérature. Xu and Deng [2008] propose un modèle peu détaillé, comparant les structures en bandes observées dans le noyau à la déformation plastique équivalente. La prédiction de ces structures en bandes nécessite une modélisation en régime périodique pour la prise en compte des phénomènes périodiques à l'origine de ces bandes (Reynolds [2008]). Il est donc impératif de modéliser le procédé en régime transitoire. Ce qui aboutit à un temps de calcul considérable mais, un ensemble d'équations a été créé par Cui et al. [2008], pour fournir une description 2D des structures en bandes. Leur modèle prédit un espacement entre les bandes égal à l'avance par tour de l'outil.

### 1.3.3.2 propriétés mécaniques

La contrainte résiduelle, la dureté et la résistance à la rupture sont les principaux éléments caractérisant les propriétés mécaniques d'une soudure FSW. Les contraintes résiduelles d'une soudure sont prédites par des modèles fournissant l'histoire thermomécanique des zones soudées où en négligeant les phénomènes de convection (Bang et al. [2007]). Il a été admis que la contrainte résiduelle de traction favorise la propagation de fissure contrairement à la contrainte résiduelle de compression. La propagation de fissure dans une soudure a été étudiée numériquement par bon nombre d'auteurs (Golestaneh and Ali [2009], Barsoum et al. [2012], Citarella et al. [2013]). On ne regardera pas en détail ces aspects dans ce travail et la bibliographie dans ce domaine a été de ce fait restreinte au minimum.

## Conclusion

Les études réalisées dans la littérature du procédé de soudage FSW ont permis de comprendre en partie le mécanisme de la formation des joints de soudure. L'occurrence de certains éléments dans la microstructure que sont les structures en bandes, les "kissing bonds" et les défauts de vide a été étudiée et corrélée à l'écoulement de matière pendant le procédé. Les auteurs s'accordent à dire que les éléments de la microstructure sont à

l'origine de la tenue mécanique des joints de soudés et attestent de la qualité du mélange de la matière nécessaire dans le contexte du procédé FSW. Même si la structure en bandes est censée améliorée la tenue en service des joints FSW, sa morphologie peut être défavorable à la résistance mécanique des soudures FSW. Aujourd'hui leur origine est attribuée à un dépôt périodique de couche de matière mais l'origine de la différence du contraste entre les bandes (claires et sombres) n'est pas clairement maîtrisée.

Pour l'aspect modélisation, beaucoup de simulations sont développées mais peu permettent de prédire la microstructure des joints de soudure dont les éléments caractéristiques tels que structure en bandes, "kissing bonds" et défauts de vide. La modélisation de la structure en bandes dont la coupe transversale constitue les "onion rings" nécessite un mode transitoire pour la prise en compte des phénomènes périodiques. Une telle modélisation augmente de manière drastique le temps de calcul permettant de prédire de telle microstructure.

Dans les chapitres qui vont suivre, nous essayerons de répondre à ces besoins pour apporter un progrès à l'optimisation du procédé de soudage FSW et ainsi contribuer à son élargissement sur d'autres secteurs et applications.

## Études expérimentales

### Sommaire

---

---

	Introduction .....	56
2.1	Protocole expérimental .....	56
2.1.1	Matériau de base .....	56
2.1.2	Outils de soudage .....	57
2.1.3	Machine de soudage .....	59
2.1.4	Essais réalisés .....	60
2.2	Résultats.....	61
2.2.1	analyses in-situ .....	61
2.2.2	Microstructure des soudures .....	69
2.2.3	Sensibilité de la microstructure aux paramètres de soudage.....	86
	Conclusion .....	93

---

---

# Introduction

On cherche dans cette partie à décrire l'écoulement de matière pendant le procédé FSW afin de mettre en place un modèle analytique décrivant la partie mécanique du procédé. Beaucoup d'études ont été réalisées pour décrire l'écoulement de matière pendant le procédé FSW mais peu de modèles arrivent à le décrire de manière précise. Les études basées sur l'analyse de la microstructure post-soudage sont généralement plus précises, surtout, quand il s'agit d'interpréter les phénomènes périodiques, dont l'origine est associée à l'entraînement de matière par l'outil de manière non permanente. En effet, des phénomènes de collage/décollage de la matière créent des vagues de matières successives d'avant en arrière du pion attestées par la présence des structures en bandes discutées largement dans la partie littérature de ce document.

On s'appuie, pour cette mise en évidence des effets périodiques, sur une analyse des efforts tridimensionnels (et du couple) subis par l'outil en réaction à l'écoulement de la matière dans son voisinage. On cherche en premier lieu à identifier la relation entre la périodicité des signaux et la géométrie des outils trigones, et une analyse micrographique permettra d'en illustrer les conséquences sur la microstructure finale du joint. Dans l'analyse globale des écoulements de matière comparés avec la bibliographie, on détaillera l'écoulement dans le voisinage du pion dont la trace post-soudage se situe dans les structures en bandes dites "onion rings" (dans la section transverse du joint).

Par ailleurs, en plus des structures en bandes, l'aspect d'autres éléments de la microstructure tels que les "kissing bonds" et les défauts de vide sera étudié puisqu'il fournit aussi des renseignements importants sur l'écoulement de matière pendant le procédé.

## 2.1 Protocole expérimental

### 2.1.1 Matériau de base

Les tôles sont fournies en alliage d'aluminium 6082-T6 dans des plaques laminées de dimensions  $250 \times 100 \times 6 \text{ mm}$ . L'alliage d'aluminium 6082 est un alliage de résistance

moyenne avec une excellente tenue à la corrosion. Il est le plus résistant des alliages de la série 6000 et sa température de fusion varie de 570 à 660°C. Comparé aux alliages de la série 2000 sa résistance à la corrosion provient de la faible quantité de cuivre qu'il contient ce qui dans le contexte du FSW prend une importance notable, dans les zones affectées thermiquement et thermomécaniquement notamment. L'addition du manganèse contrôle la structure de grain qui à son tour conduit à un alliage plus résistant. Le Tableau 2.1 montre la composition de l'alliage d'aluminium 6082. Le complément de désignation T6 indique que l'alliage est traité thermiquement en solution et a subi un vieillissement artificiel (pour le rendre stable). Les alliages de la série 6000 sont alliés avec du magnésium et du silicium. Ils sont faciles à usiner, et peuvent être durcis par précipitation, mais ne peuvent pas atteindre les grandes résistances des séries 2000 et 7000. La microstructure de l'alliage dans la section longitudinale est représentée sur la Figure 2.1. On peut remarquer la recristallisation de la microstructure après le recuit de remise en solution qui suit le laminage mais les grains restent toujours allongés dans la direction de laminage. En

Tableau. 2.1 – Composition de l'alliage d'aluminium 6082.

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	V	Ti	Bi	Ga	Pb	Zr
6082	0.7 à 1.3	0.50	0.10	0.40 à 1.0	0.60 à 1.2	0.25	0.20		0.10				

outre, cette nuance est facilement soudable pour tous procédés confondus (Siret et al. [2012] ) et constitue donc un alliage "modèle" dont la fenêtre de soudage facilitera la mise en place du plan d'expérience et la définition des paramètres optimaux.

### 2.1.2 Outils de soudage

L'outil de soudage principal est composé d'un épaulement plan et d'un pion trigone représenté par la Figure 2.2(a). Comme tous les outils FSW, le pion assure la majeure partie du malaxage et l'épaulement, la majeure partie de la puissance thermique de frottement. le diamètre de l'épaulement est de 12mm, celui de la base et de la tête du pion sont respectivement 6mm et 4mm. La hauteur du pion est de 5.5mm. Le pion est réalisé en carbure de tungstène nuance K40 par meulage du fait de sa dureté. Ce matériau a une bonne tenue à chaud ainsi qu'une dureté et une ténacité élevées. On utilise aussi pour

direction de laminage  
→

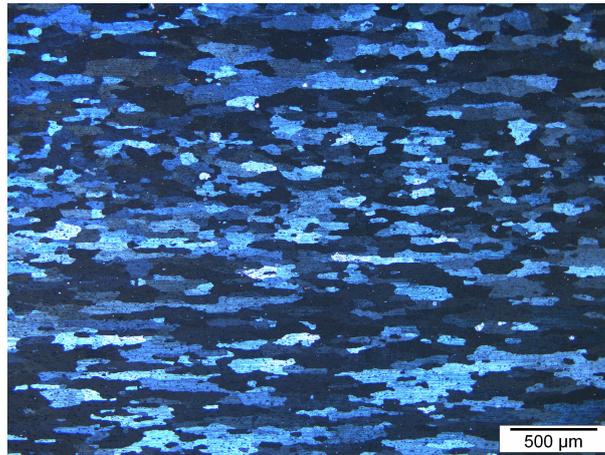


FIGURE 2.1 – Microstructure de l'alliage 6082-T6.

certaines essais un pion cylindrique fileté représenté sur la Figure 2.2(b). Cet outil réalisé en "acier à moule" (*AISI H13*), est ébauché et usiné dans son état de mise en solution puis trempé et revenu pour augmenter sa dureté sans perdre de ténacité. Du point de vu soudage, l'outil fileté est à l'origine d'écoulements circonférentiels moins marqués que l'outil trigone. Cependant, comme reporté dans la bibliographie, ce type de géométrie d'outil génère des sollicitations dynamiques plus intenses et dépassant les capacités de notre dispositif. Excepté quelques interprétations sur les essais de mise en œuvre et sur les efforts mesurés, très peu de résultats sont présentés sur les outils filetés. Les outils à notre disposition nous permettront d'apprécier les entrainements périodiques de la matière (essentiellement pour l'outil trigone) et leurs conséquences sur les structures internes du joint dont les "onion rings".

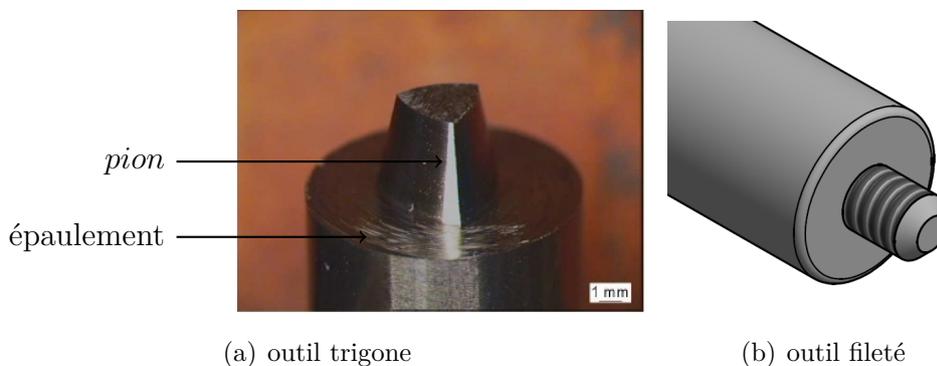


FIGURE 2.2 – Outils de soudage.

### 2.1.3 Machine de soudage

La Figure 2.3 présente le montage FSW sur la machine de commande numérique disponible au pôle productique de l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Saint-Étienne (ENISE). Le montage est constitué d'un dispositif pour le bridage des plaques à souder et d'une table dynamométrique permettant l'enregistrement direct des forces et couples sur les trois axes (x,y,z). La machine de soudage enregistre le courant fourni sur chaque axe ainsi que la puissance fournie à la broche de la machine. Les données machine permettent de retrouver les forces fournies sur chaque axe à partir des données du courant même si on verra par la suite que cette approche n'est pas précise. Le système d'acquisition de la machine et de la table dynamométrique sont programmés à saturer pour des efforts excédant les valeurs critiques afin d'éviter le dommage des composants de ces dernières. Le pas de temps pour la chaîne d'acquisition de la machine de commande numérique est fixé par le constructeur à  $30ms$  alors que celui de la table dynamométrique est modifiable et nous avons choisi  $1ms$  afin de pouvoir analyser les périodes de variations des efforts dont la fréquence sera le triple de la fréquence de rotation de l'outil "trigone". Par ailleurs, ne disposant pas de système de pilotage en force, nos essais ont été réalisés en pilotant la machine en déplacement (i.e. la position de l'axe z reste fixe).

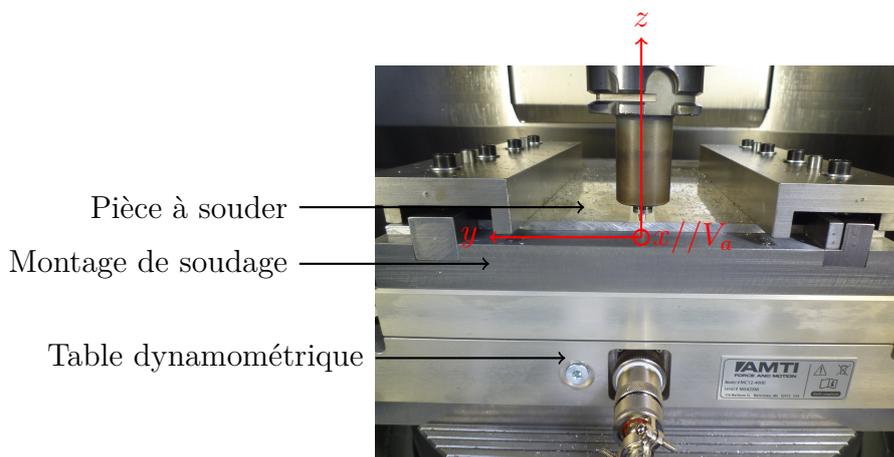


FIGURE 2.3 – Montage de soudage FSW.

### 2.1.4 Essais réalisés

La Figure 2.4 représente les essais effectués avec différentes vitesses de rotation et d'avance. Les essais effectués précédemment à cette étude sont représentés en rouge. L'objectif est d'explorer les gammes d'essais envisageables sans dépasser les limites de la machine de commande numérique ainsi que celles de la table dynamométrique. On sera ainsi en mesure de définir les paramètres de soudage permettant d'obtenir de bonnes qualités de soudure (soudure exempte de défaut de vide) avec un temps de soudage relativement court. Ainsi, la vitesse d'avance minimale est fixée à  $100\text{mm}/\text{min}$  et les autres limites des vitesses sont celles liées aux dispositifs de soudage (table dynamométrique, machine et outils de soudage). La courbe rouge sur la Figure 2.4 montre les limites de la machine. Ces limites ont été définies par rapport au comportement de la machine (vibration) pendant les essais et les efforts atteints. Seuls les essais représentés en vert ont produit une qualité de soudure acceptable. Malgré que tous les résultats des essais réalisés à  $1750\text{tr}/\text{min}$  soient de mauvaise qualité, il a été observé que la vitesse d'avance susceptible de produire une bonne qualité de soudure se situe entre l'essai 11 et 13 (respectivement  $400$  et  $300\text{mm}/\text{min}$  d'avance). La fenêtre de soudabilité de l'outil trigone a été malheureusement très étroite et une étude a été donc menée pour évaluer les particularités de l'outil trigone (notamment par rapport à l'outil fileté).

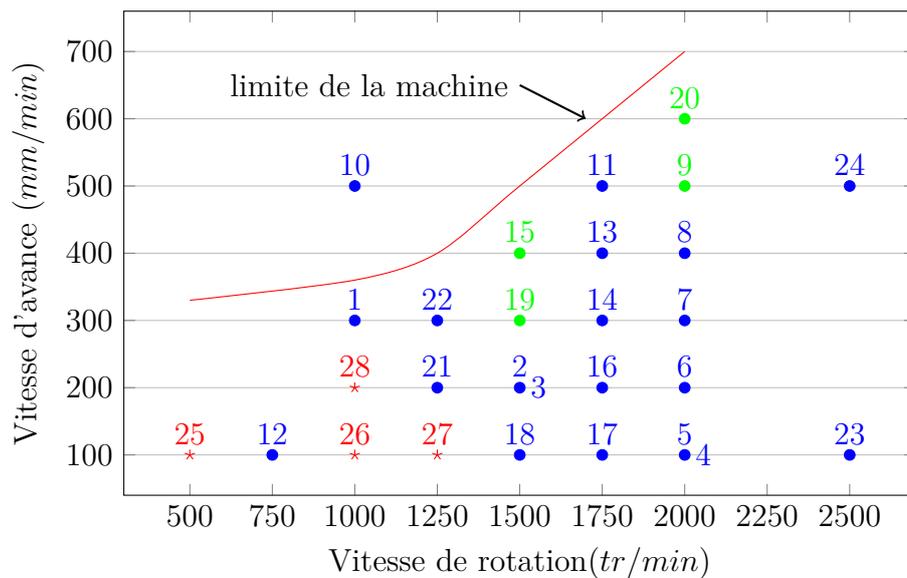


FIGURE 2.4 – Représentation des différentes configurations de vitesse (outil trigone) : en rouge les essais antérieurs et en bleu les nouveaux essais.

## 2.2 Résultats

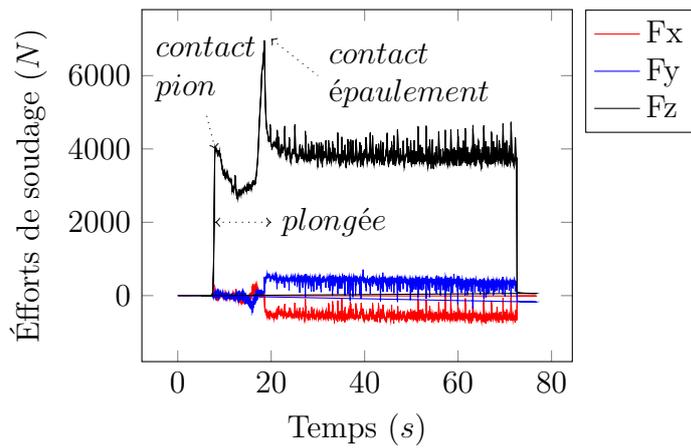
Pendant les essais (in-situ), les données enregistrées sont la température, les efforts, le couple et la puissance. Les résultats de ces enregistrements seront discutés dans la première partie de cette section pour soutenir les interprétations faites en post-processing sur l'écoulement de matière pendant le procédé FSW, par analyse de la microstructure des joints de soudure. Grâce à l'interprétation de l'écoulement de matière, on pourra dans la troisième partie faire la corrélation des paramètres de soudage (vitesses) à la qualité de la soudure pour ainsi trouver les paramètres de soudage optimaux et donner des perspectives d'amélioration.

### 2.2.1 analyses in-situ

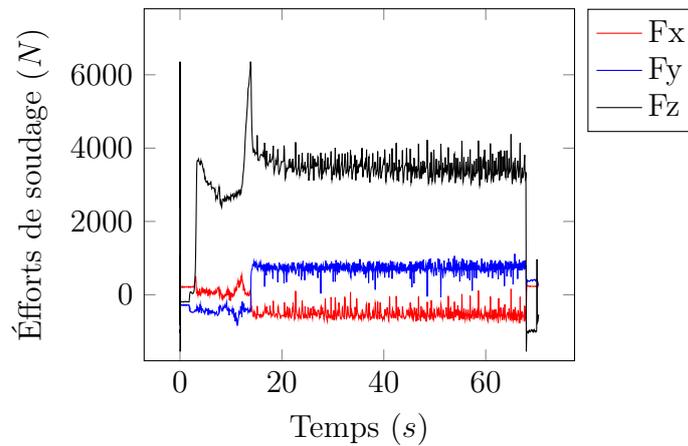
#### 2.2.1.1 Observation des efforts de soudage

La figure 2.5 compare les efforts calculés à partir des courants enregistrés par la machine de commande numérique aux efforts enregistrés par la table dynamométrique. Le profil des efforts est similaire sur les deux mesures avec une légère différence sur l'amplitude. Le calcul de l'effort à partir du courant est en général peu fiable. Les données en courant enregistrées par la machine de commande numérique ne seront donc pas exploitées d'autant plus que leur fréquence d'acquisition est largement inférieure à celle de la table dynamométrique.

Les efforts caractérisent bien les trois phases du soudage que sont la plongée, la phase de soudage et le retrait. Lorsque le pion de l'outil arrive en contact des plaques pendant la plongée, l'effort  $F_z$  (en noir) augmente instantanément à  $4000N$  pendant que  $F_x$  (en rouge) et  $F_y$  (en bleu) sont nuls. Au fur et à mesure que le pion s'enfonce dans la matière,  $F_z$  diminue jusqu'à ce que l'épaulement de l'outil rentre en contact avec les pièces à assembler. Dans cette condition,  $F_z$  augmente rapidement pour atteindre un pic maximum de  $7000N$  et descend pour se stabiliser à  $4000N$  pendant toute la phase de soudage tandis que les efforts  $F_x$  et  $F_y$  montent rapidement à une valeur d'intensité plus faible que  $F_z$  et se stabilisent à cette valeur pendant toute la phase de soudage. Pendant la phase de retrait, on voit bien tous les efforts descendre à zéros instantanément dès le relâchement du contact.



(a) table dynamométrique



(b) machine CN

FIGURE 2.5 – Comparaisons des efforts enregistrés par les deux systèmes d'acquisition.

En ce qui concerne l'évolution des efforts de soudage pour les outils filetés, comme montré sur la Figure 2.6, on peut noter que dès le contact de la pointe du pion avec les pièces à assembler, l'effort  $F_z$  atteint son maximum à  $7000N$  avant de redescendre rapidement pendant la plongée à  $3500N$ . Après cette étape, le comportement de  $F_z$  est identique au cas de l'outil trigone. Contrairement au cas de l'outil trigone, les efforts radiaux  $F_x$  et  $F_y$  s'intensifient dès le premier contact de l'outil avec les pièces à assembler. Ces efforts sont aussi plus intenses avec une oscillation de grande amplitude qui a occasionné la vibration de la machine pendant le soudage. En effet, les soudures réalisées avec les outils filetés présentaient de gros défauts localisés au pied et en hauteur de la soudure.

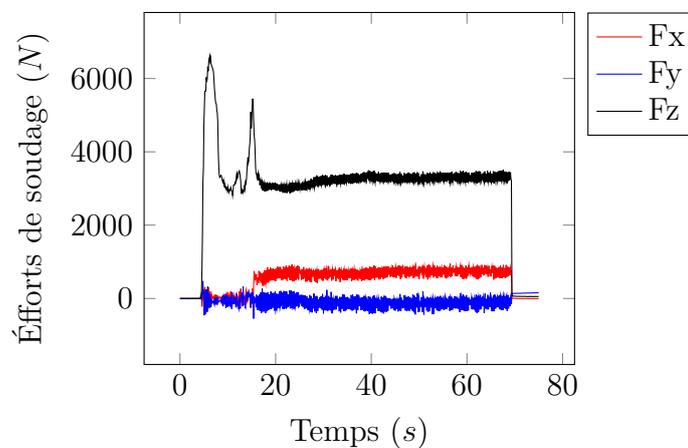
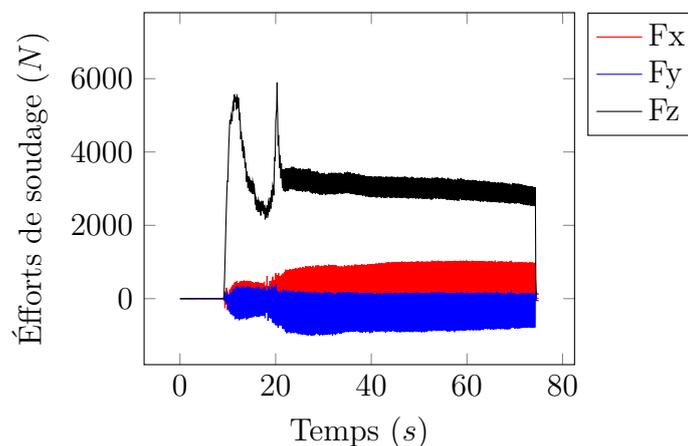
(a) outil cylindrique fileté  $\phi 6$ (b) outil cylindrique fileté  $\phi 4.5$ 

FIGURE 2.6 – Efforts générés par les outils filetés pendant toutes les phases de soudage.

Par ailleurs, on peut remarquer une oscillation de la valeur des efforts pour les outils filetés de même que pour l'outil trigone. Une analyse un peu plus détaillée des résultats

de l'outil trigone montre une caractéristique de ces oscillations propre à chaque cas de soudure, surtout si l'on s'intéresse aux efforts suivant l'axe  $z$ . La Figure 2.7 représente l'effort suivant  $Z$  pendant la phase d'avance de l'outil pour trois cas de soudage.

A vitesse d'avance variable (pour une vitesse de rotation fixée) le nombre d'oscillations relevés en 0,1 seconde est fixe. A l'opposé, quand la vitesse de rotation varie (et la vitesse d'avance est fixée) la fréquence des oscillations est variable. On relève (sur la Figure 2.7), respectivement 10,13 et 9 maxima en  $1/10^{\text{ème}}$  de seconde pour les signaux de force enregistrés à 2000, 2500 et 1750tr/min. On retrouve donc exactement sur le signal de mesure expérimentale, la fréquence de passage des 3 angles de l'outil qui vaut respectivement dans les trois conditions traitées :  $2000 \times \frac{3}{60} = 100Hz$ ,  $2500 \times \frac{3}{60} = 125Hz$  et  $1750 \times \frac{3}{60} = 87,5Hz$ .

En conclusion, chaque période correspond à une rotation d'une aube de l'outil trigone et de ce fait, l'effort suivant l'axe  $Z$  est bien représentatif de ce phénomène oscillatoire provenant de la périodicité du flux autour de l'outil.

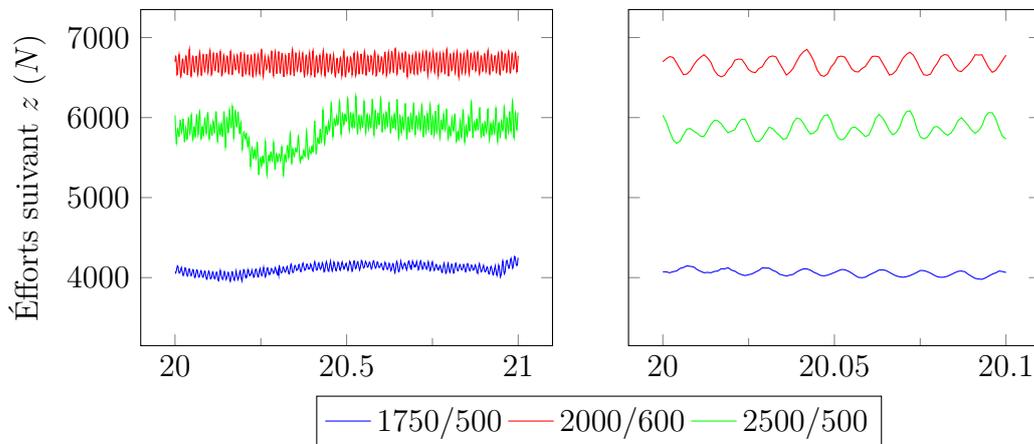


FIGURE 2.7 – Observation de la variation périodique des efforts de soudage ( $F_z$ ) pour différents couples vitesse de rotation (tr/min) et vitesse d'avance (mm/min).

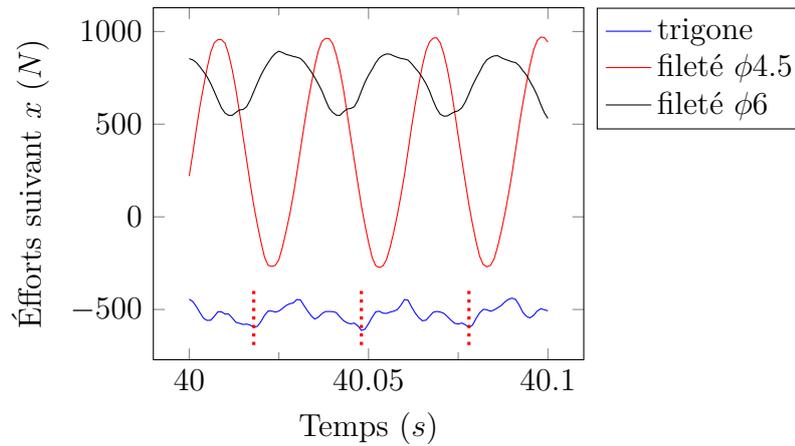
En outre, les efforts suivants les axes  $x$ ,  $y$  et  $z$  ont été représentés pour les différents outils sur la Figure 2.8. On peut remarquer que, pour l'outil trigone (en bleu), l'effort  $F_z$  représente mieux des pics de fréquence équivalente au triple de la fréquence de rotation de l'outil que les efforts  $F_x$  et  $F_y$ . Sur la courbe des efforts  $F_x$  et  $F_y$ , on peut observer que les pics de fréquence équivalente au triple de la fréquence de rotation de l'outil sont perturbés par des ondulations délimitées par les lignes verticales rouge en pointillé sur la figure des efforts suivant  $x$ . La fréquence de ces ondulations correspond à celle de rotation de l'outil

et est également en accord avec la fréquence des pics observés sur les outils filetés (en rouge et en noir). En effet, les outils filetés représentent clairement des pics égaux à la vitesse de rotation de l'outil comme confirmé dans la littérature du soudage FSW (Krishnan [2002], Gratecap et al. [2011]). Pour les outils filetés, tous les efforts ( $F_x$ ,  $F_y$  et  $F_z$ ) présentent clairement les pics. Ce qui illustre bien les vibrations observées pendant ces essais.

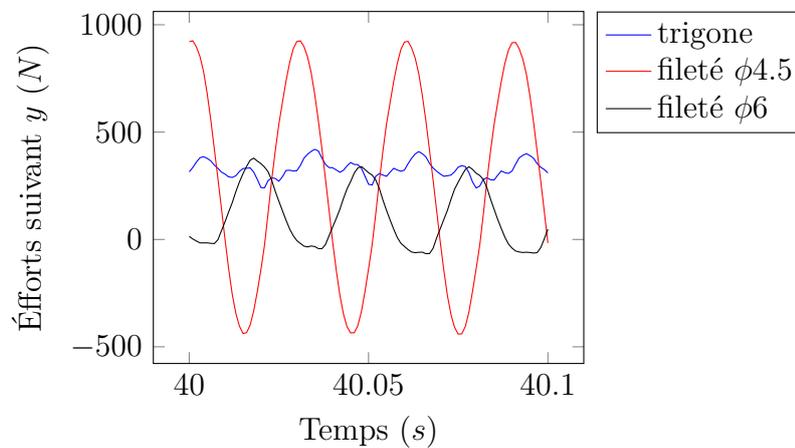
Pour l'enregistrement des couples, la table dynamométrique ne peut pas enregistrer le couple de soudage ( $C_z$ ) au centre de l'outil car le centre de la table ne coïncide pas avec ce dernier qui est d'ailleurs mobile. C'est pourquoi, il a été observé que le couple  $C_z$  enregistré par la table dynamométrique évolue linéairement dans le temps. La puissance de soudage enregistrée par la machine, qui est équivalente au couple  $C_z$ , serait donc utilisée mais on ne sera pas en mesure de savoir si cette puissance est affectée par le phénomène périodique dont la fréquence est supérieure à celle du système d'acquisition de la machine. La Figure 2.9 montre les résultats de cette puissance pour une soudure chaude ( $2500tr/min - 100mm/min$ ) et une soudure froide ( $2500tr/min - 500mm/min$ ). On peut remarquer que la puissance générée en soudure froide est supérieure à celle générée en soudure chaude. Cependant, l'énergie consommée ( $Puissance \times temps$ ) par la soudure froide ( $2500/500$ ) est nettement inférieure à celle de la soudure chaude ( $2500/100$ ). Des oscillations sont observables dans les résultats de la puissance bien que la machine CN ait une fréquence d'acquisition bien inférieure à celle des phénomènes périodiques. La fréquence des oscillations est identique pour les deux courbes. Sachant que ces deux cas de soudure sont à la même vitesse de rotation, on peut conclure que la puissance de soudage est périodique bien que la précision d'enregistrement du signal ne soit pas optimale.

### 2.2.1.2 Mesure de température par thermocouples

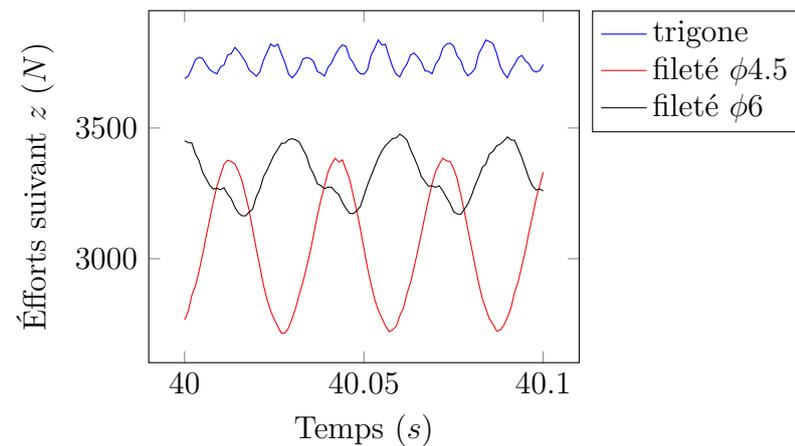
Quelques essais ont été instrumentés en mesure thermique pour affiner la description des états thermomécaniques lors du soudage. Néanmoins, on ne s'attend pas à caractériser sur l'histoire thermique les effets cycliques de l'écoulement. De tels effets (oscillation de la température), si ils existent ne peuvent être identifiés que très proche des sources de chaleurs constituées par le contact, notamment. Or, comme montré par (Jemal [2011]), une instrumentation à la surface de contact est impossible et les oscillations de température si elles existent localement, sont amorties par l'inertie thermique dès que le flux pénètre



(a)

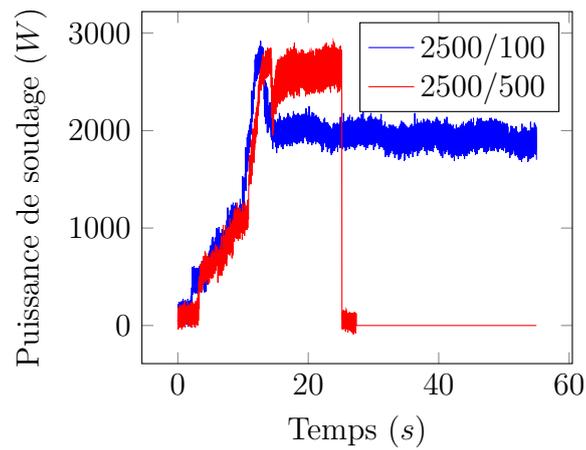


(b)

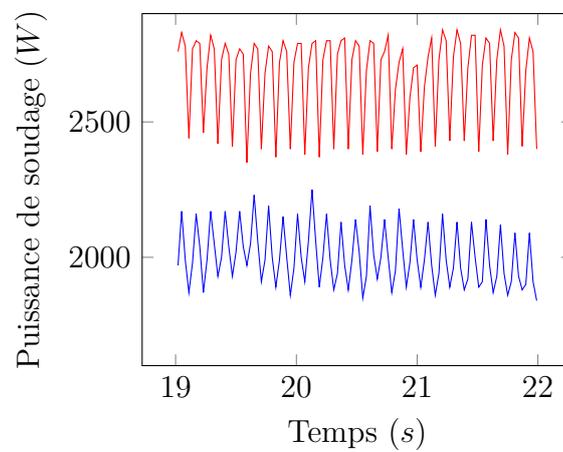


(c)

FIGURE 2.8 – Comparaison des efforts générés par les différents outils sur les trois axes ( $x$ ,  $y$  et  $z$ ). Même vitesses de soudage ( $2000tr/min - 100mm/min$ ).



(a) courbes complètes



(b) portion des courbes

FIGURE 2.9 – Puissance de soudage enregistrée par la machine pour différents réglages vitesse de rotation ( $tr/min$ ) par rapport à la vitesse d'avance ( $mm/min$ ).

dans la matière.

La Figure 2.10 montre l'évolution de la température pour chaque thermocouple. Les données des thermocouples situés au même niveau de la longueur du cordon ( $T1$  et  $T2$  par exemple) sont représentées dans la même couleur. Les données des thermocouples du côté retreating ( $T2$ ,  $T4$  et  $T6$ ) étant en plus représentées en pointillé. Il apparait clairement que la température est plus élevée du côté retreating que du côté advancing. En effet, on a constaté un décalage d'environ  $1\text{mm}$  de l'outil trigone vers le côté retreating le rapprochant des thermocouples de ce côté plus que ceux du côté advancing.

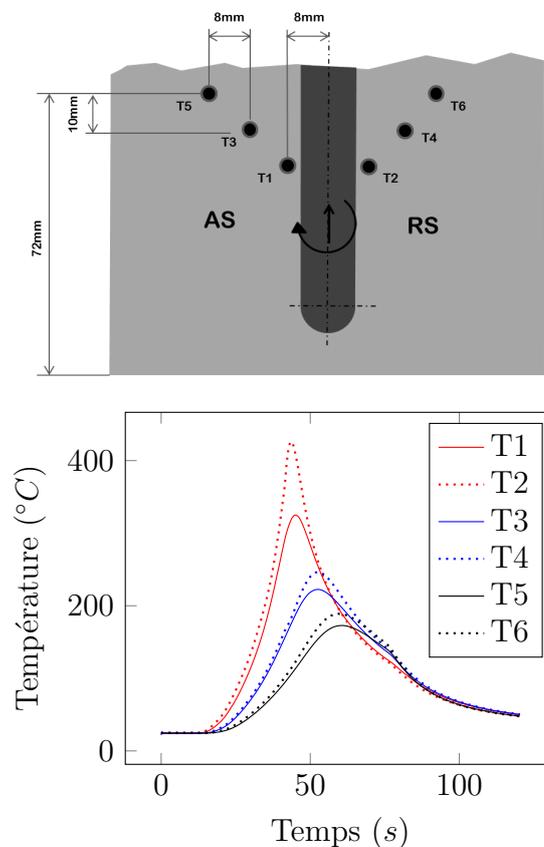


FIGURE 2.10 – Température enregistrée par les thermocouples.

Par ailleurs, un décalage des outils filetés vers le côté advancing contrairement à l'outil trigone a été constaté. Les courbes de température représentées sur la Figure 2.11 montrent une supériorité de la température du côté advancing sur le côté retreating. Ce qui confirme que la différence de température entre le côté retreating et le côté advancing est liée au décalage transversal de l'outil qui rapproche les sources de chaleur d'un côté ou de l'autre. Gratecap et al. [2011] évoquaient d'ailleurs un phénomène de flexion circulaire

périodique de l'outil qu'ils attribuent à l'origine de l'entraînement non-permanent de la matière d'avant en arrière par l'outil. Le décalage de l'outil pendant les essais peut être donc lié à la flexion de l'outil. C'est cette flexion des outils qui explique la variation de l'amplitude de l'oscillation des efforts radiaux enregistrés pour chaque outil (Figure 2.8). Par ordre de flexibilité, on peut citer l'outil fileté  $\phi 4.5$ ,  $\phi 6$  et l'outil trigone. Cependant, la flexibilité de l'outil peut faciliter le brassage de la matière et assurer un meilleur assemblage. On ne cherche donc pas forcément à éviter la flexibilité. De manière anecdotique, "The Welding Institute" (TWI) a développé un outil de soudage FSW à flexion circulaire.

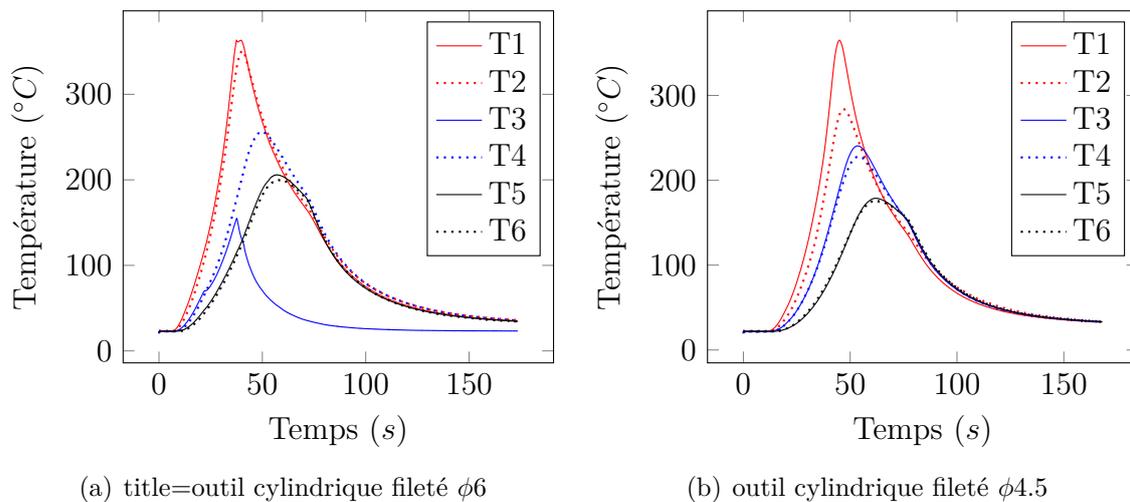


FIGURE 2.11 – Température enregistrée par les thermocouples pour un outil fileté (essai à 2000tr/min-100mm/min).

### 2.2.2 Microstructure des soudures

A partir de cette section, on ne traitera que de l'outil trigone qui facilite l'étude sur les mécanismes de la formation des "onion rings".

Dans un premier temps, l'objectif est d'observer les échantillons dans les différents plans (x,y), (x,z) et (y,z) (Figure 2.12) afin de détecter les éventuels défauts de vide à la loupe binoculaire. Pour ce, la découpe dans le plan (x,z) passant normalement par le milieu du cordon a été faite de manière à privilégier son passage sur le défaut de vide s'il existe. Les échantillons sont polis en finition à la silice colloïdale et attaqués au réactif de Keller pendant 30s. A la loupe binoculaire, on peut identifier sur ces échantillons les défauts de vide voire même les "kissing bonds" et la structure en bandes. Ce qui a permis

de sélectionner les échantillons qui présentent des structures particulièrement intéressantes pour notre étude microstructurale. Pour l'analyse au microscope optique les techniques de polissage et d'attaque sont les mêmes que pour l'observation à la loupe binoculaire. Cependant, même si l'analyse optique a révélé clairement les éléments de la microstructure, notamment, la structure en bandes, la structure granulaire de la soudure reste invisible. Pour cette raison, une oxydation anodique a été réalisée sur certains échantillons qui sont ensuite analysés en lumière polarisée. La qualité d'une soudure est liée à celle de sa micro-

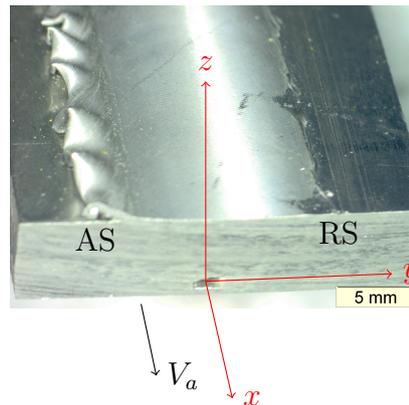


FIGURE 2.12 – Désignation des plans d'analyse.

structure. En outre, la qualité de la microstructure d'une soudure dépend de l'alliage et de l'histoire thermomécanique qui est principalement liée à l'écoulement de matière pendant le procédé. Par conséquent, pour garantir une bonne qualité de soudure, il est indispensable d'assurer un bon flux de la matière pendant le procédé. Comme la microstructure et l'écoulement de matière sont liés, il est possible de déduire l'un par l'autre. C'est ce que font quelques auteurs à l'instar de Xu and Deng [2008] pour apprécier la qualité des soudures. De manière macroscopique, les principaux éléments de la microstructure d'une soudure FSW permettant d'apprécier la qualité de la soudure sont : les "kissing bonds", les structures en bandes et les défauts de vide.

En effet, les "kissing bonds" sont une rémanence des couches d'oxyde de l'interface initiale montrant ainsi que cette dernière n'est pas ou est peu malaxée. Par déduction, la matière provenant respectivement du côté advancing et retreating garde leur position par rapport à l'interface initiale (Xu and Deng [2008]). Comme montré par quelques auteurs, la présence des "kissing bonds" ne favorise pas la résistance en fatigue des joints de soudure FSW (Di et al. [2007], Yang et al., Zhou et al. [2006b], Zhou et al. [2006a]). Ils sont parfois

les sièges d'initiation et de propagation des fissures. Par contre, la présence des structures en bandes dans la soudure est vivement souhaitée puisqu'elle témoigne de la présence d'un cisaillement violent qui assure le malaxage de l'interface. Cependant, la morphologie de la structure en bandes peut être défavorable à la tenue en service des soudures FSW. De plus, l'interface peut échapper au malaxage qu'assure la structure en bandes si l'outil n'est pas bien situé transversalement. C'est ce que propose Chung et al. [2011] en décalant l'interface transversalement par rapport à l'outil.

De ces corrélations entre l'aspect des "kissing bonds", des structures en bandes et la qualité des soudures, on peut comparer en termes de qualité de soudure, les résultats de nos différents essais. La Figure 2.13 compare dans la coupe transversale, trois essais réalisés avec des paramètres de soudage différents. La qualité de la soudure se dégrade de (a) à (c). Dans la soudure intègre, on observe une structure d'"onion rings" couvrant la quasi-totalité du cordon au pied de la soudure. En hauteur, on voit un peu le "kissing bond" (interface rémanente) mais de manière moins marquée que celui qu'on observe sur la Figure 2.13(c). Sur la figure intermédiaire, le "kissing bond" est plus marqué, la structure d'"onion rings" reste partielle et un défaut de vide peut être observé dans la soudure. Sur la Figure 2.13(c) contenant un "kissing bond" très marqué, le défaut de vide a une taille plus importante. L'observation de ces défauts de vide dans la section longitudinale laisse voir un long tunnel dans la soudure comme le montre la Figure 2.14(c). Pour la coupe longitudinale de l'échantillon défectueux (Figure 2.14(b)), il a été difficile de cibler la découpe sur le défaut de vide puisque ce dernier n'est pas assez large. C'est pourquoi on ne le voit pas dans la section longitudinale. Par ailleurs, la qualité de la soudure intègre est encore révélée par un "kissing bond" malaxé observable dans la section transversale (2.14(a)). L'interface initiale est donc bien dissoute par la déformation plastique dans ce cas.

A partir des résultats de l'analyse dans les deux sections de la soudure (transversale et longitudinale), on peut remarquer une différence entre la structure au pied et celle en hauteur. La structure au pied de la soudure est composée de la structure en bandes et éventuellement des défauts de vide tandis que la structure en hauteur est composée de "kissing bond".

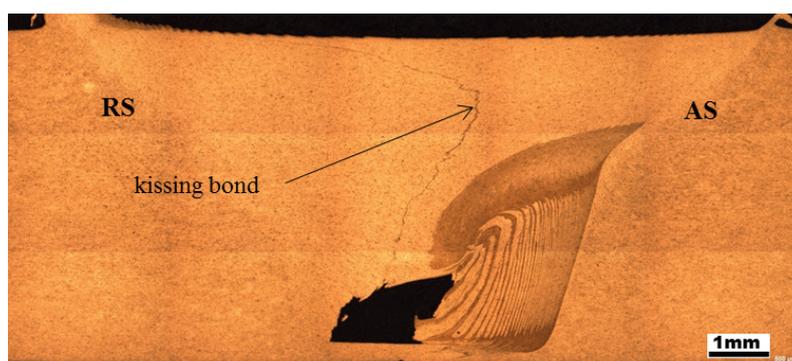
En faisant une analyse de la soudure de mauvaise qualité, au pied et en hauteur de la



(a) intègre (essai 20)

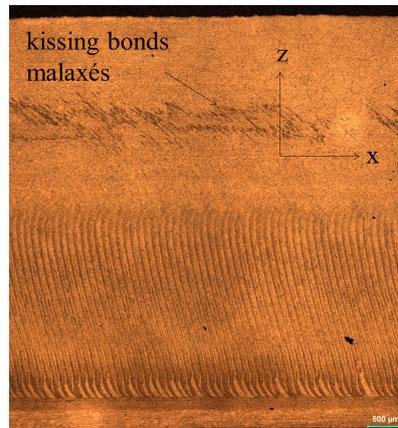


(b) défectueuse (essai 7)

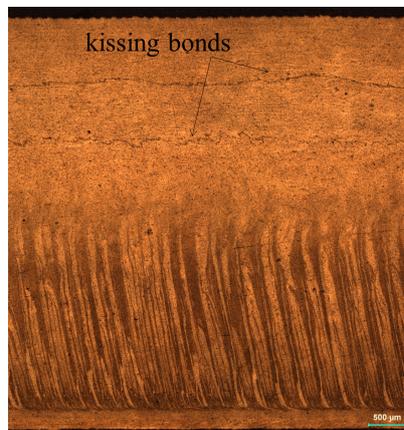


(c) très défectueuse (essai 21)

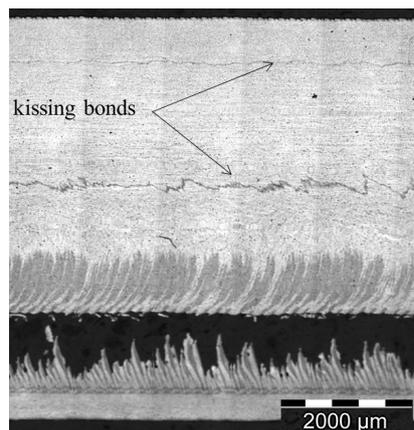
FIGURE 2.13 – Différentes qualités de la soudure observées dans la tranche (plan (yz)).



(a) intègre (essai 20)



(b) défectueuse (essai 7)



(c) très défectueuse (essai 21)

FIGURE 2.14 – Différentes qualités de la soudure observées dans la coupe longitudinale.

soudure (Figure 2.15), on peut remarquer que l'interface en hauteur contourne l'outil en formant le "kissing bond" tandis que celle au pied de la soudure est malaxée par le pion. Un tunnel (défaut de vide) se forme du côté retreating et une structure en bandes du côté advancing. Tous ces aspects de la formation du cordon seront analysés en détail dans les sections qui vont suivre pour interpréter par la suite l'évolution de la qualité des soudures en fonction des paramètres de soudage à l'instar de la vitesse de rotation et d'avance.

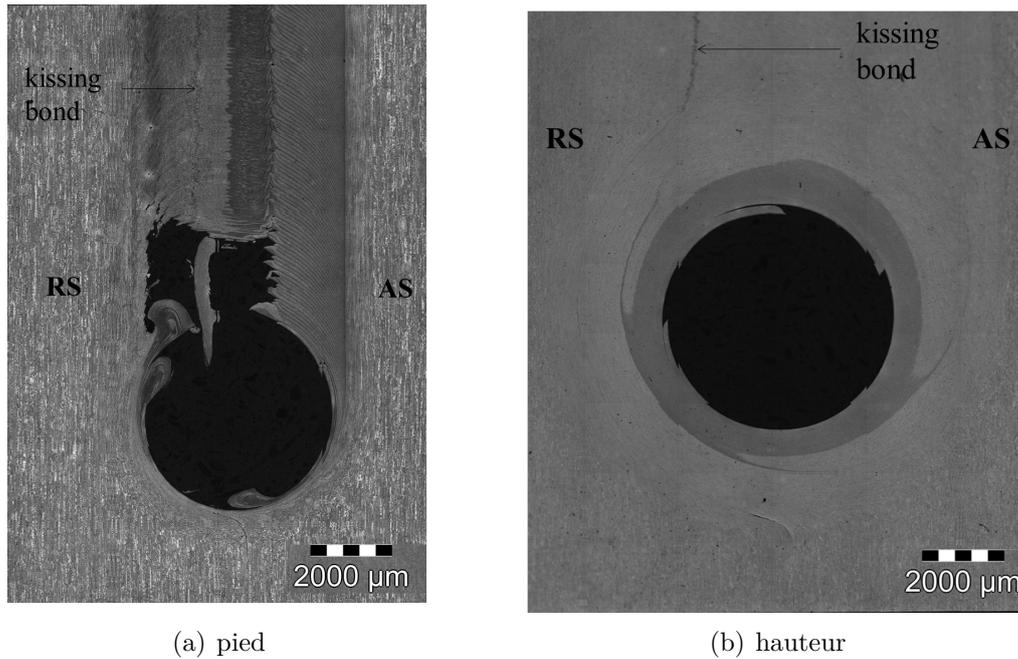


FIGURE 2.15 – Différence microstructurale du cordon dans l'épaisseur.

Pour analyser le mécanisme de la formation des cordons de soudure, l'aspect des éléments de la microstructure que sont la structure en bandes ("onion rings"), le "kissing bond" et les défauts de vide sera analysé.

### 2.2.2.1 Les défauts de vide

La Figure 2.16 montre l'échantillon présentant le défaut de vide. En effet, pendant l'avance de l'outil, un tunnel est creusé derrière celui-ci. Lorsque le tunnel n'est pas correctement rempli par la matière entraînée en rotation par l'outil, un vide subsiste dans la soudure. La matière est entraînée en rotation de deux manières pour remplir le tunnel :

- Le premier flux, au pied de la soudure, est le mouvement en rotation occasionné par le pion, et qui est à l'origine des structures en bandes. Si l'entraînement au

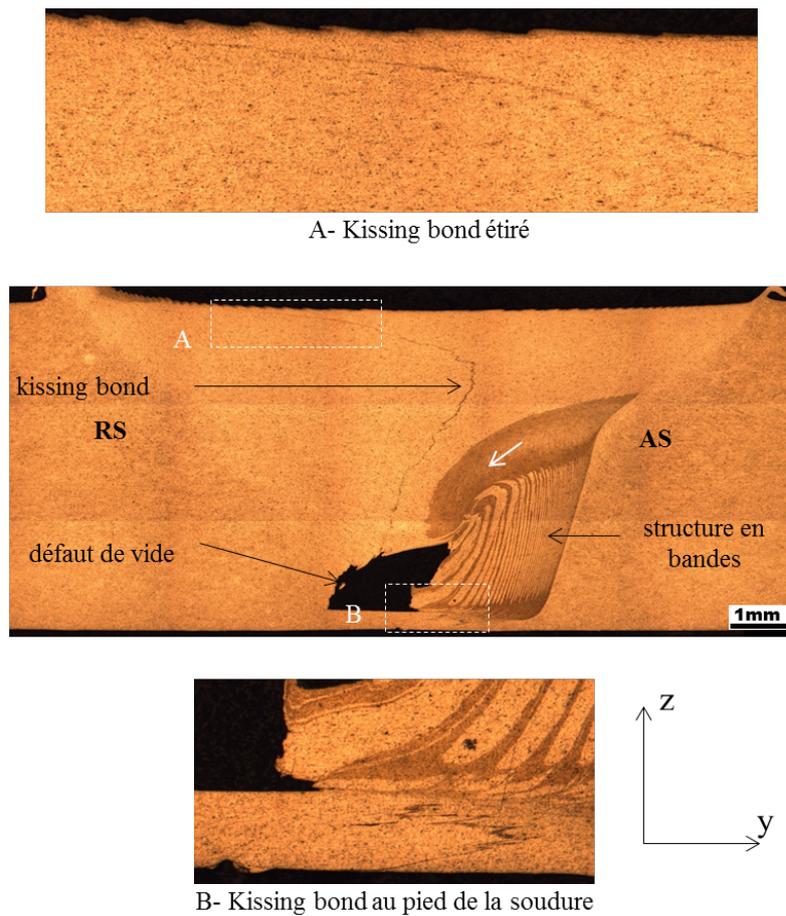


FIGURE 2.16 – Les éléments de la microstructure observés dans la coupe transversale.

piéd de la soudure n'est pas assez intense, le tunnel est rempli seulement du côté retreating et un vide subsiste du côté advancing (Gratecap et al. [2011]). Cependant, si l'entraînement au piéd de la soudure est assez intense, tout le tunnel est rempli et aucun défaut de vide ne se trouve dans la soudure. Un troisième cas peut se présenter si l'entraînement en rotation est trop intense. Il s'agit d'un raclage de la matière derrière le pion par ce dernier qui cause un défaut de vide du côté retreating de la soudure tout en formant une structure en bandes qui s'étend le long du côté advancing du piéd de la soudure jusqu'en mi-hauteur comme on peut l'observer sur la Figure (2.16).

- En outre, l'entraînement en hauteur (deuxième flux), lorsqu'il est complet, peut initier un mouvement vertical de la matière tendant à remplir le vide subsistant au piéd de la soudure (Kumar and Kailas [2008]). I.e., si le tunnel est déjà rempli à proximité de la surface des tôles, le surplus de matière à ce niveau est refoulé au piéd de la soudure pour combler le vide qui s'y trouve. La matière suit donc un circuit qui avait été décrit par Kumar and Kailas [2008]. En effet, la matière comprimée au piéd de la soudure du côté advancing remonte au niveau de l'épaulement qui l'entraîne en arrière du pion, où sous l'effet du gradient de pression entre le vide et le cumule de matière en hauteur, elle est drainée vers le bas pour combler le couloir laissé par l'outil. C'est ce drainage qui occasionne la courbure du dessus de la structure en bandes.

En réalité, les défauts de soudure ne se localisent pas uniquement au piéd de la soudure. On peut avoir des défauts de soudure en hauteur de la soudure. La position des défauts dépend non seulement des vitesses de soudage mais aussi de la géométrie de l'outil. Ce qu'il faut noter dans cette partie, c'est la compétition entre les écoulements de matière en hauteur et en profondeur. Les défauts de vide apparaissent du fait de l'occurrence de l'un ou des deux simultanément. La localisation des défauts en fonction des paramètres de soudage a été étudiée par Rajakumar et al. [2011].

### 2.2.2.2 "Kissing bonds"

Sur tous les échantillons soudés, les "kissing bonds" sont visibles et présentent des particularités qui sont significatives pour l'interprétation de l'écoulement de matière pendant

le procédé FSW.

On peut remarquer sur la Figure 2.16 que l'interface n'est pas malaxée en hauteur des plaques. En analysant ces "kissing bonds" dans la soudure, on peut remarquer qu'ils ont une forme de "zigzag" qui commence par le côté retreating en hauteur en passant par le côté advancing en  $3/4$  de hauteur avant de se rediriger vers le côté advancing. Comme le "kissing bond" au niveau de l'épaulement est localisé du côté retraeting de la soudure, on peut conclure que l'entraînement occasionné par le frottement épaulement/matière est moins prononcé par rapport à celui du pion à  $3/4$  de la hauteur où le "kissing bond" se situe du côté advancing. L'interface située près de l'épaulement a été donc étirée. C'est ce qui explique la dissolution du "kissing bond" dans cette zone. Une autre dissolution est remarquable sur le "kissing bond" juste en haut du défaut de vide. Cette dissolution explique également un étirement de l'interface dû au mouvement d'extrusion verticale occasionné par la pression en hauteur tendant à remplir le vide au pied de la soudure. C'est bien sûr ce mouvement qui racle et courbe le dessus de la structure en bandes en créant une zone sombre se dirigeant vers le vide comme représenté par la flèche blanche. Cette zone sombre est le mélange des bandes sombres et claires constituant la structure en bandes. Son profil et celui du "kissing bond" s'épousent lorsqu'on observe le cordon dans la section longitudinale (voir Figure 2.17).

Par ailleurs, au pied de la soudure, le "kissing bond" n'est pas clairement visible. Il est parfois entraîné par convection dans la structure en bandes comme montré par Xu and Deng [2008]. Effectivement, dans notre cas, le "kissing bond" a été entraîné dans la structure en bandes comme on le verra dans la section 2.2.2.3. Cet entraînement montre l'intensité du malaxage au pied de la soudure. Cependant, à la racine de la soudure, on peut remarquer une forme de "zigzag" du "kissing bond" de forte fréquence (Figure 2.16 détail B) montrant que la zone en dessous de l'outil est affectée par l'action de ce dernier. Ce mécanisme est d'ailleurs indispensable pour éviter les défauts de racine. Bien évidemment, en soudage FSW, il faut laisser un jeu entre la pointe du pion et le "backing bar". L'interface située dans cet intervalle risque de ne pas être soudée. Le mouvement de matière doit être donc assez intense pour atteindre cette zone et malaxer cette interface. Dans la littérature du procédé, pour certains auteurs, seul le "kissing bond" à la racine de la soudure est appelé "kissing bond", les autres étant appelés "lazy S".

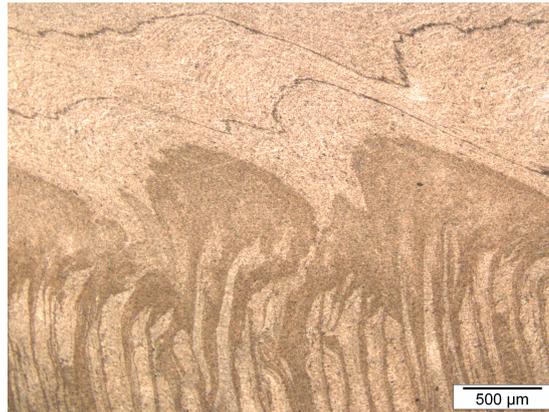


FIGURE 2.17 – "Kissing bond" épousant le profil de la zone sombre dans la section longitudinale du cordon.

### 2.2.2.3 Structure en bandes

L'interprétation de l'origine des structures en bandes fait partie des objectifs principaux de notre projet. Une description détaillée a été fournie dans la partie littérature mais aucune des hypothèses émises n'apparaît comme prépondérante. Dans cette partie, grâce aux essais que nous avons réalisés, on souhaite apporter une description beaucoup plus complète à l'origine de la structure en bandes.

En effet, tout comme le "kissing bond", toutes nos soudures réalisées présentent la structure en bandes. Cette dernière se situe toujours du côté advancing et s'étend vers le côté retreating pour certaines soudures.

La Figure 2.18 présente la structure en bandes dans les différentes sections de la soudure dont celle de la coupe transversale est appelé "onion rings" à cause de sa morphologie s'apparentant à une structure de cercles concentriques. Sur la coupe longitudinale, on peut remarquer que la structure en bandes épouse la forme conique de l'outil, montrant qu'elle est l'œuvre de la cinématique du pion. Comme marqué sur le détail (S) de cette figure, la distance séparant les bandes identiques est égale à  $0.1\text{mm}$  sachant que cet essai est effectué à une vitesse de rotation de  $2000\text{tr}/\text{min}$  pour une vitesse d'avance de  $600\text{mm}/\text{min}$ . Ce résultat est en accord avec ceux de la littérature (Gratecap et al. [2011]) car la distance séparant les bandes identiques est égale au tiers de l'avance par tour de l'outil trigone.

Sur le même détail (S) on peut remarquer la présence morcelée du "kissing bond" le long de la structure en bandes comme reporté par (Xu and Deng [2008]). Cette présence du

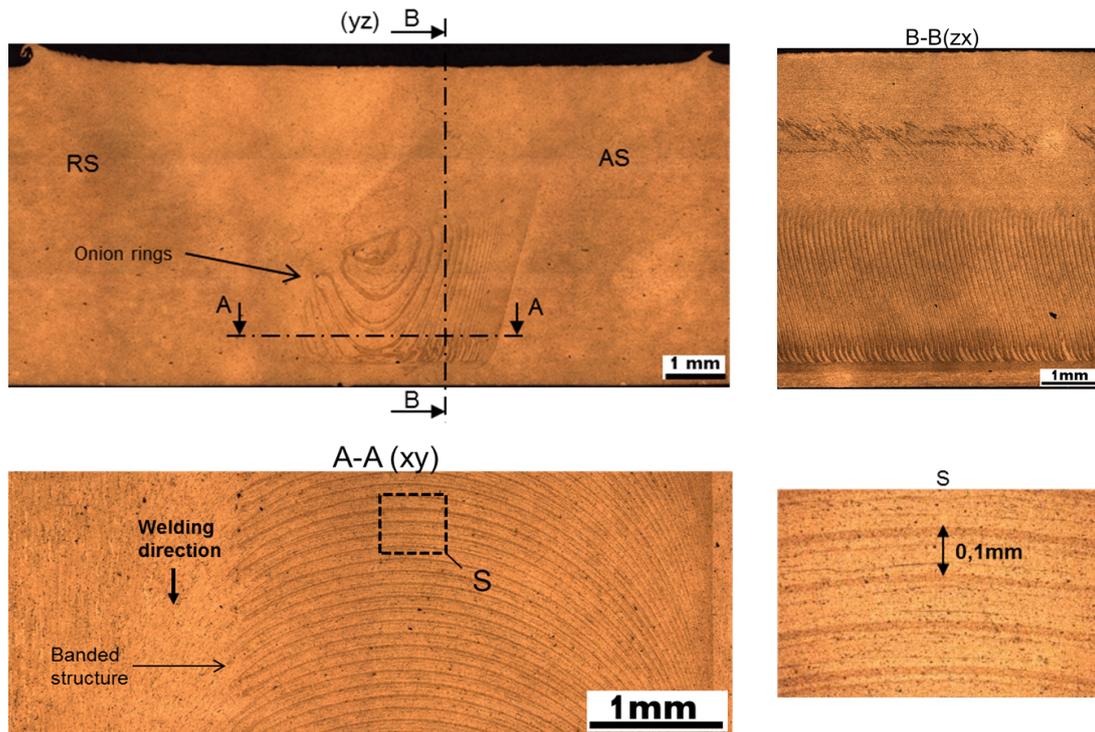


FIGURE 2.18 – Microstructure d'un échantillon soudé à 2000tr/min-500 mm/min montrant les "onion rings" dans le plan (yz) et la structure en bandes dans les plans (xy) et (zx).

"kissing bond" montre que l'interface est déformée jusqu'à dilution complète le long de la structure en bandes. Par conséquent, l'observateur se positionnant dans le sens de soudage, verra que la matière située en arrière du "kissing bond" provient du côté retreating et celle située en avant provient du côté advancing. La bande sombre étant la matière en avant du "kissing bond", elle est donc la plus proche de l'outil.

La microdureté des bandes sombres, des bandes claires et du matériau de base sont respectivement 60 HV, 79 HV et 64 HV. Cette différence de microstructure a été confirmée par une analyse microscopique en contraste interférentiel différentiel (CID) représentée par la Figure 2.19. Sachant que cette analyse permet d'observer les reliefs, on peut remarquer que les zones de la bande sombre sont creuses. Comme la zone sombre est la moins dure, elle a été probablement plus érodée par le polissage.

A cette étape, on connaît une différence confirmée de microdureté entre les bandes mais cela ne nous permet pas de donner une explication rationnelle de l'origine de la différence de contraste entre les bandes d'autant plus que la dureté dans les alliages de la série 6000

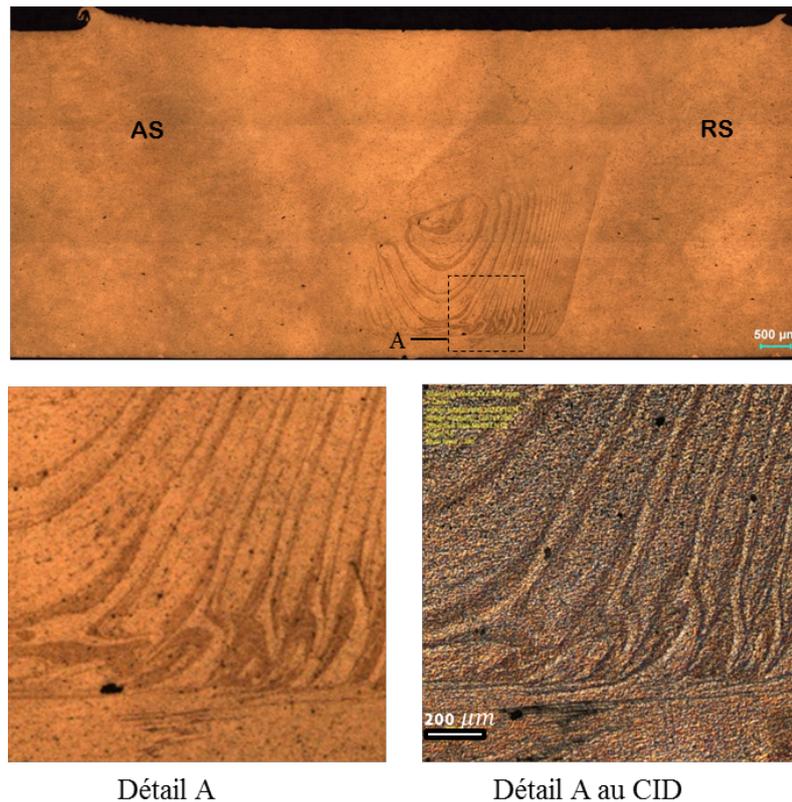


FIGURE 2.19 – Correspondance de l'analyse CID à la structure en bandes observée au microscope optique.

est liée à l'état de précipitation qui est lui-même complexe à évaluer. En effet, la zone la plus proche de l'outil est la zone la plus déformée (Prangnell and Heason [2005]). Dans la technique de "stop action" utilisée par Chen and Cui [2008], on peut observer qu'à chaque rotation de l'outil fileté, se forment une bande fine (en contact avec l'outil) et une bande épaisse. Tout laisse à penser que la bande sombre est la plus déformée.

Par ailleurs, du moins pour nos essais, la structure en bandes ne couvre pas toute la largeur du cordon. Comme montré sur la Figure 2.20, nous distinguons donc deux zones : la Zone de la Structure en Bandes (ZSB) et la Zone Sans Structure en Bandes (ZSSB).

La zone analysée étant au pied de la soudure, la matière située dans toute la largeur de la soudure provient uniquement de l'entraînement en rotation en profondeur de la soudure sans mouvements verticaux (i.e. on ne peut pas prétendre que la matière dans cette section de la soudure ait été déposée par le phénomène d'extrusion verticale expliqué précédemment). Ceci étant, on peut alors se demander l'origine de la différence entre les deux zones formées par la matière entraînée en rotation au pied de la soudure. La Figure

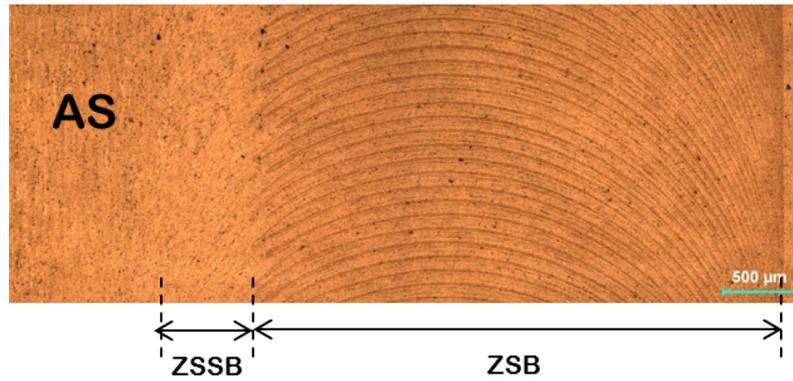


FIGURE 2.20 – Distinction de la Zone de la Structure en Bandes (ZSB) et de la Zone Sans Structure en Bandes (ZSSB).

2.21 montre que la ZSSB présente une structure en bandes tout comme la ZSB par une analyse en lumière polarisée réalisée après oxydation anodique.

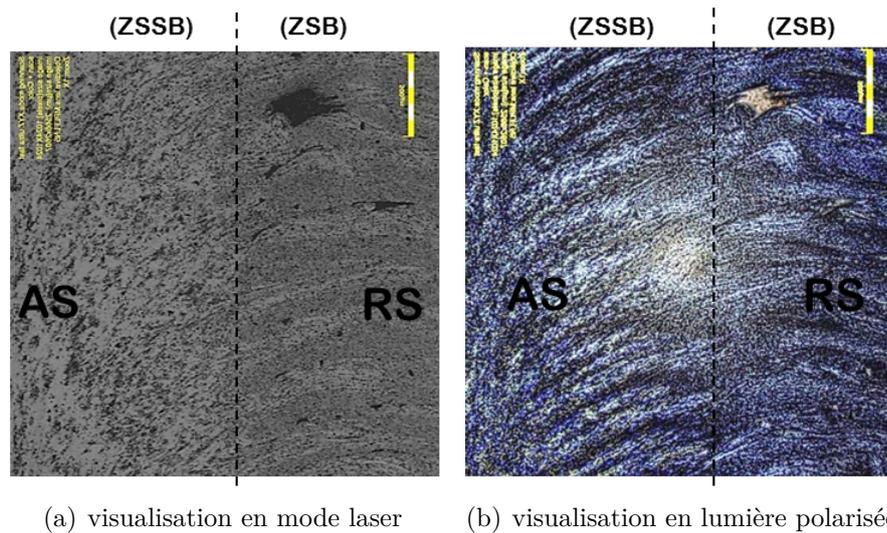


FIGURE 2.21 – Mise en évidence d'une structure en bandes dans la ZSSB.

Sur la Figure 2.22, on peut également remarquer une structure en bandes dans les deux zones, de même qu'un défaut de vide au tout début du soudage. Ce vide témoigne du fait que les deux structures en bandes dans la largeur du cordon ne proviennent pas du même processus. Comme expliqué dans la section précédente, la structure en bandes observées dans le côté advancing par la microscopie optique ordinaire provient d'un forgeage qui repousse la matière vers le côté advancing. On peut déduire qu'une partie de la matière arrachée par le pion reste solidaire à lui jusqu'à ce qu'elle ne soit libérée au côté advancing tandis qu'une partie reste solidaire à la matière de base dans le côté retreating comme on peut le remarquer sur la Figure 2.22. On voit clairement la matière de base qui s'estompe

progressivement dans la structure en bandes. C'est d'ailleurs pour cette raison que la frontière entre la matière de base et la soudure est moins marquée du côté retreating que du côté advancing. A cet effet, on peut se demander pourquoi une partie de la matière

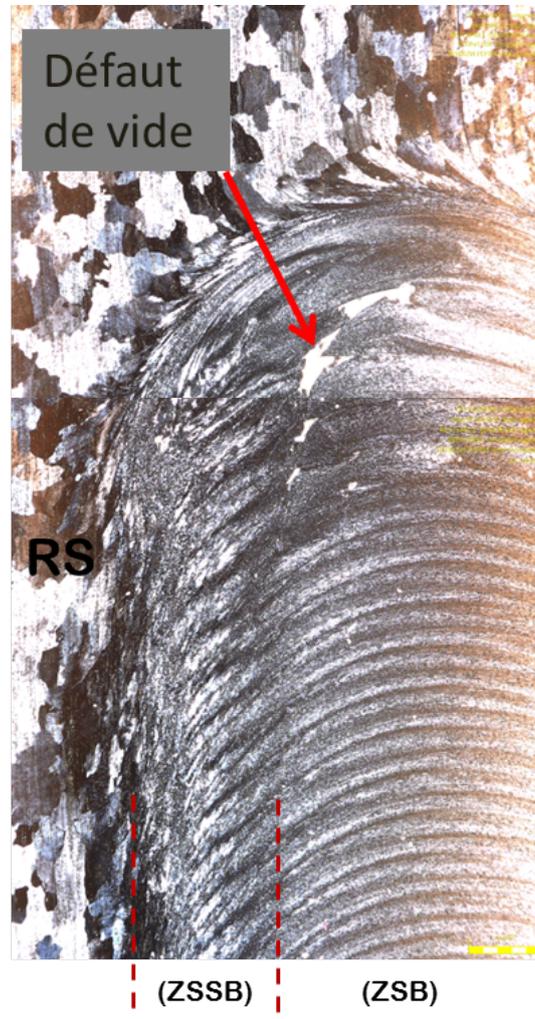


FIGURE 2.22 – Observation de la ZSB et de la ZSSB en début de soudage.

est arrachée tandis que l'autre reste solidaire à la matière de base. Ceci peut s'expliquer par le fait que le procédé FSW n'est pas loin des procédés de découpe où une couche de matière est découpée tandis que la couche adjacente reste solidaire à la matière de base mais elle est cisailée dans le sens de la découpe. Plus l'arrête de l'outil est anguleuse, plus le cisaillement dans la couche adjacente est faible et meilleur est la découpe. C'est pourquoi dans le cas des outils filetés (filetage métrique) où la pointe des filets découpe mieux la matière, la frontière zone-soudée/matière-de-base du côté retreating est aussi bien marquée que pour le côté advancing. C'est donc la couche cisailée qui débouche dans le tunnel du côté retreating en formant la structure en bandes qui a été observée en lumière

polarisée. La notion de structure en bandes peut être ramenée à celle observées sur les échantillons attaqués au réactif de Keller (analyse microscopique ordinaire) pour éviter toute confusion.

Par ailleurs, la couche cisailée du côté advancing ne peut pas déboucher dans le tunnel car elle est cisailée dans le sens opposé du tunnel. La pression s'élève donc dans cette zone et on observe une montée de la couche cisailée vers la hauteur. Cette montée de la matière du côté advancing représentée par la Figure 2.23, est plus remarquable en hauteur qu'en profondeur. Cela est probablement dû à l'entraînement de matière en rotation en hauteur de la soudure qui affecte une zone plus large devant le pion. En effet, avant que la matière au pied de la soudure ne subisse le cisaillement infligé par le pion, celle en hauteur est déjà cisailée et devient ainsi plus malléable conformément à la loi d'écoulement de la plupart des matériaux à la température ( $> 400^\circ$ ) de soudage. La matière au pied de la soudure peut donc repousser plus facilement celle en hauteur. Dans ce phénomène, l'opposition du "backing bar" à tout écoulement vertical est aussi un gros contributeur. C'est probablement la raison pour laquelle la matière au fond de la soudure, empêchée à tout mouvement vertical, subit violemment le cisaillement au pied de la soudure qui lui confère sa coloration sombre (voir Figure 2.23). C'est aussi ce cisaillement violent qui est à l'origine de la netteté de la frontière matière-de-base/zone-soudée au côté advancing à ce niveau, puisque la couche adjacente n'a pas été cisailée : des matières très proches de la zone soudée garde leur structure de base.

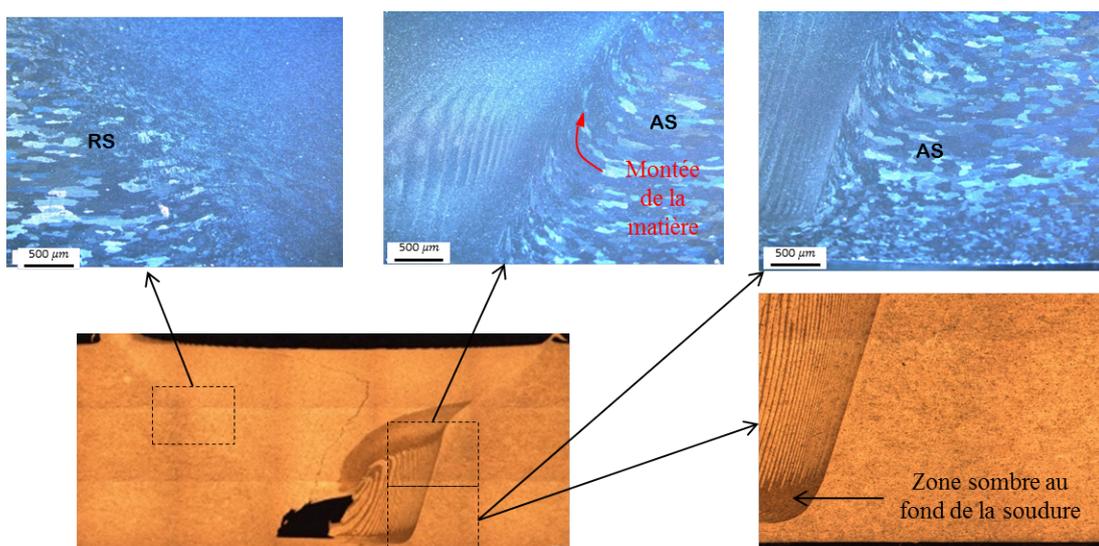


FIGURE 2.23 – Observation d'un écoulement vertical de la matière.

Par ailleurs, cette matière de la couche adjacente qui monte du côté advancing est aussi entraînée en rotation dans le sens de la découpe. Cet entraînement augmente d'ampleur au fur et à mesure que l'on s'éloigne du côté advancing en passant par devant l'outil. C'est d'ailleurs son effet devant l'outil qui distord l'interface des plaques à assembler dans le sens de la découpe. Cependant, il faut noter que la netteté de la frontière zone-soudée/matière-de-base du côté advancing est aussi liée à l'histoire thermomécanique des deux zones : l'une quasi-statique (matière de base) et l'autre mobile (zone soudée) ayant fait tout le tour de l'outil.

Cette analogie du procédé FSW aux procédés de découpe pourrait être développée afin de transposer complètement la définition des conditions optimales du procédé FSW. Sans doute, les conditions optimales du soudage FSW sont différentes de celles recherchées pour la découpe. A titre d'exemple, l'entraînement de la couche adjacente ne favorise pas la découpe alors qu'en soudage FSW elle élargie la zone d'interaction outil/matière en favorisant ainsi l'entraînement en rotation d'un volume considérable. Cependant, il existe une limite de cet entraînement où l'interaction devient glissante à cause de la résistance du volume entraîné.

De tout ce qui précède on peut lier l'origine de la structure en bandes à une alternance de matière fortement cisailée et de matière moyennement cisailée. En effet, lors du dépôt de la matière derrière l'outil, elle est libérée dans l'espace entre la pointe de l'outil et la matière précédemment déposée. La matière libérée plus près de la pointe de l'outil se trouve cisailée par cette dernière de manière similaire à la découpe qui s'opère devant l'outil. Dans cette situation, il faut que la matière de l'autre côté (loin de la pointe) soit retenue par la précédente couche déposée. Ce qui est souvent le cas si l'espace dans lequel la matière est libérée est grand. L'espace maximal  $lx$  est atteint lorsque la pointe de l'outil se trouve au milieu de la largeur du cordon (voir Figure 2.24(a)). Pour une vitesse de rotation et d'avance connues, cet espace maximal correspond au tiers du rapport de la vitesse d'avance par la vitesse de rotation ( $lx = \frac{v}{3\omega}$ ) qui est également la distance entre les bandes identiques de la structure en bandes. Par ailleurs, au début du dépôt de la couche, comme représenté sur la Figure 2.24(a), cet espace est trop fin pour que la matière soit libérée. Ce qui crée du côté retreating de la soudure, un défaut de vide représenté par la Figure 2.24(b) et une extrémité de bande épaisse au côté retreating. C'est donc à partir de ce dépôt que

le cisaillement se localise au contact entre la pointe de l'outil et la couche libérée, plutôt que la matière ne soit entraînée par rotation. On observe donc une partie de la matière violemment cisailée constituant la bande sombre et une partie de la matière moyennement cisailée constituant la bande claire. En conclusion, on établit que la soudure FSW est

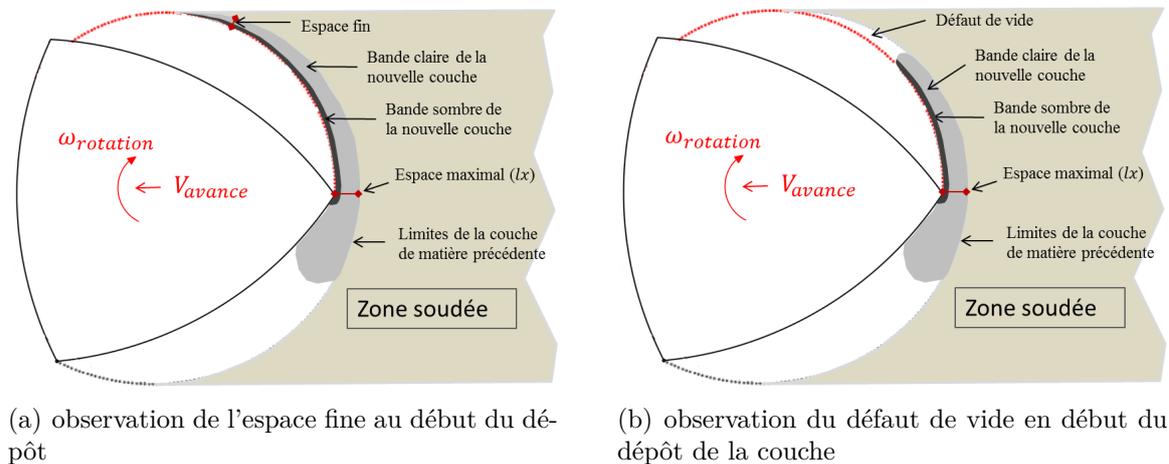


FIGURE 2.24 – Mise en évidence du mécanisme de création de défaut de vide.

constituée de particules ayant subi différentes histoires thermomécaniques. Cependant, à cause des phénomènes de précipitation et de recristallisation dépendant de ces histoires thermomécaniques et des alliages soudés, il est normal que l'élément de la microstructure (taille des grains, précipités ou orientation cristallographique) corrélé à la structure en bandes ("onion rings") varie selon les auteurs. Par exemple, comme montré sur la Figure 2.25 l'un de nos échantillons présente une orientation cristallographique en accord avec la structure en bandes. ce qui n'est pas observé par d'autres auteurs.

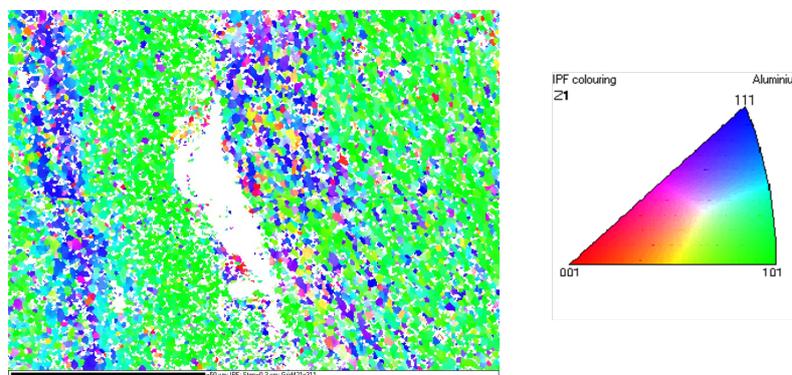


FIGURE 2.25 – Structure en bandes en accord avec l'orientation cristallographique dans la coupe longitudinale au pied de la soudure.

### 2.2.3 Sensibilité de la microstructure aux paramètres de soudage

Après avoir pris connaissance du mécanisme de la formation des joints de soudure, comme évoqué précédemment, cette partie traite de l'effet des paramètres de soudage sur la cinématique du procédé. Cette cinématique étant liée à l'aspect de la microstructure du joint, notamment, les structures en bandes, les "kissing bonds" et les défauts de vide, on sera en mesure de faire la corrélation entre la microstructure et les paramètres de soudage. Ces paramètres de soudage sont principalement la vitesse d'avance et la vitesse de rotation.

Une étude précédente a été menée avec des vitesses d'avance et de rotation allant respectivement de 100 à 200mm/min et de 1000 à 1250tr/min (essais représentés en rouge sur la Figure 2.4). Cette étude a permis de mettre en évidence l'effet de la profondeur de pénétration de l'outil sur la qualité de la soudure et d'en déduire une pénétration optimale qui est de 5.5mm pour un angle de tilt de 1°.

Une fois la géométrie de l'outil connue, ce sont la vitesse d'avance et de rotation qui sont les paramètres de soudage essentiels pour la qualité de la soudure. L'optimisation du procédé de soudage FSW passe par ces paramètres de soudage. I.e. plus la vitesse d'avance est élevée (soudure froide), le temps d'exécution du procédé est rapide (gain en temps) mais plus grande sera la puissance de déformation (pertes en puissance). Si on s'intéresse à la vitesse de rotation, plus elle est grande (soudure chaude) plus la pièce est malléable mais on ne peut pas donner les tendances sur la puissance. En effet, le gain économique ne doit pas entamer la fiabilité du procédé et donc la qualité de la soudure impérative à plus forte raison dans le domaine aérospatial qui est une application visée du soudage FSW.

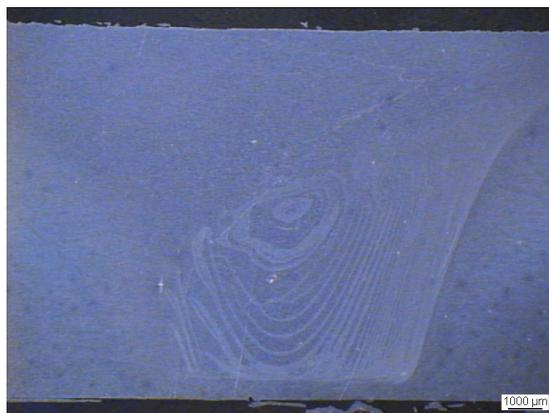
En soudage FSW, la chaleur provient de deux sources : une source surfacique due au frottement outil/matière et une source volumique due à l'auto-échauffement. De ce fait, l'augmentation de la vitesse de rotation de la matière implique une augmentation de la température mais le coefficient de frottement et la loi de comportement du matériau peuvent aussi diminuer contrairement à l'évolution de la température. Ce qui occasionne une compétition entre la puissance thermique surfacique et la puissance thermique volumique (Jacquin et al. [2011]). Pour une vitesse de glissement à 50% de la vitesse de rotation et un coefficient de Tresca égale à 0.3, la puissance thermique volumique est généralement supérieure à la puissance surfacique issue de la loi de Tresca. Par conséquent,

la déformation génère plus de puissance thermique que la puissance thermique surfacique. Par ailleurs, le chemin de déformation est important à maîtriser pour que la soudure soit exempte de défauts de vide. A cet effet, il est important de choisir les vitesses optimales. Les analyses ont montré que plus les "onion rings" (structures en bandes) sont prononcés moins les défauts de vide sont présents (Figure 2.26(a)et(b)). La réciprocité n'étant pas vérifiée parce que quelques joints de soudure avec des "onion rings" moins prononcés se sont révélés exempts de défauts de vide (Figure 2.26(c)). Par hypothèse, la soudure est de bonne qualité si elle est exempte de défauts de vide et contient une structure en bandes qui couvre pratiquement toute la largeur de la soudure. Les raisons d'une telle hypothèse seront expliquées dans la section discussion (section 2.2.3.3) de cette partie après la présentation de l'effet des vitesses sur la qualité de la soudure.

### 2.2.3.1 Effets de la vitesse d'avance

Rappelons que  $lx$  est la distance entre les bandes identiques de la structure en bandes dont la valeur est donnée par le tiers du rapport de la vitesse d'avance par la vitesse de rotation ( $lx = \frac{v}{3\omega}$ ).

L'étude sur la vitesse d'avance porte sur les essais effectués à la vitesse de rotation de  $1750tr/min$  et  $2000tr/min$  dont les résultats microstructuraux dans le plan horizontal de la soudure sont représentés sur la Figure 2.27. En effet, pour des vitesses d'avance faibles ( $lx$  faible) (Figure 2.27(b) et Figure 2.27(h)), la structure en bandes couvre une largeur faible de la soudure et on observe un drainage irrégulier dont les paquets de matière indiqués sur la Figure 2.27(h). Lorsque la vitesse d'avance augmente ( $lx$  élevé), la structure en bandes s'étend de plus en plus en largeur de la soudure et l'irrégularité d'épaisseur des bandes diminue (Figure 2.27(c)–(e) et Figure 2.27(i)–(l)). Cependant, à vitesse encore plus grande, la structure de bandes est très régulière et le domaine d'apparition se réduit en largeur de la soudure comme on peut le remarquer sur la Figure 2.27(f) représentant l'essai effectué à  $500mm/min$  pour la vitesse de rotation de  $1750tr/min$ . De toutes les façons, la vitesse d'avance est limitée par les capacités de la machine de soudage. C'est d'ailleurs pour cette raison qu'on n'est pas allé au-delà des  $600mm/min$  pour l'essai à  $2000tr/min$  malgré l'intérêt potentiel d'investiguer dans un domaine de soudage plus large que  $600mm/min$ . Par ailleurs, la tendance de l'évolution de la microstructure observée ici dans la section



(a) cordon sans défaut et présence des "onion rings"



(b) cordon avec défaut et absence des "onion rings"



(c) cordon sans défaut malgré l'absence des "onion rings"

FIGURE 2.26 – Effet des "onion rings" sur la qualité de la soudure (image loupe binoculaire).

horizontale est confirmée dans les autres sections de la soudure. Une observation dans la section longitudinale a été présentée en abaque Figure 4.7.

### 2.2.3.2 Effets de la vitesse de rotation

Lorsque la vitesse de rotation est faible ( $lx$  élevé), la structure en bandes est régulière et bien marquée mais ne couvre qu'une petite zone de la largeur de la soudure (Figure 2.28(c)). Si la vitesse de rotation augmente, la structure garde une bonne périodicité et s'étend dans la largeur de la soudure (Figure 2.28(d)). Aux plus fortes vitesses de rotation, le domaine d'apparition de la structure en bandes diminue dans la largeur du cordon et la largeur des bandes devient plus irrégulière (passage de la matière par paquet) (voir Figure 2.28(e)). On retrouve des effets similaires entre l'augmentation de la vitesse d'avance et la diminution de la vitesse de rotation. L'évolution de la microstructure est donc liée à l'évolution du paramètre  $lx = v/\omega$ .

### 2.2.3.3 Discussions

Rappelons le, il a été statué au premier abord que la soudure est de bonne qualité quand elle contient une structure en bandes régulière qui couvre pratiquement toute la largeur de la soudure. Pour obtenir de telles structures, il faut que la matière soit libérée plus rapidement comme évoqué précédemment dans les discussions sur l'origine de la structure en bandes. Notons que pendant cette analyse il a été montré que la matière est libérée pour un espace minimal entre la pointe de l'outil et la couche précédemment déposée. La position angulaire de la pointe avant que l'espace minimal ne soit atteint est déterminant pour avoir une structure en bandes qui couvre bien la largeur du cordon. Par exemple, si la matière est libérée lorsque la pointe est au milieu du cordon, l'espace minimal est égal à  $lx$  et la structure en bandes ne couvre que la moitié de la soudure. On comprend donc que plus  $lx$  est grand, plus l'espace minimal sera rapidement atteint. Ce qui occasionnerait une libération plus tôt de la matière et par conséquent, une structure en bandes plus étendue dans la largeur du cordon. C'est ce qui explique l'évolution de la qualité de la soudure avec le paramètre  $lx$ . Cependant, ces interprétations n'expliquent pas les autres conséquences de la position d'initiation du dépôt de matière sur l'aspect global de la soudure, notamment,

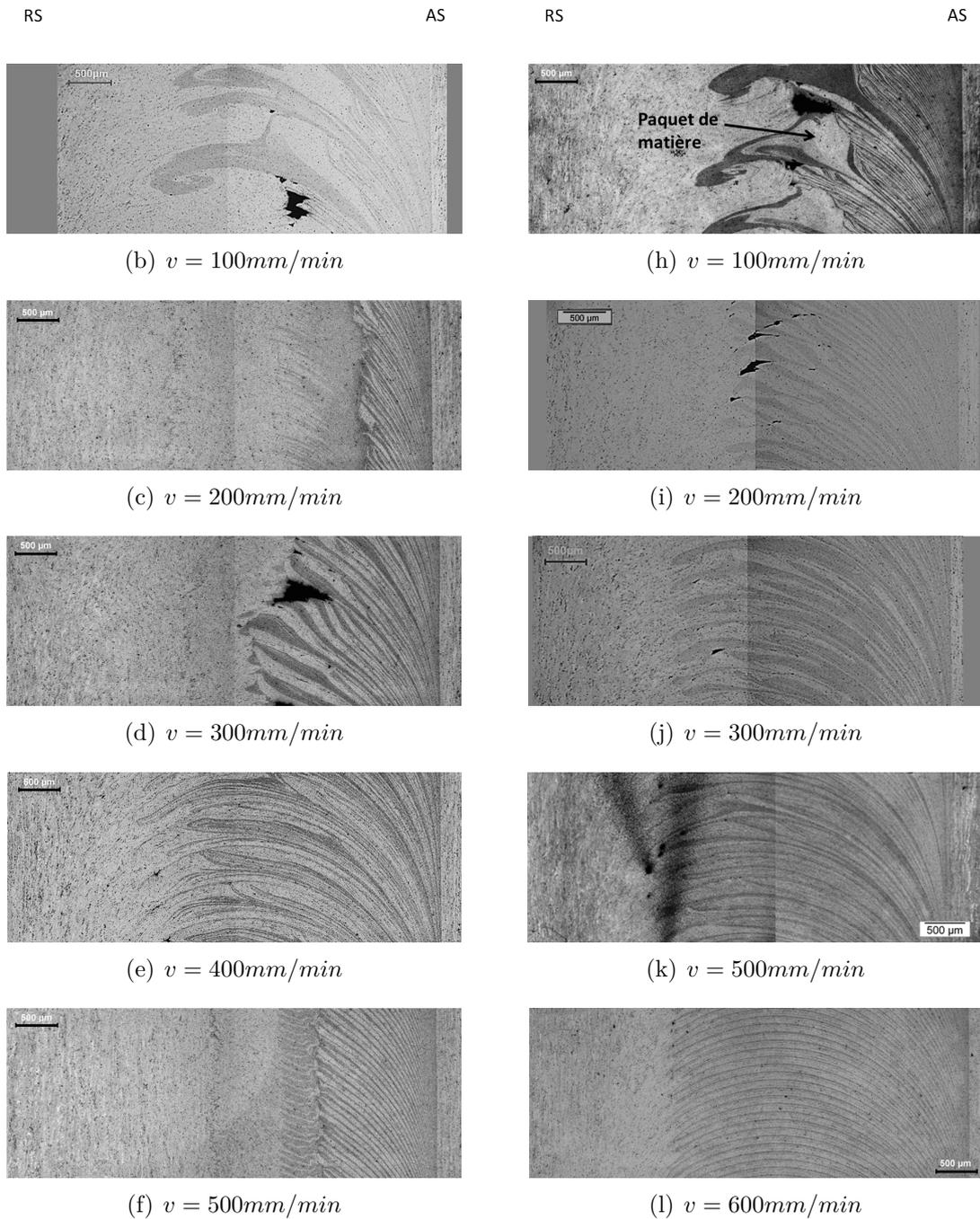


FIGURE 2.27 – Microstructure des joints soudés à la vitesse de rotation  $1750\text{tr}/\text{min}$  à gauche et  $2000\text{tr}/\text{min}$  à droite.

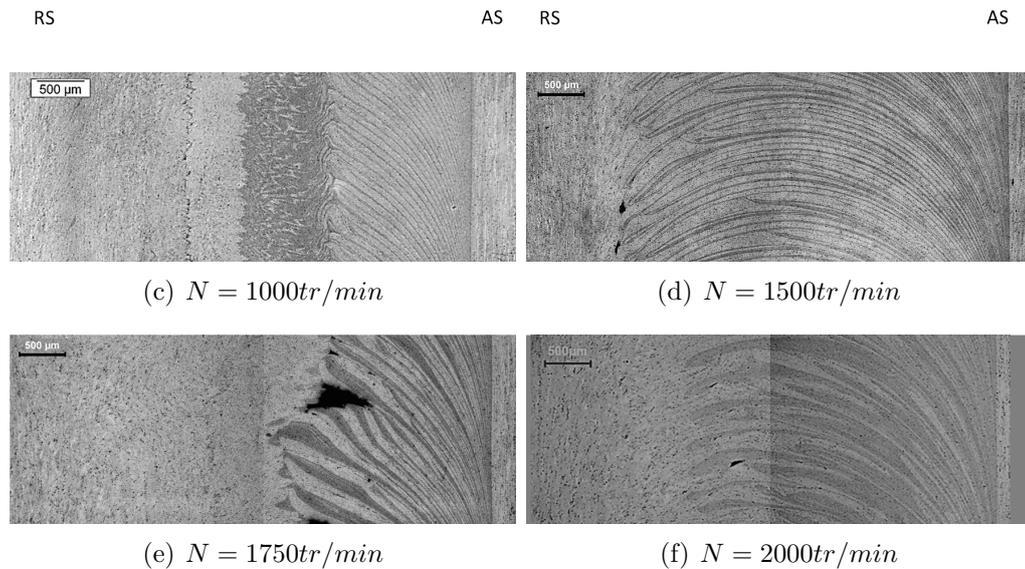


FIGURE 2.28 – Microstructure des joints soudés à la vitesse d'avance de  $300\text{mm}/\text{min}$ .

la présence des paquets de matière. Dans les paragraphes qui vont suivre, ces détails seront analysés.

En effet, lorsque le paramètre  $lx$  est faible, i.e. la distance entre les bandes à former est faible, l'outil a du mal à libérer la matière puisque l'intervalle entre la pointe de l'outil et la matière déjà présente derrière l'outil est faible. la nouvelle couche n'est donc pas déposée en totalité. Une partie s'échoue du côté advancing en formant la structure en bandes et l'autre partie reste solidaire à l'outil en effectuant la rotation complète (Prangnell and Heason [2005]). Il se crée donc une accumulation de matière autour de l'outil sur plusieurs cycles de rotation. La matière accumulée finie par être déposée en créant une bande irrégulière d'épaisseur très élevée. Le bloc de matière ainsi libéré peut être constitué de matière très déformée (bloc sombre) et peu déformée (bloc clair).

Par ailleurs lorsque  $lx$  augmente, la matière se libère plus rapidement et la structure en bandes commence par prendre une forme plus régulière en couvrant de plus en plus la largeur de la soudure. A  $lx$  optimal, comme on peut l'observer sur la Figure 2.27(1), la structure en bandes couvre la quasi-totalité de la largeur de la soudure et présente une structure régulière égale au tiers de l'avance par tour de l'outil (soudure de bonne qualité). Cependant, ce type de soudure de bonne qualité n'a pas été observé pour les essais à  $1750\text{tr}/\text{min}$ . Une possible raison est que, à cette vitesse de rotation, avec l'outil

utilisé (trigone), le procédé est très sensible aux vitesses de soudage et le point optimal qui se situe entre  $400$  et  $500\text{mm}/\text{min}$  en vitesse d'avance échappe à la dichotomie choisie d'un pas de  $100\text{mm}/\text{min}$ . Les mêmes analyses ont été faites pour les autres vitesses de rotation pour enfin définir sur la Figure 2.29 les limites des vitesses de soudage.

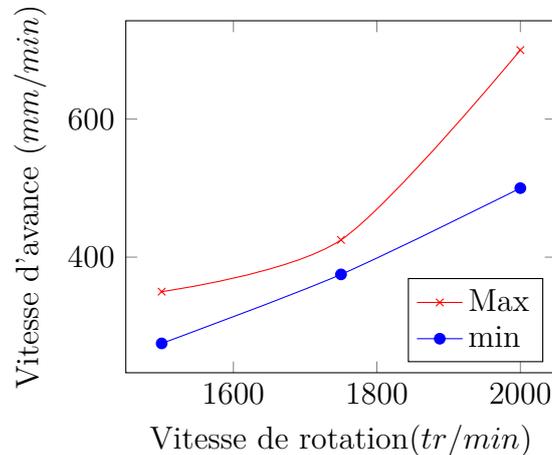


FIGURE 2.29 – Limites des vitesses de soudage pour une meilleure qualité de soudure.

En conclusion la marge du choix des vitesses est très étroite. Le soudage dans ces conditions est peu évident à cause du risque permanent d'apparition des défauts de soudure occasionnés par les écarts aux paramètres de soudage moyens. Ces écarts peuvent se traduire par des déviations mécaniques ou thermiques. Il est donc préférable d'avoir une marge plus grande pour des raisons de sécurité. Ayant exploré tous les plages de vitesse possibles, il apparait que la géométrie de l'outil trigone n'est pas appropriée pour l'obtention des soudures de bonne qualité car la matière est difficilement libérée par le pion et le phénomène d'extrusion verticale n'est pas assez intense pour combler le vide au pied de la soudure. Il conviendrait d'utiliser un outil libérant plus rapidement la matière et favorisant des écoulements verticaux pour la compensation des deux écoulements (écoulement en hauteur et au pied de la soudure) discutés précédemment. Zhao et al. [2005] ont montré que le filetage améliore la qualité de la soudure et réduit l'apparition des porosités. Cependant, les outils filetés utilisés dans le cadre de ce travail n'ont pas donné des résultats satisfaisants. Un tunnel couvrant toute l'épaisseur de la soudure a été observé visuellement dans le côté advancing des soudures. En effet, les limitations dynamiques et statiques de la machine nous ont obligé à réduire la taille du pion par rapport aux règles de conception classiques. La taille de l'épaulement aurait dû être choisie plus grande afin

de retrouver des conditions thermiques plus favorables (soudure chaude). En outre, on ne voulait pas s'écarter des dimensions de l'outil trigone. La vibration de la machine de soudage confirmée par les courbes d'efforts représentées précédemment a été constatée lors de ces essais. Par ailleurs, la finesse des filets de ces outils conduit à des usures rapides voire prématurées de ces derniers. Par conséquent, l'utilisation d'une machine plus robuste et d'un outil plus résistant s'impose. On peut trouver d'autres géométries d'outil dans la littérature (Rai et al. [2011], Zhang et al. [2013]). Il appartient à chaque acteur de choisir la géométrie convenable en fonction du besoin. Néanmoins, dans notre étude, le choix de l'outil trigone a permis la génération de la structure en bandes de morphologie simplifiée répondant bien au contexte de notre étude.

## Conclusion

Cette étude expérimentale a permis de mettre en œuvre une campagne d'essais visant à fournir des données thermiques et mécaniques du procédé ainsi qu'une analyse microstructurale des joints soudés. Les effets transitoires du procédé FSW ont clairement été identifiés par les deux pans de cette analyse. Les mesures mécaniques ont été clairement reliées aux variations d'écoulement de la matière liées aux successions des conditions de collage et décollage. Le rôle de la rigidité de l'outil a pu aussi être mis en évidence dans ce contexte mais de manière plus spécifique sur l'outil fileté dont la déflexion est maximale (par rapport à l'outil trigone). C'est cette déflexion qui pourrait être à l'origine des dissymétries thermiques relevées pour l'outil fileté. On s'est donc limité pour les analyses microstructurales aux résultats obtenus à l'aide de l'outil trigone.

Les différents essais réalisés avec l'outil trigone sur l'alliage d'aluminium 6082-T6 nous ont permis d'observer trois éléments caractéristiques de la microstructure des joints de soudure que sont : le "kissing bond", les défauts de vide, et la structure en bandes. Grâce à l'étude de l'aspect de ces éléments, couplée aux études de la littérature, une description précise a été faite sur l'écoulement de matière lors du soudage FSW et plus particulièrement l'origine des "onion rings". Dans un second temps, le lien entre qualité du joint de soudure et structure en bandes a été établi en fonction des paramètres de soudage. Il apparaît que la géométrie de l'outil trigone ne favorise pas la qualité de la soudure. Néan-

moins, l'emploi de cet outil a permis d'exacerber le contraste des microstructures obtenues dans les bandes, facilitant ainsi les interprétations présentées dans ce travail. La suite de ce travail essayera de développer un modèle stationnaire intégrant les variations locales de sollicitations thermomécaniques. On cherchera à faire évoluer un modèle stationnaire développé par Jacquin et al. [2011] vers une résolution transitoire de sollicitation de contact périodique (glissement collage).

## Modélisation

### Sommaire

---

---

Introduction .....	96
3.1 Modélisation de la cinématique (mécanique) du procédé FSW .....	97
3.1.1 Identification des variables mécaniques .....	97
3.1.2 Évaluation des variables mécaniques .....	100
3.1.3 Évaluation du champ de vitesse global postulé .....	106
3.2 Modélisation numérique du soudage FSW en thermofluide...	111
3.2.1 Conditions aux limites thermiques.....	111
3.2.2 Discrétisation spatiale et temporelle.....	113
3.2.3 Simulation numérique .....	116
3.2.4 Histoire thermomécanique des zones soudées .....	130
Conclusion .....	131

---

---

### Introduction

Comme la microstructure des joints de soudure FSW influence considérablement sa résistance mécanique, il est important de maîtriser les variables thermomécaniques et plus particulièrement l'écoulement de matière pendant le procédé. Cependant, peu de modèles de soudage FSW décrivent le phénomène périodique à l'origine des structures en bandes expliqué par Krishnan [2002] et Gratecap et al. [2011]. Notamment, la version publiée du modèle de Xu and Deng [2008] ne décrit pas la méthode utilisée pour prédire les "onion rings" dans le noyau.

Du point de vue modélisation, un maillage fin est nécessaire pour décrire avec précision les forts gradients de déplacement au voisinage de l'outil, induits par les grandes vitesses de déformation mises en jeu pendant le procédé. De plus, les distorsions de maillage causées par les grandes déformations font appel à une technique de remaillage coûteuse en temps de calcul. Le procédé FSW reste donc assez lourd à manœuvrer en termes de modélisation numérique. L'intégration de la dépendance du temps à ces modèles pour la simulation des phénomènes périodiques, aboutirait à des temps de calcul trop importants. Néanmoins, les modèles thermofluides dans lesquels les variables mécaniques (flux de matière et l'énergie d'auto-échauffement) sont postulées (Zhang et al. [2011], Jacquin et al. [2011], Schmidt and Hattel [2008]), sont des pistes intéressantes vers le calcul d'une solution partielle des modèles. En effet, ces modèles ne résolvent pas l'équilibre mécanique mais intègrent un champ de vitesse dont les paramètres permettent de traduire les différentes conditions du procédé (vitesse d'avance, vitesse de rotation).

C'est donc sur ces analyses que nous nous sommes basées pour développer un modèle thermofluide avec un temps de calcul moins coûteux pour prédire la microstructure des joints de soudure FSW, notamment, la structure en bandes dont la coupe transversale est appelée "onion rings". Le modèle est développé sur Abaqus/Standard à partir des "steps" "heat transfer" dans lesquels les variables mécaniques de l'équation de chaleur sont introduites par des "subroutines" Abaqus. Comme les variables mécaniques sont postulées, le logiciel commercial Matlab est utilisé pour leur calibration.

Par ailleurs, en post-simulation du procédé, la microstructure des joints de soudure est

prédite par un script python développé sur Abaqus scripting dans lequel pourraient être intégrées les sorties thermomécaniques et à titre d'exemple le modèle de recristallisation dynamique continue de Gourdet and Montheillet [2003]. Ce modèle de recristallisation, applicable sur les alliages d'aluminium reçoit en entrée les variables thermomécaniques telles que la température et la vitesse de déformation. Un schéma de tout le processus de modélisation est présenté sur la Figure 3.1.

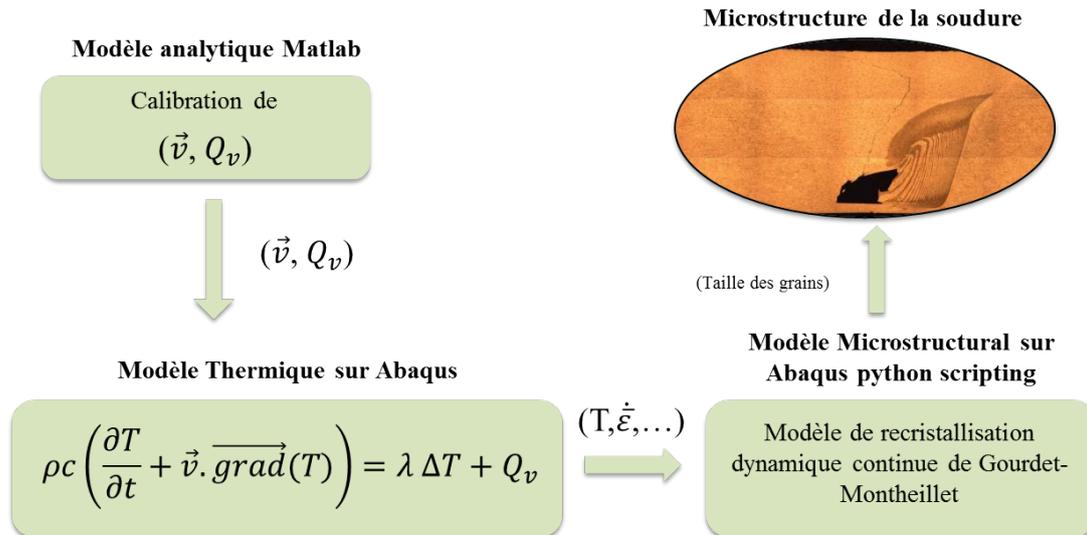


FIGURE 3.1 – Schéma du processus des modélisations.

## 3.1 Modélisation de la cinématique (mécanique) du procédé FSW

### 3.1.1 Identification des variables mécaniques

La partie mécanique du procédé de soudage FSW est liée à l'écoulement de matière représenté par le champ de vitesse  $\vec{v}$ . Comme décrit précédemment, la maîtrise de ce champ est nécessaire pour assurer une soudure de bonne qualité. Dans cette partie, l'effet de ce champ sur l'aspect des variables mécaniques motrices des changements microstructuraux est évalué en vue de son amélioration. Une meilleure description du champ de vitesse serait aussi utile pour la simulation de la thermique du procédé développée sur Abaqus, puisqu'une grande partie de la puissance thermique provient de l'énergie d'auto-échauffement

qui est le dernier terme de l'équation de chaleur ci-dessous :

$$\rho c \left( \frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v} \text{grad}(T) \right) = \lambda \Delta T + \Gamma_d \sigma_0 \dot{\varepsilon} \quad (3.1)$$

Cette énergie représente environ les 90% de l'énergie de déformation de l'aluminium.

L'expression du champ de vitesse  $\vec{v}$  est :

$$\vec{v} = \begin{cases} v_x = \overbrace{V_a \left( 1 - r_p^2 \frac{(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2} \right)}^{\text{contournement}} - \overbrace{\frac{\Gamma y}{2\pi(x^2 + y^2)}}^{\text{circulation}} - \overbrace{c_{ee} \omega_{outil} \frac{y(z - 0.8h)}{(0.2 * h)}}^{\text{torsion}} \\ v_y = \overbrace{V_a \left( -2r_p^2 \frac{xy}{(x^2 + y^2)^2} \right)}^{\text{vortex}} + \frac{\Gamma x}{2\pi(x^2 + y^2)} + c_{ee} \omega_{outil} \frac{x(z - 0.8h)}{(0.2 * h)} \\ v_z = V_z \end{cases} \quad (3.2)$$

Les termes décrivant le champ de vitesse ci-dessus (Équation 3.2) représentent respectivement, quatre types de champ de vitesse qui produisent les écoulements représentés par la Figure 3.2. Ces champs de vitesse sont issus des travaux de Heurtier et al. [2006] et Jacquin et al. [2011]. On distingue :

- le champ de contournement (Figure 3.2(a)) occasionné par le mouvement d'avance de l'outil. La formulation de ce champ est issue de la mécanique des fluides, plus précisément, de l'écoulement potentiel d'un fluide autour d'un cylindre fixe.
- le champ de circulation (Figure 3.2(b)) occasionné par l'interaction circulaire entre le pion et la matière. Il est aussi issu de la mécanique des fluides et représente l'écoulement potentiel d'un fluide entraîné par un cylindre en rotation. La ligne d'écoulement de ce champ montre qu'il affecte une zone très large. Il a été donc remplacé par la fonction :

$$c_{ep} \omega_{outil} a_{pci} \quad (3.3)$$

où  $c_{ep}$  est le coefficient d'entraînement de la matière par le pion et  $a_{pci}$  une fonction

d'atténuation dont l'expression est :

$$a_{pci} = (\tanh(\text{pent}(x_{pos})) + 1) \quad (3.4)$$

Le principe de la fonction d'atténuation est d'être égale à l'unité près des interfaces (à  $x_{pos} = 0$ ) et de s'annuler loin d'elle.  $\text{pent}$  est la pente de cette fonction. Plus  $\text{pent}$  est grand, plus l'atténuation est rapide. Ces paramètres sont à déterminer expérimentalement.

- le champ de torsion (Figure 3.2(c)) occasionné par l'interaction en rotation entre l'épaulement de l'outil et la matière, diminue linéairement de l'épaulement et s'annule après le "flow arm zone" qui est le volume en dessous de l'épaulement dont l'épaisseur est le quart de celle des pièces à assembler (Heurtier et al. [2006]).
- le champ de vortex (Figure 3.2(d)) se produisant dans le cas d'un outil fileté, est issu des résultats d'une simulation éléments finis adaptable pour différentes géométries d'outil. Cependant, le champ de vortex étant complexe et du second ordre pour la prédiction des phénomènes périodiques à l'origine des "onion rings" (sur les outils trigones non filetés), il a été mis de côté. L'expression du champ de vitesse 3.2 hormis le champ de vortex se ramène donc à celle d'un simple outil cylindrique.

Par ailleurs, le phénomène périodique, issu du changement des conditions de contact (glissement, frottement) est lié au champ de circulation. Par conséquent, pour le modéliser afin de prédire les "onion rings", une condition de contact périodique de fréquence égale à celle de la rotation de l'outil a été appliquée au champ de circulation et plus précisément sur le paramètre  $c_{ep}$ .

$$c_{ep} = \cos(\omega_{outil} * t) \quad (3.5)$$

En effet, comme le montre la Figure 3.3, la circulation commence devant le pion par le côté *advancing*, augmente d'intensité de la phase (a) à la phase (c) tant que la pression augmente à cause de l'avance de l'outil dans la matière. Après que la matière localisée devant le pion soit entraînée derrière lui en passant par le côté *retreating*, la pression en avant du pion diminue mais augmente en arrière après que le vide laissé par l'avance du pion soit rempli (voir Figure 3.3(d)–(f)). Cependant, si la pression est trop grande ou la matière n'est pas assez malléable, il y a un glissement au niveau de la surface de contact

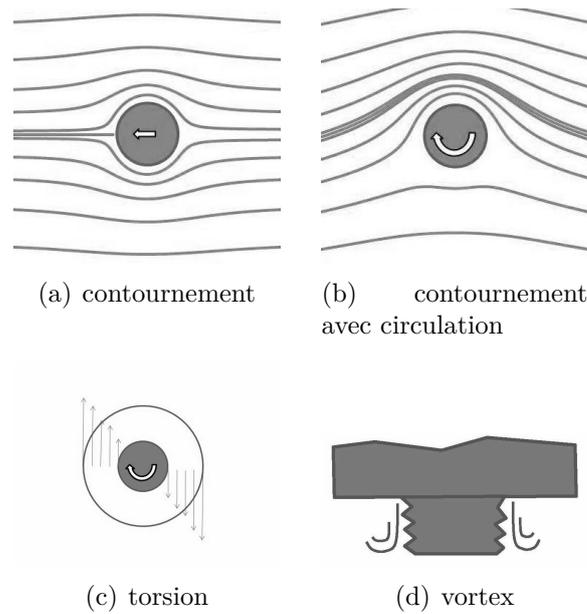


FIGURE 3.2 – Représentation schématique des champs de vitesse.

outil/matière qui résulte en une circulation trop courte. Un long tunnel est alors observé sur le côté advancing. Ces genres de situations sont fréquentes pour les outils cylindriques (non filetés) où l'entraînement en rotation se fait uniquement par frottement même si Gratecap et al. [2011] parlent d'une flexion circulaire de l'outil qui rajoute de l'entraînement par obstacle. Dans la situation contraire où la circulation est complète, la matière entraînée sera stoppée par la paroi du défaut de tunnel et la pression diminue brusquement. C'est pourquoi on observe une variation périodique des efforts de soudage dans tous les cas de soudure. Il est quasi-impossible d'entraîner la matière de manière continue. C'est pourquoi l'épaisseur des couches de matière observées dans les joints de soudure FSW correspond à l'avance par tour de l'outil. Cependant, pour un pion polygone, l'épaisseur des couches devrait être égale à l'avance par tour de l'outil divisée par le nombre de côté du pion polygone (Gratecap et al. [2011]). Cette périodicité supplémentaire est liée à l'ordre de symétrie du profil de l'outil lui-même.

### 3.1.2 Évaluation des variables mécaniques

Comme la finalité est de prédire la microstructure des joints de soudure, pour faire plus simple, nous avons décidé d'évaluer les variables thermomécaniques pour connaître la variable affectant le plus l'aspect microstructural des soudures, notamment les struc-

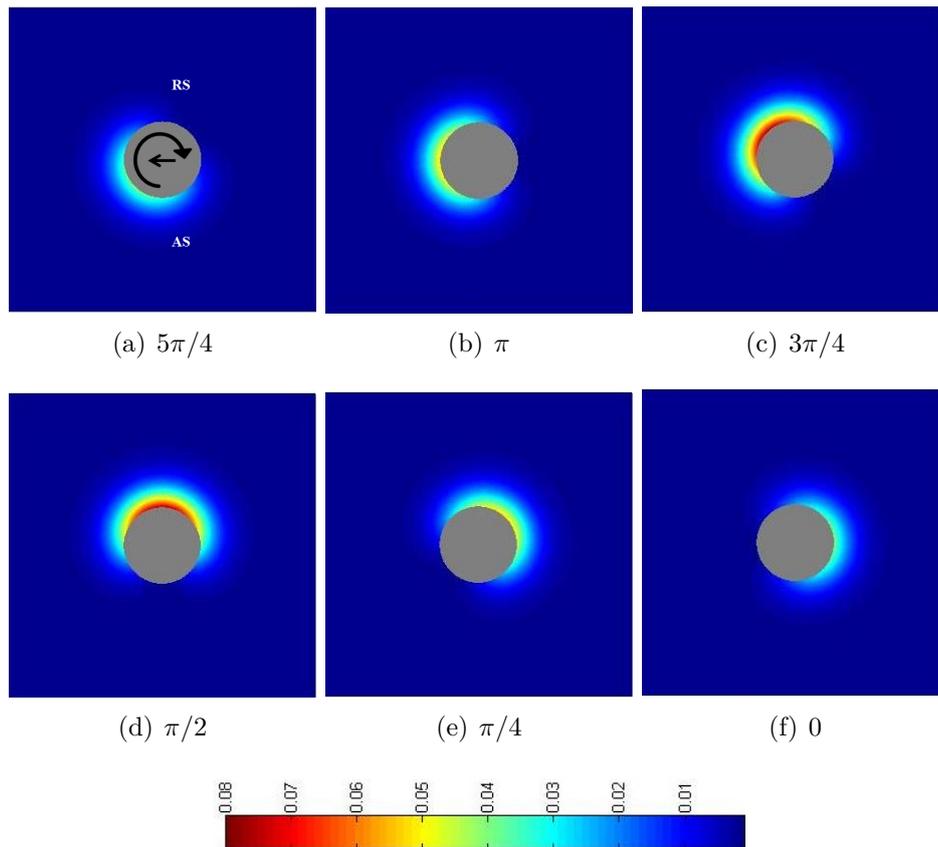


FIGURE 3.3 – Évolution du champ de circulation (m/s) pendant une rotation complète de l'outil.

tures en bandes ("onion rings"). Comme la partie mécanique est postulée, les variables mécaniques sont directement évaluées sur Matlab tandis que la variable thermique (température) sera évaluée après la résolution du bilan thermique dans les prochaines sections. A cet effet, l'histoire thermomécanique des nœuds du maillage est enregistrée puisque ces nœuds sont assimilés aux particules soumises à l'étude microstructurale. Pour ce faire, les nœuds sont censés suivre l'écoulement de matière. Pour cette raison, la position des nœuds dans le modèle est équivalente à la position des particules en fin du soudage. Le procédé est ainsi simulé dans le sens inverse (en décrémentant le temps) et les nœuds se déplacent virtuellement pour suivre l'écoulement de la matière grâce au champ de vitesse postulé. Une description schématique de cette technique est représentée sur la Figure 3.4.

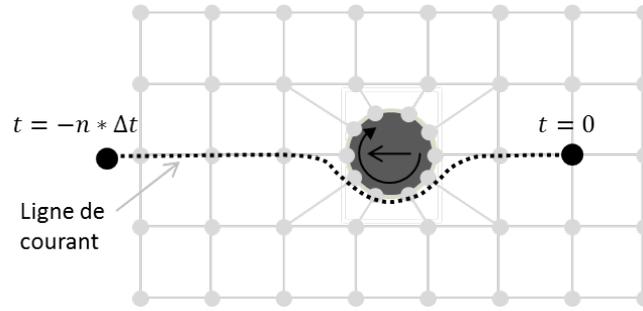


FIGURE 3.4 – Technique de construction des lignes d'écoulement

De tout ce qui précède, la forme du champ de vitesse 3.2 devient :

$$\vec{v} = \begin{cases} v_x = \overbrace{V_a \left( 1 - r_p^2 \frac{(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2} \right)}^{\text{contournement}} - \overbrace{c_{ep} \omega_{outil} a_{pci} \frac{y}{(x^2 + y^2)}}^{\text{circulation}} - \overbrace{c_{ee} \omega_{outil} \frac{y(z - 0.8h)}{(0.2 * h)}}^{\text{torsion}} \\ v_y = \overbrace{V_a \left( -2r_p^2 \frac{xy}{(x^2 + y^2)^2} \right)}^{\text{contournement}} + \overbrace{c_{ep} \omega_{outil} a_{pci} \frac{x}{(x^2 + y^2)}}^{\text{circulation}} + \overbrace{c_{ee} \omega_{outil} \frac{x(z - 0.8h)}{(0.2 * h)}}^{\text{torsion}} \\ v_z = 0 \end{cases} \quad (3.6)$$

Dans toute la suite de notre étude, sauf précision, toute représentation dans le plan horizontal est une section au pied de la soudure là où l'effet de l'épaule est inexistant.

En simulant la vitesse de déformation maximale atteinte par les particules dans le plan horizontal, on obtient le résultat de la Figure 3.5. On peut remarquer que la zone

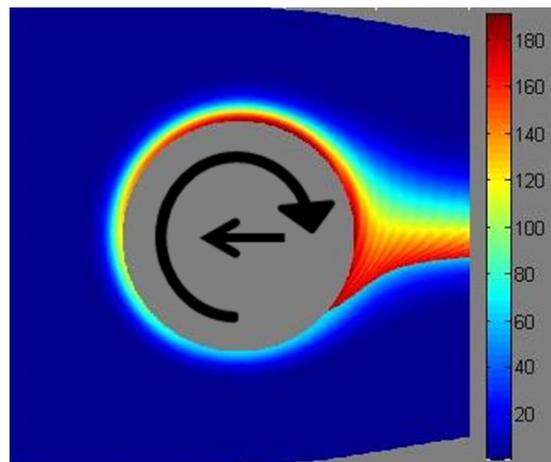


FIGURE 3.5 – Vitesse de déformation maximale ( $s^{-1}$ ) basée sur le champ de vitesse de Jacquin et al. [2011].

soudée est plus étroite que ce qui est envisageable expérimentalement. En réalité, comme on peut l'observer sur la Figure 3.2(a) montrant les lignes d'écoulement du champ de

contournement, le pion affecte l'écoulement sur de très longues distances de telle sorte que les particules initialement en avant du pion, le contourne de loin de manière à ce qu'elles échappent au champ de circulation. Puisque le champ de circulation est à l'origine des grandes déformations, de telles particules qui l'évitent sont moins déformées. Cependant, après avoir contourné le pion de loin, ces particules sont attirées derrière le pion à cause de la dépression dans cette zone. On voit même le bord du domaine attiré par cette dépression montrant la grandeur de la zone affectée par le champ de contournement. Expérimentalement, la zone de dépression (derrière le pion) ne peut pas attirer la matière parce que cette dernière n'est pas assez fluide pour réagir comme en mécanique des fluides. Par conséquent, cette zone conduit à un défaut de vide comme le démontre les essais de Gratecap et al. [2007] sur la plasticine avec un outil cylindrique sans épaulement animé uniquement d'un mouvement d'avance. Sur le résultat de cet essai représenté par la Figure 3.6, une montée verticale de la matière peut être observée devant l'outil. Par conséquent, dans cette étude, le champ de contournement est traité comme tridimensionnel au lieu du bidimensionnel ( $v_z = 0$ ) proposé par Jacquin et al. [2011]. A cet effet, la fonction



FIGURE 3.6 – Outil sans épaulement animé d'un simple mouvement d'avance dans la plasticine (Gratecap et al. [2007]).

d'atténuation  $a_{pco}$  a été utilisée sur le champ de contournement pour réduire sa zone d'action et éliminer les écoulements dus à la dépression. En utilisant cette approche sans changer le champ de contournement en trois dimensions, l'effet de la montée verticale de la matière observée expérimentalement est également pris en compte. Il s'agit d'un champ de contournement 2D compressible dont le volume comprimé constitue la matière sortante de la section 2D considérée, sous l'effet de l'écoulement vertical ( $v_z$ ). Cette approche est importante pour prédire le tunnel creusé par le mouvement d'avance du pion. La nouvelle

forme du champ de vitesse devient donc :

$$\vec{v} = \begin{cases} v_x = \overbrace{V_a \left( 1 - r_p^2 \frac{(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2} a_{pco} \right)}^{\text{contournement}} - \overbrace{c_{ep} \omega_{outil} a_{pci} \frac{y}{(x^2 + y^2)}}^{\text{circulation}} - \overbrace{c_{ee} \omega_{outil} \frac{y(z - 0.8h)}{(0.2 * h)}}^{\text{torsion}} \\ v_y = V_a \left( -2r_p^2 \frac{xy}{(x^2 + y^2)^2} a_{pco} \right) + c_{ep} \omega_{outil} a_{pci} \frac{x}{(x^2 + y^2)} + c_{ee} \omega_{outil} \frac{x(z - 0.8h)}{(0.2 * h)} \\ v_z = 0 \end{cases} \quad (3.7)$$

La Figure 3.7 illustre en termes d'intensité de vitesse de déplacement à chaque nœud dans le voisinage du pion. Cette représentation donne une information directionnelle qui était attendue étant donnée la définition du champ de vitesse global exprimé par l'Équation 3.7. Ce champ de vitesse global intègre dans la partie qui nous concerne (en profondeur), une composante de contournement et de circulation. Le champ de circulation se détecte sur la Figure 3.7 générant un entrainement circonférentiel dont le site d'intensité maximale change en fonction de la phase du signal traduisant l'oscillation des conditions de contact. D'autre part, cette illustration des composantes de vitesse montre de quelle manière le phénomène de circulation (entrainement en rotation) domine sur le champ contournement et limite les problématiques de pénétration de la matière à travers l'outil (incompatibilité cinématique). Avec ce nouveau champ, on retrouve une similitude entre la soudure prédite

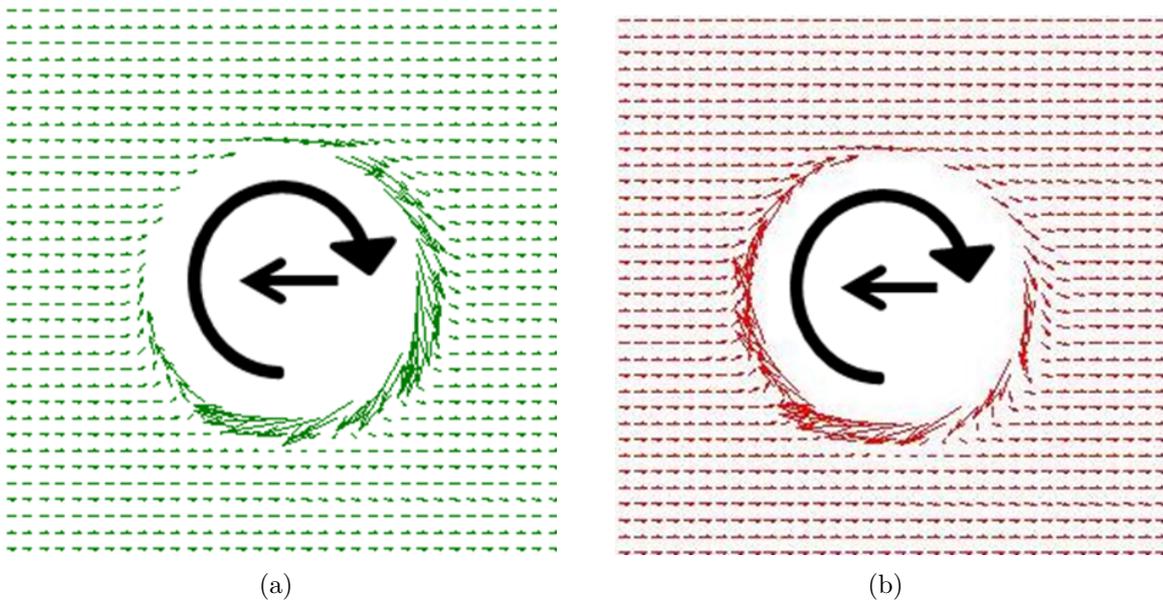


FIGURE 3.7 – Champ de circulation (m/s) correspondant à (a) un dépôt de matière derrière l'outil (b) un enlèvement de matière devant l'outil.

et celle envisageable expérimentalement comme on peut l'observer sur la Figure 3.8. Une

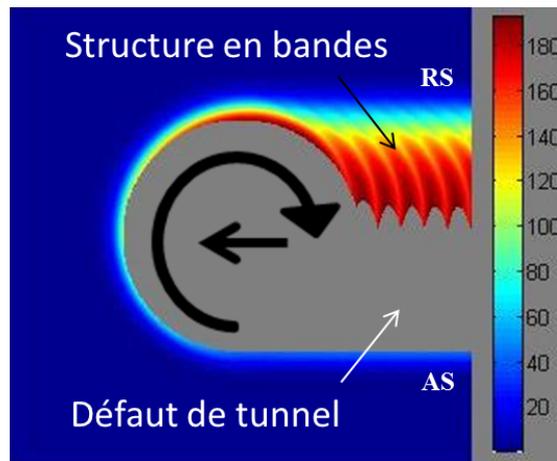


FIGURE 3.8 – Vitesse de déformation maximale ( $s^{-1}$ ).

structure en bandes et un défaut de tunnel peuvent être observés. Le défaut de tunnel provient du mouvement d'avance de l'outil et il est partiellement rempli par les couches de matières qui sont déposées au côté retreating. Chaque couche déposée est constituée de bandes rouges (grande vitesse de déformation) et jaunes (vitesse de déformation moyenne) qui forment une structure en bandes. La distance entre deux bandes identiques est égale à l'avance par tour de l'outil comme dans le cas expérimental. Par ailleurs, un autre facteur du changement microstructural qui est la déformation cumulée est analysé. Son champ représenté par la Figure 3.9 ne montre pas de structure en bandes marquée comme précédemment. Les particules de la zone soudée ont quasiment la même déformation cumulée.

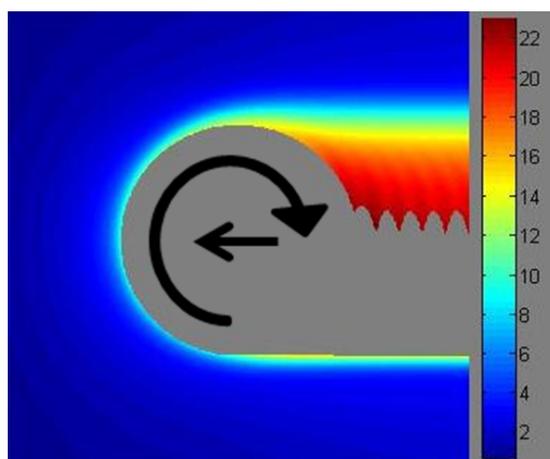


FIGURE 3.9 – Déformation cumulée ( $\epsilon$ ).

Finalement, grâce au champ de vitesse global postulé, les variables mécaniques motrices de l'évolution microstructurale ont été analysées. Il apparaît que la vitesse de déforma-

tion maximale atteinte par les particules est le facteur prépondérant pour la prédiction des "onion rings". Puisque la soudure prédite par la simulation est similaire à ce qui est envisageable expérimentalement, le champ de vitesse et par conséquent l'énergie d'auto-échauffement sont acceptables pour être introduits dans le modèle thermofluide développé sur Abaqus. Avant de faire ce travail, évaluons d'abord les paramètres du champ de vitesse global postulé.

### 3.1.3 Évaluation du champ de vitesse global postulé

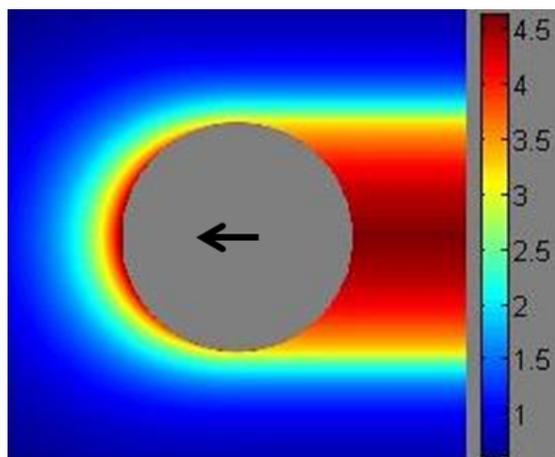
La vitesse de déformation maximale atteinte par chaque particule étant sélectionnée comme facteur prépondérant pour la prédiction de la microstructure des joints de soudure, il est important de l'utiliser pour évaluer le champ de vitesse postulé en jouant sur les différents champs le constituant à l'instar du champ de contournement et de circulation.

En considérant les essais effectués par Gratecap et al. [2007] pour un outil cylindrique animé d'un simple mouvement d'avance, on se place dans le cas où le champ de vitesse est représenté par le champ de contournement, la circulation étant nulle puisque l'outil ne tourne pas. Dans cette condition, le résultat de la vitesse de déformation maximale atteinte par chaque particule de la zone soudée représenté sur la Figure 3.10(b) montre un long tunnel de largeur légèrement inférieure au diamètre du pion.

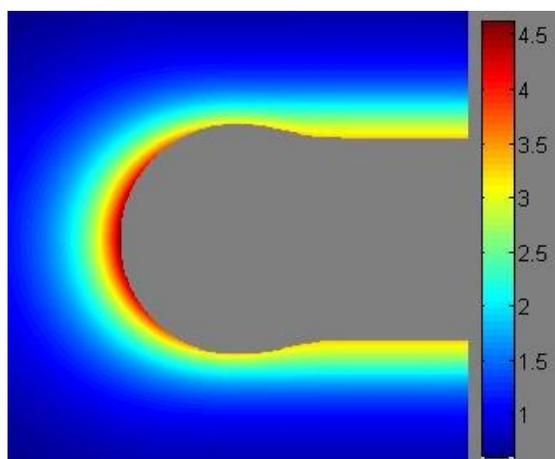
Cette différence est liée à la fonction d'atténuation qui n'est pas totale. On peut donc jouer sur cette fonction pour modifier la largeur du cordon comme présenté sur la Figure 3.10(a) et (c). Cependant, une largeur de tunnel inférieure au diamètre de l'outil est possible par un retour visqueux. Sur l'échantillon de Gratecap et al. [2007] (voir Figure 3.6), l'orientation de la visualisation ne permet pas de comparer la largeur du tunnel au diamètre de l'outil. Par ailleurs, si on considère le phénomène de circulation, on peut observer quatre phases prépondérantes de cette dernière représentée par la Figure 3.11. Le premier profil dont le résultat est représenté dans la section 3.1.2 précédente, correspondant à une circulation de 0 à 50% produit une structure en bandes qui couvre le tiers de la largeur du cordon (Figure 3.8). Le second profil qui correspond à une condition de collage et décollage de la matière au niveau du contact outil/matière (circulation de 0 à 100%), occasionne une structure en bandes qui couvre la moitié de la largeur du cordon comme

on peut l'observer sur la Figure 3.12(a). On peut remarquer que la vitesse de déformation maximale des particules a doublé par rapport au cas précédent.

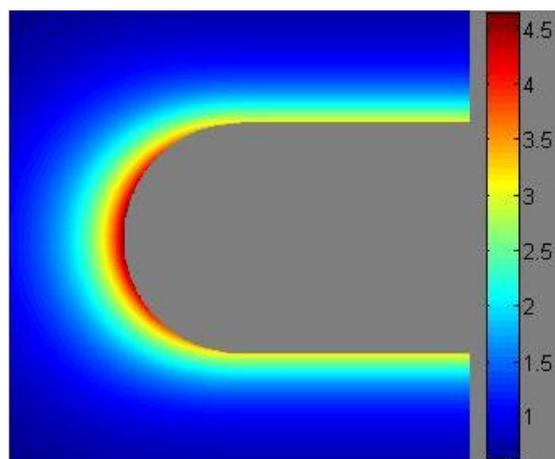
Ce résultat montre que, avec une circulation de collage et décollage, il est impossible de remplir le vide derrière l'outil. Pour remplir tout le tunnel, le profil 3 a été utilisé. Le résultat de ce profil représentant une oscillation des conditions de contact entre un collage moyen (50%) et un collage total (100%), est représenté sur la Figure 3.12(b). Pour le cas du profil 4 où le phénomène périodique est inexistant, on ne voit plus de structure en bandes et la matière la plus déformée reste du côté advancing pendant que celle la moins déformée reste du côté retreating comme montré sur la Figure 3.12(c). Notons tout de même le volume de matière très déformée qui s'emballe autour du pion. Ce résultat est en accord avec la partie expérimentale de notre étude où il est expliqué que la matière provenant du côté advancing avant prend de l'avance sur celle du côté retreating en passant tout près du pion où elle est violemment cisailée et entraînée vers le côté advancing arrière. En pratique, il est difficile sinon impossible d'assurer un tel frottement outil/matière (oscillant entre 50 et 100%). On peut comprendre que le frottement outil/matière, n'est pas le seul acteur qui assure le remplissage du tunnel. Dans la suite de ce document, les autres phénomènes intervenants dans le remplissage du tunnel creusé par l'avance de l'outil seront évoqués et discutés. Il s'agira de l'entraînement par obstacle dû à la flexion circulaire de l'outil et d'un entraînement par obstacle lié à la géométrie non circulaire du pion (cas des outils polygones et des outils filetés).



(a) sans atténuation



(b) atténuation normale



(c) avec atténuation totale

FIGURE 3.10 – Vitesse de déformation maximale de chaque particule pour un cylindre animé d'un simple mouvement d'avance ( $s^{-1}$ ).

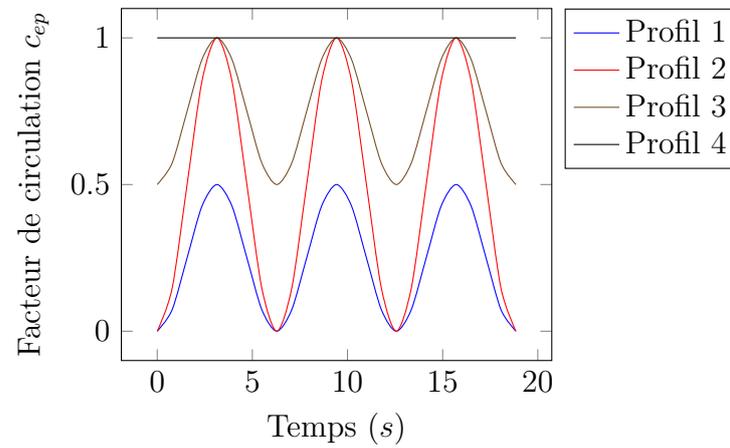
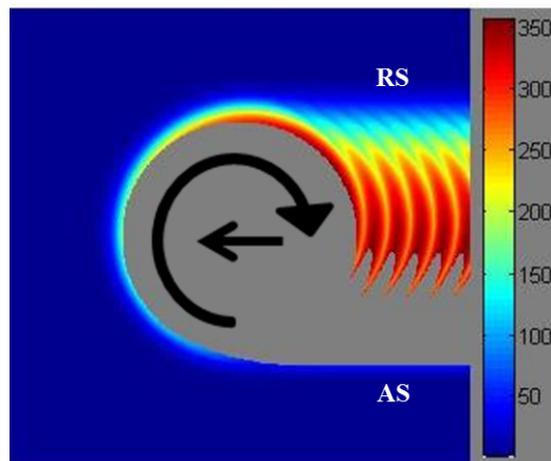
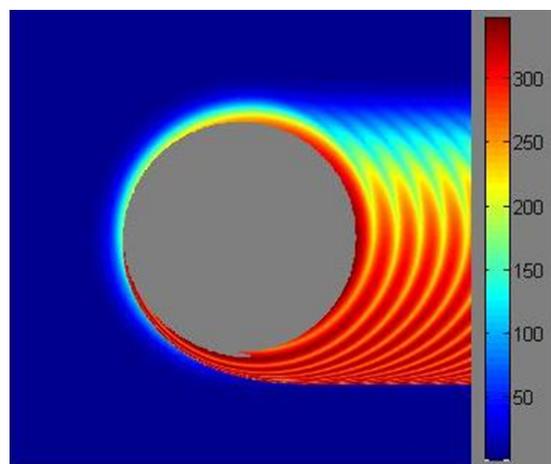


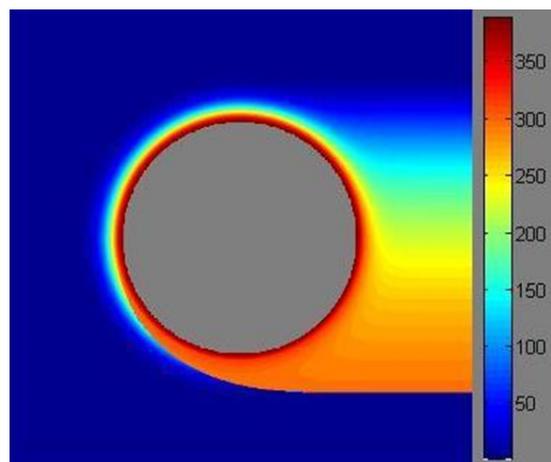
FIGURE 3.11 – Observation de l'évolution périodique de  $c_{ep}$  et par voie de conséquence la circulation sur trois tours de l'outil.



(a) circulation maximale totale



(b) minimum égale à la moitié du maximum



(c) minimum égal au maximum (pas de régime périodique)

FIGURE 3.12 – Effet de l'augmentation du minimum du champ de circulation sur la vitesse de déformation maximale de chaque particule ( $s^{-1}$ ).

## 3.2 Modélisation numérique du soudage FSW en thermofluide

Le modèle thermofluide stationnaire développé par Jacquin et al. [2011] utilise un code source Fortran fournissant la solution des équations par une méthode itérative. Le présent travail a intégré dans le champ cinématique des effets transitoires très prononcés. En effet, les gradients de vitesse varient très fortement au cours du temps (collage décollage de la matière). Il est apparu logique de s'appuyer sur des routines de résolution rapides dont le code Abaqus est pourvu, notamment, les méthodes de type SUPG. Par ailleurs, ces mêmes routines permettent d'aboutir à des temps de calcul beaucoup plus rapide et de simplifier les procédures de mise en données. Ainsi, pour simuler l'histoire thermomécanique des zones soudées, l'équation de chaleur (Équation 3.1) est résolue sur Abaqus/standard en mode "heat transfer". Comme l'équation à résoudre est sous forme eulérienne, le modèle est développé en coordonnées mobiles, i.e l'outil reste fixe en avance tandis que la matière entre dans le maillage par la surface  $\Sigma_2$  et sort par la surface  $\Sigma_3$  définie sur la Figure 3.13. Cet écoulement de la matière à travers le maillage est réalisé grâce à le "subroutine" "mass flow rate". Le support des plaques ("backing bar") ainsi que l'outil ne sont pas maillés afin de minimiser le temps de calcul. Néanmoins, une étude d'optimisation du coefficient de convection  $h$  par un modèle complet (intégrant le maillage du "backing bar") a été réalisée. Difficile à utiliser pour un grand nombre de calculs, ses résultats seront présentés dans la section 3.2.3.1.

### 3.2.1 Conditions aux limites thermiques

Un échange thermique convectif,  $\Phi = h(T_s - T_i)$ , est appliqué à la surface externe du maillage.  $h$  est le coefficient d'échange convectif en  $W/m^2/C^\circ$  (appelé sink coefficient),  $T_s$  et  $T_i$  (appelé sink temperature) sont respectivement les températures à la surface d'échange et loin de la surface d'échange.

En soudage FSW, la chaleur est générée par le frottement à la surface de contact outil/matière et par la quantité d'énergie mécanique convertie en chaleur (énergie d'auto-

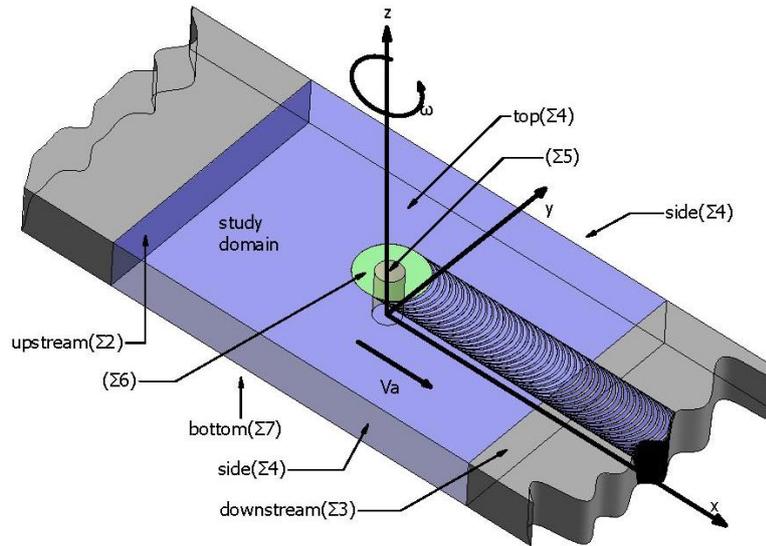


FIGURE 3.13 – Définition des limites du domaine.

échauffement). Ces sources de chaleur sont introduites dans les modèles Abaqus de transfert thermique par la sous-routine Dflux dans laquelle la chaleur de friction et la chaleur d'auto-échauffement sont respectivement définies par Surface Heat Flux (SHF) et Body Heat Flux (BHF). La condition SHF appliquée sur la surface  $\Sigma_6$  a été basée sur la loi de friction de Tresca (Jacquin et al. [2011], Heurtier et al. [2006]). Cette loi relie la chaleur de friction à la contrainte d'écoulement de la matière.

$$SHF = C_p \frac{\bar{m}}{\sqrt{3}} \sigma_0 \omega_{outil} (1 - C_e) \sqrt{x^2 + y^2} \quad (3.8)$$

Pour le BHF, la formule est :

$$BHF = \Gamma_d \sigma_0 \bar{\epsilon} \quad (3.9)$$

0 La contrainte d'écoulement  $\sigma_0 = k \bar{\epsilon}^m \exp\left(\frac{mQ}{RT}\right)$  est celle de Zener-Hollomon souvent utilisée dans les procédés à haute température et vitesse de déformation. Pour faire les comparaisons avec le modèle de Jacquin et al. [2011], on a repris la rhéologie mesurée sur l'alliage 2024 (fournie dans la publication). Une loi de comportement similaire a été choisie et une optimisation pourrait être effectuée afin de la rendre plus représentative de l'alliage 6082 utilisé dans le présent travail.

On ne tirera pas de conclusion sur les valeurs absolues en termes de température obtenue par le biais expérimental et numérique. Les seules comparaisons thermiques seront effectuées sur le modèle de Jacquin et al. [2011] basé sur la loi publiée. On désignera par

"modèle test" le modèle représentant le modèle similaire à celui de Jacquin et al. [2011] mais développé sur Abaqus et par "modèle test périodique" sa variante en régime transitoire.

### 3.2.2 Discrétisation spatiale et temporelle

En réalité, la partie mécanique a été postulée pour éviter un maillage fin requis pour décrire les forts gradients de vitesse mais la modélisation du transfert de chaleur convectif fait perdre les propriétés de meilleure approximation. Cette perte provient de la matrice non-symétrique associée avec le terme de convection. La perte est beaucoup plus considérable dans les modèles à convection dominante (cas du transport thermique dans le soudage FSW) et la seule façon de l'éviter est d'affiner considérablement le maillage. Nous sommes encore confrontés au raffinement de maillage mais la méthode SU/PG (Streamline Upwind de Petrov-Galerkin) développée dans la littérature est intégrée aux codes commerciaux pour gérer ce problème.

Pour résoudre l'Équation 3.1 par la méthode des éléments finis, Abaqus utilise la méthode des résidus pondérés de Galerkin pour la discrétisation spatiale. Mais dans le cas des phénomènes à convection dominante, c'est la méthode SU/PG (Streamlines Upwind de Petrov-Galerkin) qui est utilisée. Cette méthode introduit une discontinuité dans la fonction poids de Galerkin pour intégrer une diffusion artificielle. Cette méthode est appelée en utilisant l'élément DCC3D8 dans Abaqus. Pour les analyses en régime transitoire, Abaqus utilise aussi à titre optionnel un élément contrôlant la dispersion numérique appelé DCC3D8D qui introduit une limite dans l'incrément de temps.

Pour des phénomènes de diffusion pure, l'intégration sur le temps est effectuée avec la méthode d'Euler implicite (parfois appelée l'opérateur modifié de Crank-Nicholson) tandis que pour les phénomènes de diffusion avec convection forcée (tels qu'en soudage FSW), la méthode des trapèzes est utilisée. L'interpolation de la température  $T$  est définie sur un élément et sur un incrément de temps par :

$$T(\vec{x}, t) = N^i(\vec{x})A^k(t)T^{(i,k)} \quad k = t, \Delta t$$

où  $N^i$  est un polynôme de premier ordre en trois dimensions. La fonction d'interpolation

linéaire du temps  $A^k(t)$  est :

$$A^t = 1 - \frac{\tau}{\Delta t} \quad A^{t+\Delta t} = \frac{\tau}{\Delta t}$$

où  $\Delta t$  est l'incrément de temps et  $0 \leq \tau \leq \Delta t$ .

Abaqus utilise la discrétisation de Petrov-Galerkin proposée par Yu and Heinrich [1986] qui couple cette fonction linéaire du temps  $A^k(t)$  avec la fonction poids tel que définie ci-dessous :

$$\delta T = W^j \delta T^j = \left[ N^j \bar{A} + \frac{h}{2} \left( \alpha \bar{A} + \beta \frac{\Delta t}{2} \frac{d\bar{A}}{dt} \right) \frac{\vec{v}}{|\vec{v}|} \cdot \vec{grad}(N^j) \right] \delta T^j \quad (3.10)$$

où le second terme dans le crochet est la partie discontinue dans la fonction poids (la contribution du SU/PG) et il est noté  $P^j$  dans les équations qui vont suivre. L'autre terme de l'Équation 3.10 est défini par :  $\bar{A} = 6 \frac{\tau}{\Delta t^2} \left( 1 - \frac{\tau}{\Delta t} \right)$   
 $\vec{v}$  est la vitesse moyenne du fluide à travers l'élément et  $h$  est la longueur caractéristique de l'élément.  $\alpha$  et  $\beta$  sont respectivement les paramètres de contrôle de la diffusion artificielle (disponible sur les éléments DCC3D8 et DCC3D8D) et de la dispersion numérique (pour l'élément DCC3D8D seulement).

Le bilan thermique peut être alors écrit sous la forme :

$$\int_{\Omega} \left[ W^{j,k} \rho c \left( N^i \frac{\partial(\bar{A}^k T^{i,k})}{\partial t} + \vec{v} \cdot \vec{grad}(N^i) A^k T^{i,k} \right) + A^k \lambda T^{i,k} \left( \bar{A} \vec{grad}(N^j) \cdot \vec{grad}(N^i) - P^{j,k} \Delta(N^i) \right) \right] d\Omega = \int_{\Omega} W^{j,k} BHF d\Omega + \bar{A} \int_{S_u} N^j \left( SHF - h(T_{int} - T_{inf}) \right) dS \quad (3.11)$$

ou sous sa forme détaillée :

$$\begin{aligned}
 & \bar{A} \frac{dA^k}{dt} T^{i,k} \int_{\Omega} \rho c \left( N^j + \alpha \frac{h}{2} \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) \right) N^i d\Omega \\
 & + \bar{A} A^k T^{i,k} \int_{\Omega} \rho c \left( N^j + \alpha \frac{h}{2} \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) \right) \cdot v \cdot \vec{grad}(N^i) d\Omega \\
 & + \beta \frac{h \Delta t}{4} \frac{d\bar{A}}{dt} T^{i,k} \left( \frac{dA^j}{dt} \int_{\Omega} \rho c \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) N^i d\Omega + A^n \int_{\Omega} \rho c \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) \vec{v} \cdot \vec{grad}(N^i) d\Omega \right) \\
 & + \bar{A} A^k \lambda T^{i,k} \int_{\Omega} \left( \vec{grad}(N^j) \cdot \vec{grad}(N^i) - \alpha \frac{h}{2} \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) \Delta(N^i) \right) d\Omega \\
 & - \beta \frac{h \Delta t}{4} \frac{d\bar{A}}{dt} A^j \lambda T^{i,k} \int_{\Omega} \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) \Delta(N^i) d\Omega \\
 & - \int_{\Omega} \left[ \bar{A} \left( N^j + \alpha \frac{h}{2} \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) \right) + \frac{d\bar{A}}{dt} \int_{\Omega} \beta \frac{\Delta t}{2} \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) \right] BHF d\Omega \\
 & - \bar{A} \int_{S_u} N^j \left( SHF - h (T_{int} - T_{inf}) \right) dS = 0
 \end{aligned} \tag{3.12}$$

Cette équation est intégrée du temps  $t$  à  $t + \Delta t$  pour assurer un équilibre moyen de l'incrément. Ce qui donne l'expression :

$$\begin{aligned}
 & \frac{1}{\Delta t} \int_{\Omega} \rho c \left( N^j + \alpha \frac{h}{2} \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) \right) N^i d\Omega (T^{i,t+\Delta t} - T^{i,t}) \\
 & + \frac{1}{2} \int_{\Omega} \rho c \left( N^j + \alpha \frac{h}{2} \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) \right) v \cdot \vec{grad}(N^i) d\Omega (T^{i,t+\Delta t} + T^{i,t}) \\
 & - \beta \frac{h}{4} \int_{\Omega} \rho c \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) \vec{v} \cdot \vec{grad}(N^i) d\Omega (T^{i,t+\Delta t} - T^{i,t}) \\
 & + \frac{\lambda}{2} \int_{\Omega} \left( \vec{grad}(N^j) \cdot \vec{grad}(N^i) + \alpha \frac{h}{2} \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) \Delta(N^i) \right) d\Omega (T^{i,t+\Delta t} + T^{i,t}) \\
 & + \beta \frac{h}{4} \lambda \int_{\Omega} \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) \Delta(N^i) d\Omega (T^{i,t+\Delta t} - T^{i,t}) \\
 & - \int_{\Omega} \left( N^j + \alpha \frac{h}{2} \frac{\vec{v}}{|v|} \cdot \vec{grad}(N^j) \right) BHF d\Omega - \int_{S_u} N^j \left( SHF - h (T_{int} - T_{inf}) \right) dS = 0
 \end{aligned} \tag{3.13}$$

En effet, en régime transitoire comme stationnaire, la contribution de l'élément convectif dans l'Équation 3.13 n'est pas symétrique. Par conséquent, des schémas de résolution et de stockage de matrice non-symétrique sont invoqués automatiquement pour la résolution du problème. Les conditions aux limites SHF et BHF sont définies à travers le

"subroutine" DFLUX. La valeur de la vitesse est déduite du débit massique  $\vec{v}d$  ( $d$  est la densité du fluide) introduit par le "subroutine" "mass flow rate". Puisque la condition BHF dépend de la température, l'équation à résoudre est non linéaire. Par conséquent, le problème est résolu par la méthode de Newton. Dans la partie qui va suivre, avant l'analyse des résultats du modèle, nous ferons une comparaison entre les deux éléments DCC3D8 (élément ne contrôlant pas la dispersion) et DCC3D8D (élément contrôlant la dispersion). Les éléments DCC3D8 et DCC3D8D seront respectivement désignés D8 et D8D.

### 3.2.3 Simulation numérique

#### 3.2.3.1 Simulation en régime stationnaire

Le régime stationnaire est bien évidemment simulé avec l'élément D8 puisqu'il n'est pas transitoire. Rappelons tout d'abord qu'il s'agit du "modèle test" nommé précédemment.

Une étude comparative a été menée dans les mêmes conditions définies par Jacquin et al. [2011]. Le modèle de Jacquin et al. [2011] étant disponible avec les sources, modèle à modèle, les comètes de chaleur obtenues avec celui de Jacquin et al. [2011] sont moins amples comme montré sur la Figure 3.14 représentant l'évolution du champ de température en fonction des vitesses de soudage. Pour le modèle de Jacquin et al. [2011], le critère de convergence est réglé de manière moyenne, entamant ainsi la précision du calcul tandis que pour le modèle test (modèle Abaqus), la résolution étant implicite, la précision n'est pas tributaire de critère de convergence. La précision n'étant pas non plus optimale pour le maillage choisi dont la taille minimale est limitée sur le modèle de Jacquin et al. [2011] pour des raisons de temps de calcul. Il a été observé que pour le même maillage, soit 25,000 nœuds, le temps de calcul du modèle test est de  $2,87min$  contre  $45min$  pour celui de Jacquin et al.. Néanmoins, la tendance de l'évolution de la température en fonction des vitesses de soudage est satisfaite par les deux modèles. Si pour le modèle test, la température maximale est à peu près similaire pour le cas 300 – 600 et 300 – 300 (soit respectivement  $463,93^{\circ}C$  et  $469.65^{\circ}C$ ), la température moyenne sous l'épaulement (représentée sur la Figure 3.15) est bien différente ( $374.69^{\circ}C$  contre  $401.51^{\circ}C$ ). Ce qui est bien représentatif des cas de soudure chaude et de soudure froide. En effet, la tempéra-

ture augmente avec la vitesse de rotation tandis qu'elle diminue avec la vitesse d'avance. C'est pourquoi pour le cas 600-300, la température moyenne de la zone sous le pion est beaucoup plus élevée (soit  $500.62^{\circ}C$ ). Par ailleurs, les effets de la circulation se retrouvent sur les champs de température qui présentent une dissymétrie par rapport à l'axe  $x$  (l'axe horizontal).

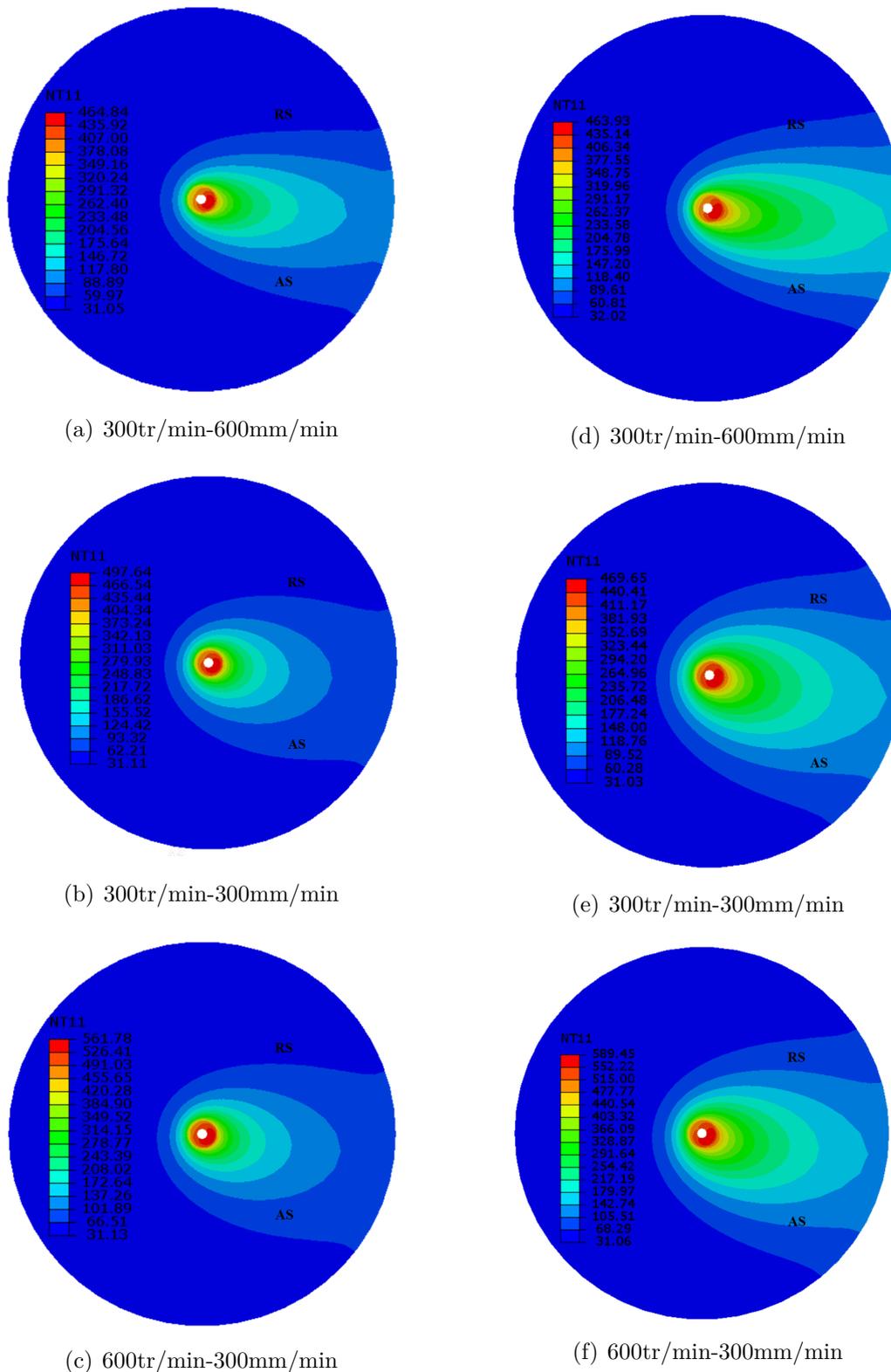


FIGURE 3.14 – Évolution de la température ( $^{\circ}C$ ) par rapport aux vitesses de soudage (vitesse de rotation - vitesse d'avance) pour le modèle de Jacquin et al. [2011] ((a)–(c)) et pour le modèle test ((d)–(f)).

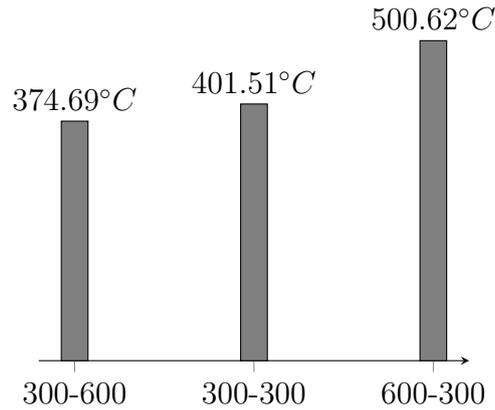
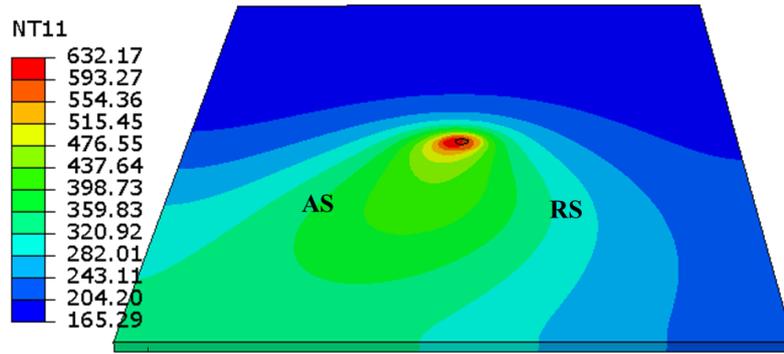


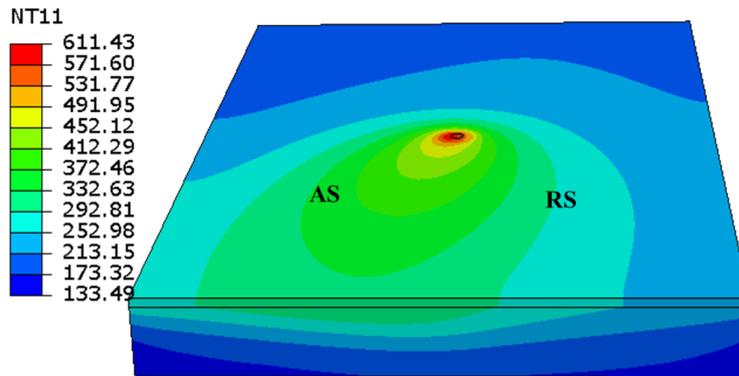
FIGURE 3.15 – Température moyenne dans la zone en dessous de l'épaulement.

Par ailleurs, pour faire correspondre notre modèle aux dimensions réelles des pièces souvent assemblées en soudage FSW, notamment des tôles, son domaine a été représenté sous forme parallélépipédique  $300 * 200 * 3.21\text{mm}$ . Notons ici que le modèle considère une plaque pour deux et que les dimensions de l'outil sont maintenues. Ainsi, pour vérifier le choix du coefficient d'échange convectif de 200 utilisé par Jacquin et al. [2011] en remplacement du pompage thermique occasionné par le "backing bar", la modélisation globale du procédé intégrant ce dernier a été réalisée (Figure 3.16(b)). Une comparaison a été ainsi faite par rapport au modèle simplifié (Figure 3.16(a)) qui n'intègre pas le maillage du "backing bar". La similitude entre les résultats des deux modèles représentés sur la Figure 3.16, conforte le choix du coefficient d'échange de  $200\text{W}/\text{m}^2/\text{C}^\circ$ .

En outre, une étude a été menée pour déterminer le maillage optimal. L'évolution de la température le long de la direction  $x$  pour les différents maillages est représentée par la Figure 3.17. Les résultats restent confondus et laissent comprendre que la précision du calcul thermique n'est pas trop affectée par la taille du maillage. Sur la Figure 3.18(a), on peut remarquer que la température maximale pour les différents maillages varie peu mais tend vers une asymptote. En effet, la variation de température liée à la diffusion est bien inférieure à celle liée à la convection. De ce fait, il faut rechercher à affiner le maillage dans les zones où le transport de chaleur est plus intense (près du pion). En considérant la sortie Abaqus du "mass flow rate" qui correspond à la cinématique des particules, on peut voir l'évolution de ce dernier qui tend vers un palier comme montré par la Figure 3.18(b). Ce profil du "mass flow rate" couplé à l'évolution du temps de calcul (CPU) des différents maillages, représentée par la Figure 3.18(c), nous conduit à retenir le maillage à 307706



(a) sans "backing bar"



(b) avec "backing bar"

FIGURE 3.16 – Champ de température ( $^{\circ}C$ ).

nœuds comme optimal.

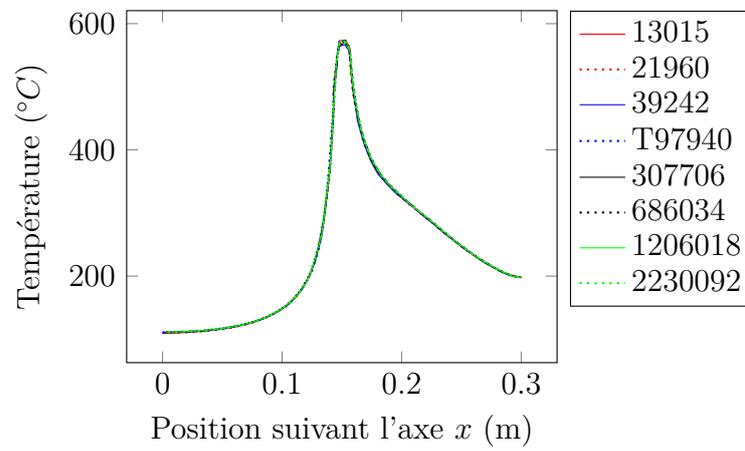
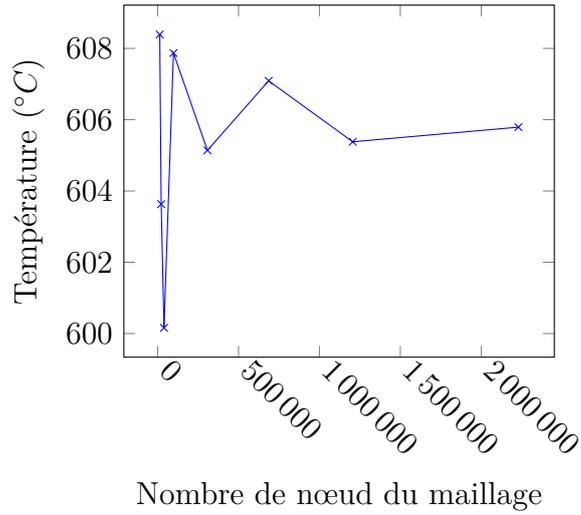
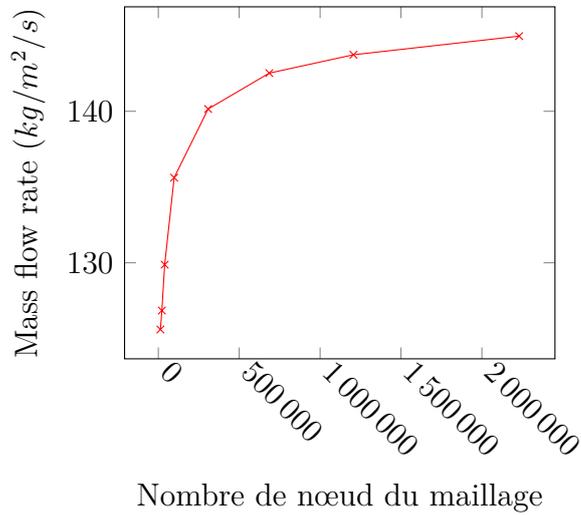


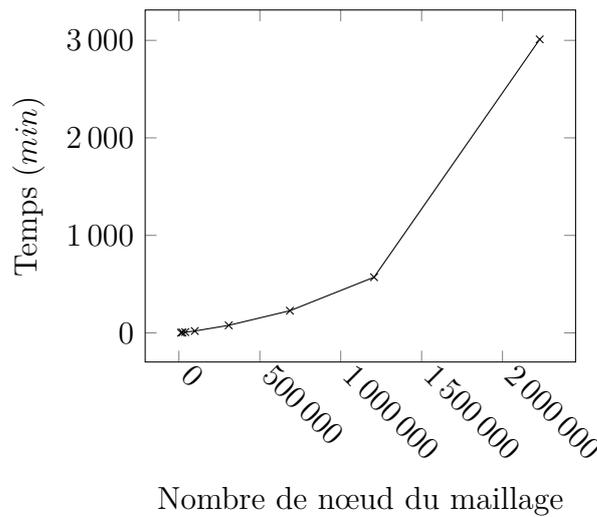
FIGURE 3.17 – Évolution de la température le long de l'axe ( $x$ ) pour différentes tailles de maillage



(a)



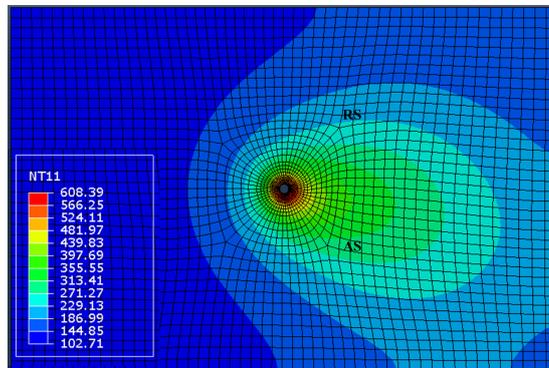
(b)



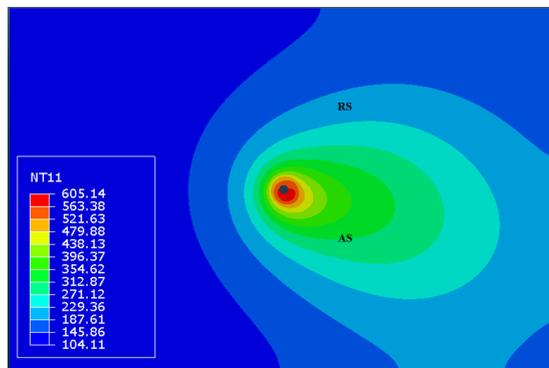
(c)

FIGURE 3.18 – Évolution en fonction de la taille du maillage de (a) la température (b) la mass flow rate et (c) le temps de calcul (CPU).

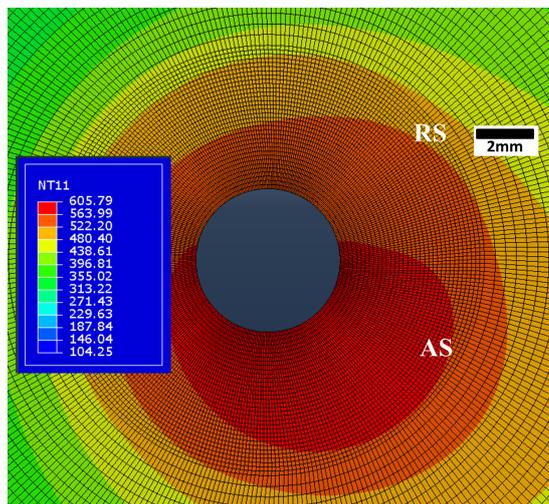
La Figure 3.19 montre le résultat du champ de température pour le maillage optimal (307706 nœuds) et les autres maillages extrêmes (13015 et 2230092 nœuds). Le champ de température se stabilise même pour les maillages les moins raffinés et à plus forte raison les plus fins qu'il n'est pas possible de représenter sur les contours de chaleur pour des raisons de lisibilité. La taille d'un élément près du pion étant respectivement  $(0.3*0.1*0.25mm)$  et  $(0.15*0.05*0.12mm)$  pour le maillage à 307706 nœuds et celui à 2230092 nœuds. La Figure 3.19(c) montre l'aspect du maillage à 2230092 nœuds au voisinage de l'outil. On ne peut pas bien évidemment s'attendre à une différence visible des résultats de chaque maillage. On peut donc se contenter d'exploiter les résultats du maillage optimal représentés sur la Figure 3.19(b). Remarquons que la comète de chaleur débouche sur le bord du modèle. Il est donc plus précis de représenter le modèle aux dimensions parallélépipédiques des plaques expérimentales contrairement à la géométrie disque du modèle de Jacquin et al. [2011]. Cependant, une étude peut être menée pour réduire les dimensions du modèle et définir un coefficient d'échange convenable aux bords du domaine comme nous l'avons fait précédemment pour éviter de modéliser le "backing bar".



(a) 13015 nœuds



(b) 307706 nœuds (sans les arrêtes)



(c) 2230092 nœuds (zone autour de l'outil)

FIGURE 3.19 – Champ de température ( $^{\circ}C$ ) pour différents maillages.

### 3.2.3.2 Simulation en régime périodique

Pour prédire les phénomènes périodiques à l'origine des structures en bandes, le procédé doit être simulé en transitoire. Il s'agit ici du "modèle test périodique" qui utilise les mêmes champs cinématiques que Jacquin et al. [2011] sauf qu'ici, on introduit des conditions de contact périodiques pour prédire l'histoire thermomécanique des soudures qui sera en relation avec les "onion rings". Le résultat mécanique du modèle test périodique a été représenté sur la Figure 3.5 précédente.

La simulation du régime transitoire étant coûteuse en temps de calcul, il est important de trouver un compromis avec la précision du résultat. Dans cette section, nous comptons avoir une évolution périodique de la température au cours du temps avec un temps de calcul minimal. Cependant, étant donnés les résultats des tests de convergence précédents, on s'autorise à choisir un maillage plus grossier. Par conséquent, nous avons choisi le maillage à 39242 nœuds dont le nombre d'élément est 32616.

Pour choisir l'élément (disponible sur Abaqus) adapté à notre étude, les éléments D8 et D8D sont analysés. L'élément D8 est adapté au régime stationnaire tandis que l'élément D8D est utilisé en régime transitoire où l'incrément de temps est contrôlé pour assurer la description des transitions brusques. Le contrôle de la dispersion a été évalué en comparant les résultats des éléments D8 et D8D. Le régime périodique a été calculé en deux étapes. Une étape initiale en stationnaire avec un temps non-physique de 0,1s suivie d'une étape transitoire avec un temps physique optimal de 20s. Les résultats sont enregistrés uniquement pour le régime transitoire à chaque incrément de temps. Le temps CPU Abaqus résultant de cette configuration est de 7min pour D8 et 2058min pour D8D. L'évolution de la température sur un nœud sélectionné derrière le pion est représentée sur la Figure 3.20. L'élément permettant le contrôle de la dispersion (D8D) représente bien le phénomène périodique contrairement à l'élément ne permettant pas le contrôle de la dispersion (D8) qui donne des résultats erronés. Cependant, le temps de calcul de l'élément D8D est très élevé.

Dans un deuxième temps, l'incrément de temps a été fixé à 0,02s afin de générer dix sorties Abaqus à chaque rotation de l'outil pour mieux représenter le phénomène s'opérant pendant une rotation de l'outil. Par conséquent, le temps de calcul de D8 a augmenté à

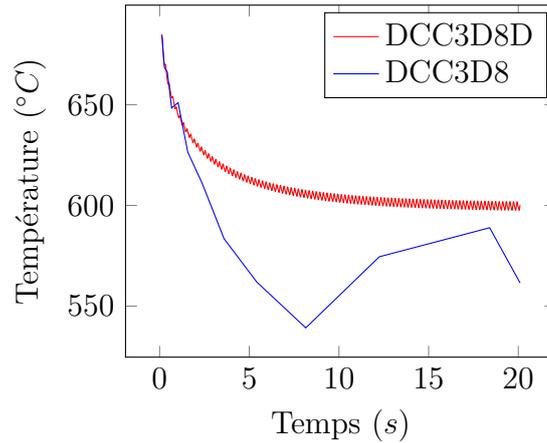


FIGURE 3.20 – Histoire thermique d’un nœud en arrière du pion en utilisant un incrément de temps automatique.

204min tandis que celui de D8D demeure toujours très supérieur, soit 1,869min. Il a été observé pendant la simulation que l’incrément de temps de D8D a été finalement réduit considérablement à cause des exigences du critère contrôlant la dispersion. La Figure 3.21 présente à nouveau les résultats de l’histoire thermique au nœud considéré précédemment. On peut remarquer que le résultat de D8 est confondu à celui de D8D malgré que cet élément ne contrôle pas la dispersion numérique. En effet, en fixant l’incrément de temps à 0.02s, on a fortement amélioré la précision des résultats de D8. D8D de son côté fournit des résultats toujours aussi précis mais dans un temps toujours supérieur à D8.

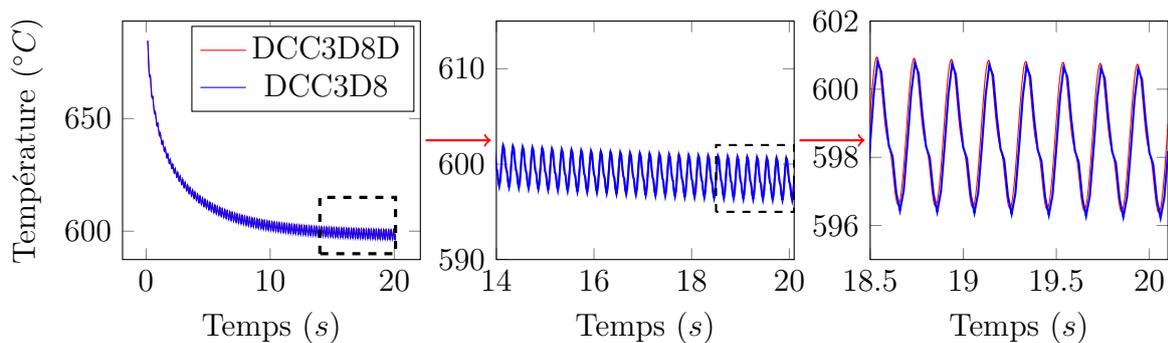


FIGURE 3.21 – Histoire thermique d’un nœud en arrière du pion en utilisant un incrément de temps fixé à 0.02s.

Les résultats ci-dessus indiquent clairement que le contrôle de la dispersion conduit à des résultats précis liés à l’optimisation du pas de temps qui évite la dispersion numérique afin de décrire avec précision les pics de transition. Cependant, en fixant l’incrément de temps, l’élément D8 donne également de bons résultats avec un temps de calcul largement

inférieur. Normalement, Abaqus suggère d'utiliser un pas de temps automatique mais il s'avère que, pour la simulation du soudage FSW, l'incrément de temps peut être fixé raisonnablement, car les phénomènes transitoires (le mécanisme dépôt périodique de matière à chaque rotation de l'outil) sont bien connus. Par conséquent, l'élément sans contrôle de dispersion peut être valablement utilisé pour prédire l'évolution périodique de la température pendant le procédé FSW en fixant le pas de temps. Ce qui permet à Abaqus d'économiser sur le temps de calcul lié à la recherche du pas de temps optimal imposé par le contrôle de la dispersion numérique.

Finalement, le modèle a été calibré en régime stationnaire (sous le nom de modèle test) et stabilisé en régime transitoire (sous le nom de modèle test périodique) par utilisation de l'élément D8 garantissant un calcul moins coûteux et précis en fixant raisonnablement le pas de temps du calcul. On peut donc introduire le nouveau champ de vitesse établi dans la section précédente, qui permet de rendre compte des structures en bandes produites expérimentalement par les outils cylindriques (Gratecap et al. [2011]). Par conséquent, l'évolution de la température pour le nœud précédemment choisi demeure périodique mais atteint rapidement sa stabilité à 0.7s comme on peut le remarquer sur la Figure 3.22. C'est sans doute lié à la restriction de la zone de convection thermique (zone de variation périodique) au voisinage de l'outil, assurée par les fonctions d'atténuation. Notons aussi que la valeur de la température est plus élevée. Cela peut être expliqué par l'introduction du cisaillement de Couette (par les fonctions d'atténuation) qui augmente la chaleur d'auto-échauffement.

La Figure 3.23 compare les résultats du nouveau champ de vitesse à celui du "modèle test périodique". On peut voir sur la Figure 3.23(b) que la comète de chaleur n'est pas déviée par la rotation de l'outil. cela peut être attribué au rétrécissement de la circulation qui ne couvre qu'un faible rayon et au dépôt de matière (chaude) du côté retreating qu'on observe sur la Figure 3.8 précédente. C'est d'ailleurs ce pourquoi on observe que la zone rouge du champ de température, observée sur la Figure 3.23(b), est légèrement décalée vers le bas. La symétrie du champ de température du modèle est bien en accord avec les observations expérimentales car la plupart des auteurs n'ont pas trouvé de différence significative entre la température des deux côtés de la soudure (retreating et advancing). Comme discuté dans la partie expérimentale de ce document, on peut retrouver des diffé-

rences de température si au cours des essais, l'outil venait à se décaler vers l'un des deux côtés (retreating ou advancing).

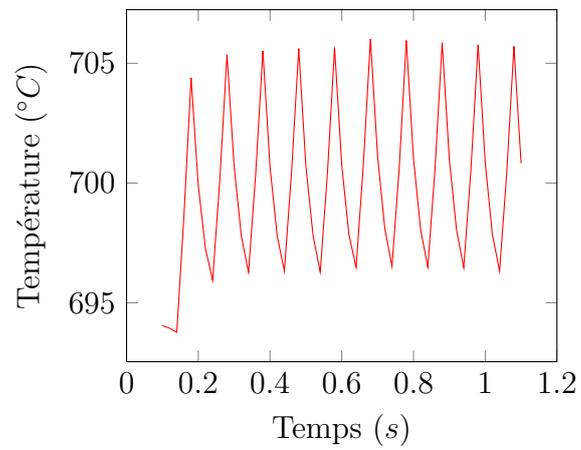
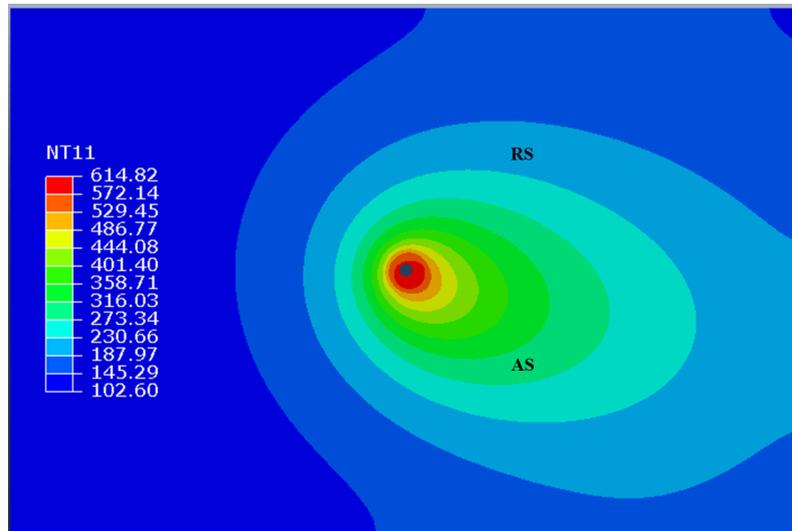
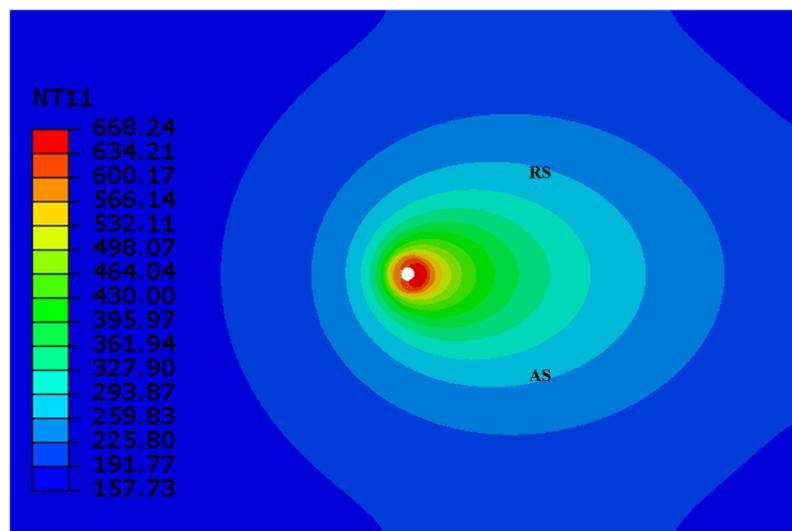


FIGURE 3.22 – Évolution thermique pour le modèle test périodique au niveau du nœud précédemment choisi.



(a) "modèle test périodique"



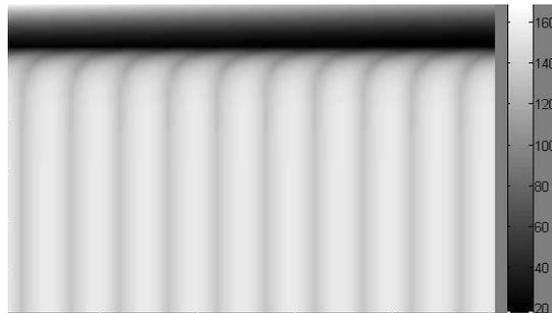
(b) nouveau modèle intégrant les fonctions d'atténuation des différents champs de vitesse (circulation, contournement et torsion)

FIGURE 3.23 – Comparaison des champs de température ( $^{\circ}C$ ).

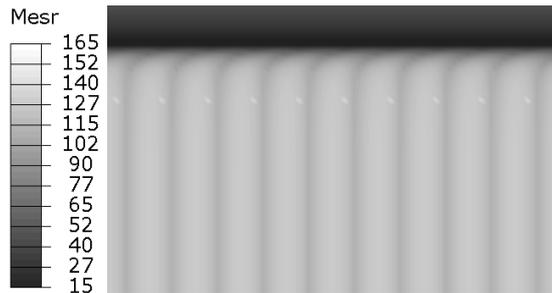
### 3.2.4 Histoire thermomécanique des zones soudées

Dans le but d'appréhender l'effet des variables mécaniques et thermiques à l'origine des changements microstructuraux, l'histoire thermique et mécanique de chaque particule dans la zone soudée doit être connue. L'histoire mécanique étant déjà exprimée par le modèle analytique Matlab, il s'agit dans cette partie d'enregistrer l'histoire thermique de chaque particule. Puisque les particules ne suivent pas la matière dans la convection forcée (Eulérienne), le résultat de sortie Abaqus a été traité post-simulation par un script python pour générer l'histoire thermomécanique. La méthode consiste à repérer une grille dans la soudure au niveau de la section soumise à l'étude. Dans le cas présent, la grille est placée derrière le pion au côté retreating à mi-rayon (rayon du pion) de la ligne de soudure où la variation entre les bandes était intense pour la vitesse de déformation maximale (variable mécanique). Une ligne de courant est conçue pour chaque nœud de la grille en décrémentant le temps. Pour chaque position du nœud et pour la sortie (frame) Abaqus correspondante, la température et la vitesse de déformation sont enregistrées. La sortie en vitesse de déformation ne provient pas du calcul numérique mais elle a été introduite par une sous routine "UVARM" afin de vérifier l'exactitude des variables mécaniques introduites dans le modèle Abaqus. Une comparaison de la sortie en vitesse de déformation est donc faite avec celle du modèle MATLAB. La corrélation des résultats représentés sur la Figure 3.24 montre l'exactitude des variables mécaniques introduites dans le modèle thermofluide.

Pour le résultat thermique représenté par la température maximale atteinte par chaque particule (Figure 3.25), on peut observer une variation périodique de ce champ mais la différence entre les bandes (variation de température allant de 673 à 693°C) n'est pas assez prononcée pour attribuer l'apparition des structures en bandes à des différences de température. Par conséquent, l'origine des "onion rings" est à fortiori mécanique.



(a) résultat Matlab



(b) résultat Abaqus

FIGURE 3.24 – Résultat de la vitesse de déformation maximale ( $s^{-1}$ ) atteinte par chaque particule dans la zone sélectionnée.



FIGURE 3.25 – Température maximale atteinte par chaque particule de la zone sélectionnée.

## Conclusion

Un modèle thermofluide a été développé en régime transitoire pour prédire la microstructure des joints de soudure notamment les "onion rings" qui sont reliés aux conditions de contact outil/matière oscillatoires. Ce modèle basé sur celui de Jacquin et al. [2011] (stationnaire), assure la convergence spatiale et temporelle en intégrant la méthode SUPG (Streamline Upwind de Petrov-Galerkin) permettant de décrire les phénomènes de diffusion à convection dominante. C'est ainsi que le code de calcul Abaqus a été utilisé, plus précisément les éléments DCC3D8 et DCC3D8D (respectivement sans et avec contrôle de

la dispersion numérique) qui intègrent la méthode SUPG. Il apparait que dans le cadre du soudage FSW l'élément DCC3D8, moins coûteux en temps de calcul, peut être raisonnablement utilisé pour la modélisation des phénomènes périodiques en fixant l'incrément de temps.

Par ailleurs, grâce à l'analyse de l'écoulement de matière pendant le soudage FSW, les champs de vitesse postulés ont été améliorés. Le champ de vitesse a été supposé compressible en deux dimensions pour compenser l'écoulement vertical de la matière. Par conséquent, la structure en bandes observée dans le cas des essais avec un outil cylindrique a été reliée à la vitesse de déformation maximale atteinte par les particules de la zone soudée. Ce qui était moins évident pour la déformation maximale et la température maximale.

Enfin, ce modèle étant basé sur un outil cylindrique, il faut l'adapter à l'outil trigone pour pouvoir le corrélérer aux résultats expérimentaux de notre étude.

## Corrélation du modèle aux résultats expérimentaux

### Sommaire

---

---

Introduction .....	134
4.1 Adaptation de l'outil cylindrique à l'outil trigone expérimental .....	135
4.2 Modélisation de l'outil trigone .....	136
4.2.1 Profils de l'outil .....	136
4.2.2 Interaction outil/matière .....	137
Conclusion .....	141

---

---

## Introduction

La calibration thermique du modèle a été basée sur celle de Jacquin et al. [2011]. Celle que nous faisons ici est cinématique et consiste à corréler l'écoulement de matière à la microstructure des joints de soudure, notamment, les "onion rings". Puisque la valeur de la vitesse de déformation maximale prédit mieux la structure en bandes, elle est beaucoup plus représentative de l'écoulement de matière. La calibration se portera donc sur sa corrélation de la valeur de la vitesse de déformation maximale atteinte par les particules aux "onion rings". Par conséquent, le champ de vitesse est amélioré de manière à prédire plus précisément les "onion rings" obtenus expérimentalement par l'outil trigone. On peut d'ores et déjà faire quelques changements sur le champ de vitesse de torsion et de circulation. En effet, le champ de torsion issu des travaux de Jacquin et al. [2011] est discontinu sur sa limite extérieure. Pour enlever cette discontinuité, une fonction d'atténuation a été utilisée dans l'épaisseur ( $a_{torz}$ ) et dans le rayon ( $a_{torr}$ ). Cette approche permet non seulement d'avoir un champ continu mais aussi de prendre en compte les déformations qu'engendreraient les discontinuité, notamment, le cisaillement de Couette lié au cisaillement radial entre la zone en dessous de l'épaulement (mobile) et la zone en dehors (fixe). Par conséquent, l'expression du champ de vitesse devient :

$$\vec{v} = \begin{cases} v_x = \overbrace{V_a \left( 1 - r_p^2 \frac{(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2} a_{pco} \right)}^{\text{contournement}} - \overbrace{c_{ep} \omega_{outil} a_{pci} \frac{y}{(x^2 + y^2)}}^{\text{circulation}} \\ \quad - \overbrace{c_{ee} \omega_{outil} a_{torr} a_{torz} \frac{y}{(x^2 + y^2)}}^{\text{torsion}} \\ v_y = V_a \left( -2r_p^2 \frac{xy}{(x^2 + y^2)^2} a_{pco} \right) + c_{ep} \omega_{outil} a_{pci} \frac{x}{(x^2 + y^2)} \\ \quad + c_{ee} \omega_{outil} a_{torr} a_{torz} \frac{x}{(x^2 + y^2)} \\ v_z = 0 \end{cases} \quad (4.1)$$

Jusqu'ici, le champ de vitesse traite le cas d'un outil cylindrique mais comme l'outil utilisé expérimentalement est trigone, une adaptation est nécessaire pour pouvoir prédire les résultats expérimentaux.

## 4.1 Adaptation de l'outil cylindrique à l'outil trigone expérimental

Il s'agit ici de considérer un outil cylindrique dont le rayon et les conditions de contact varient dans l'épaisseur. Pour représenter l'effet des trois aubes de l'outil trigone, une condition de frottement évolutive a été appliquée sur chaque tiers de tour de l'outil. C'est le champ de circulation, plus précisément le paramètre  $c_{ep}$  qui est affecté par cette adaptation. La Figure 4.1 montre une description schématique de cette hypothèse. Un résultat

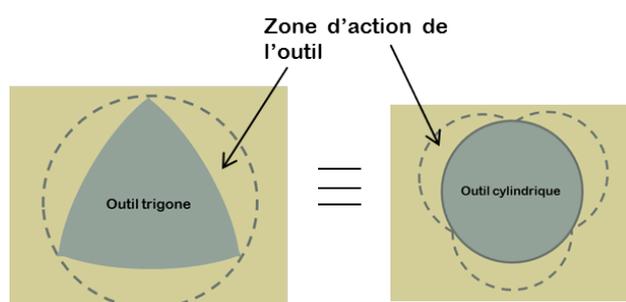
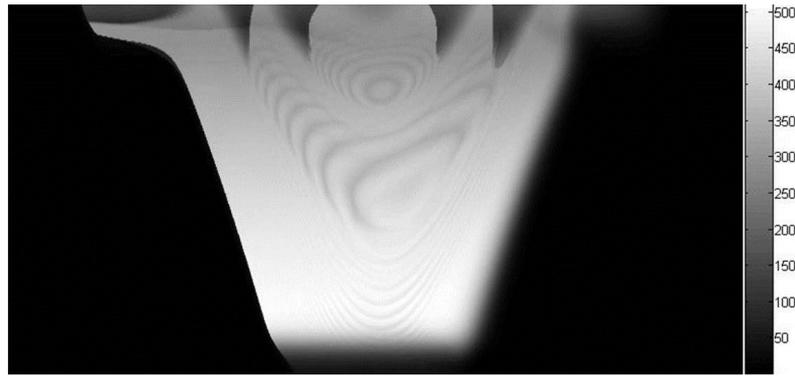


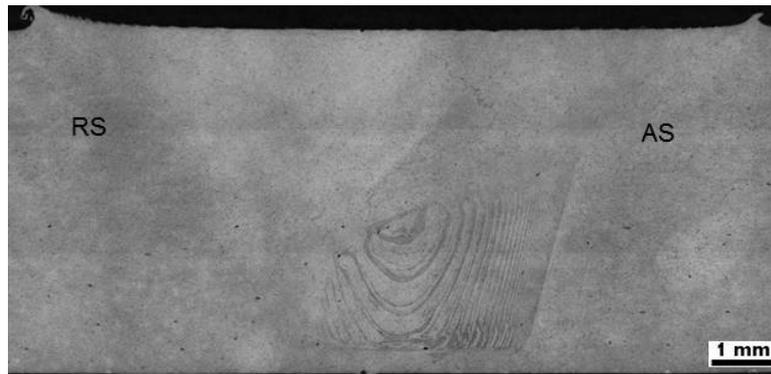
FIGURE 4.1 – Adaptation de l'outil cylindrique à l'outil trigone.

comparatif de la modélisation est présenté sur la Figure 4.2

On peut apprécier la correspondance des "onion rings" prédits à ceux de l'expérimental sur la Figure 4.2. Cependant, la différence de contraste n'est pas assez intense pour prétendre à un changement microstructural. En effet, comme évoqué dans la partie expérimentale de ce document, l'outil de soudage FSW découpe la matière de manière similaire aux procédés de découpe. Cependant, jusque-là, nous avons modélisé l'interaction outil matière par un simple frottement. Ce qui fait qu'on ne trouve pas de différence notable entre les bandes de matière qui forment le cordon. Toutes les propriétés de l'outil trigone ne sont donc pas exploitées. Pour ce faire, nous avons décidé de modéliser l'outil trigone afin d'introduire le phénomène de découpe qui est à l'origine des cisaillements intenses et le phénomène d'extrusion tangent au profil de l'outil (différent de l'extrusion vertical) et favorisé par les vides autour de l'outil.



(a) vitesse de déformation maximale prédite par le modèle



(b) visualisation au microscope optique

FIGURE 4.2 – Comparaison entre le modèle et les résultats expérimentaux.

## 4.2 Modélisation de l'outil trigone

### 4.2.1 Profils de l'outil

Pour décrire le profil de l'outil trigone, son rayon  $r_p$  est supposé variable et discret au niveau de chaque profil de l'outil. La discrétisation étant assurée par une fonction logique  $b$  égale à vrai pour le profil en question et faux pour les autres profils. Une boucle de taille égale au nombre de profil de l'outil noté  $n_{lobe}$  est effectuée pour calculer l'interaction de chaque profil avec la matière ( $n_{lobe} = 3$  pour l'outil trigone). Le rayon  $r_p$  de l'outil au niveau d'un profil est calculé en résolvant l'équation de second ordre :

$$r_p^2 - 2 \cos(\theta_{pp}) l x r_p + l x^2 - r_{pp}^2 = 0 \quad (4.2)$$

$r_{pp}$ ,  $l_x$  et  $\theta_{pp}$  étant défini sur la Figure 4.3. Comme l'outil trigone est conique,  $l_x$  évolue linéairement en fonction de la côte ( $z$ ).

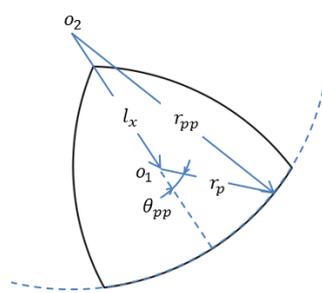


FIGURE 4.3 – Évolution de  $r_p$  en fonction de l'angle  $\theta_{pp}$ .

Dans la suite de nos formules on considèrera un seul profil de l'outil.

### 4.2.2 Interaction outil/matière

En soudage FSW, il faut que la matière soit entraînée d'avant en arrière par la rotation de l'outil. Dans le cas contraire, elle est extrudée verticalement hors du cordon. C'est ce que Gratecap et al. [2007] montrent en utilisant un outil cylindrique animé uniquement d'un mouvement d'avance. L'entraînement en rotation de la matière par un outil cylindrique se fait par frottement mais la flexion circulaire de l'outil dont parlent Gratecap et al. [2011] occasionne un entraînement supplémentaire par obstacle. C'est cet entraînement par obstacle qui est l'atout des outils filetés et polygones. Pour modéliser l'interaction outil/matière de l'outil trigone, il faut donc prévoir en plus du frottement outil/matière, l'entraînement par obstacle des aubes de l'outil.

Par ailleurs, quand on réalise le soudage FSW, il faut que la matière entraînée par l'outil débouche dans un vide. Ce besoin d'espace autour de l'outil est bien satisfait par les outils filetés et polygones. En effet, le soudage FSW est un procédé de découpe où chaque pointe de l'outil arrache la matière. En arrachant la matière, la pointe creuse un vide (Figure 4.4). Ce vide qui est ensuite rempli par la pointe arrière, permet à ce dernier de découper plus facilement la matière. Il est donc indispensable de connaître l'histoire de la position des pointes de l'outil pour connaître le vide creusé par ces dernières. La formule permettant de retrouver la position de chaque pointe de notre outil trigone est la



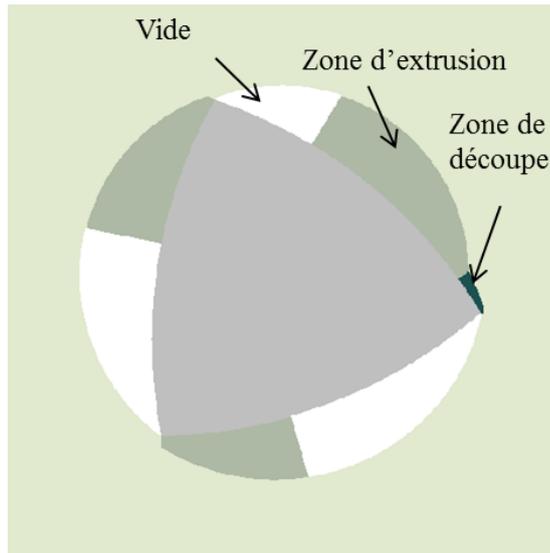


FIGURE 4.5 – Distinction des zones d'interaction outil/matière.

drique deviennent pour l'outil trigone un champ de découpe et un champ d'extrusion. Dans chaque champ de vitesse (champ de découpe et d'extrusion) on retrouve deux champs qui constituent la vitesse normale et la vitesse tangentielle au profil de l'outil. La vitesse normale au profil, liée au mouvement de rotation et d'avance de l'outil, est basée sur le fait que la matière ne doit pas entrer dans l'outil. Elle est exprimée par :

$$V_{ent\_obstacle} = \frac{1 + \text{sign}(C_e)}{2} C_e f_l \quad (4.4)$$

où  $C_e = \omega_{outil} r_{p3} \sin(\theta_{pp4}) + V_a \cos(\theta_{pp8})$ ,  $\frac{1 + \text{sign}(C_e)}{2}$  la fonction permettant d'éviter l'attraction de la matière par l'outil,  $f_l$  assure l'atténuation de l'interaction outil-matière. La Figure 4.6 représente les données de la formule.

Pour la vitesse tangentielle, elle est liée au débit de matière repoussée par l'outil. En effet, la matière repoussée par l'outil cherche toujours une échappatoire. C'est ce qui explique les mouvements verticaux ascendants de la matière lors du soudage FSW. Cependant, dans le cas général, lorsque des espaces vides subsistent dans les aubes d'un outil, la matière repoussée est extrudée tangentiellement au profil pour les remplir. Dans le cas de notre outil trigone, comme un vide est déjà creusé par la pointe avant, la matière comprimée par l'outil est extrudée dans ce vide. Le volume de matière repoussée par l'outil est donc rigoureusement étudié. Cette étude permet en même temps de garantir l'incompressibilité globale des champs de vitesse. La technique utilisée peut être appliquée pour les autres

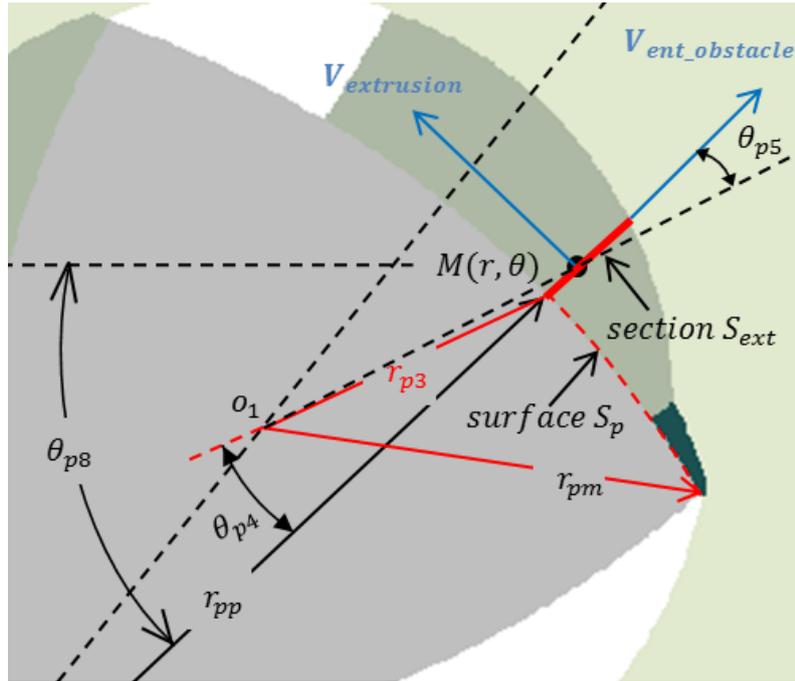


FIGURE 4.6 – Représentation schématique des champs de vitesse générés par l'interaction outil-trigone/matière.

géométries d'outil sans difficulté. En effet, un solide en mouvement de translation  $\vec{V}_a$  occasionne un balayage à un débit  $D_x$  égale au produit de sa projection orthogonale  $S$  sur le plan de normale  $\vec{V}_a$  :

$$D_x = S \vec{V}_a \quad (4.5)$$

Pour un solide en rotation de vitesse  $\omega_{outil}$ , le débit du balayage  $D_\theta$  est égale au débit du balayage occasionné par son rayon inférieur  $r_{p3}$  ôté de celui de son rayon supérieur  $r_{pm}$  :

$$D_r = \frac{\omega_{outil} r_{pm}^2}{2} - \frac{\omega_{outil} r_{p3}^2}{2} \quad (4.6)$$

Connaissant donc le débit  $D = D_x + D_r$  de la matière entraînée par l'outil, on peut retrouver le champ de vitesse d'extrusion en se plaçant dans chaque section orthogonale au profil  $S_{extrusion}$  ( $S_{extrusion} = r_{ma2} - r_{pp}$ ) où la vitesse de la matière sera égale à :

$$V_{extrusion} = \frac{r 2 D}{r_{ma2}^2 - r_{pp}^2} \quad (4.7)$$

L'expression de la circulation est donc :

$$\vec{V}_{circulation} = \begin{cases} v_r = -Vp \sin(\theta_{pp5}) + Ve \cos(\theta_{pp5}) \\ v_t = Vp \cos(\theta_{pp5}) + Ve \sin(\theta_{pp5}) \\ v_z = 0 \end{cases} \quad (4.8)$$

Cependant, ce champ demeure incomplet, puisqu'on n'a pas encore introduit l'interaction de la zone de découpe avec la matière de base. Une fois ce travail effectué, on pourra obtenir une sortie de la vitesse de déformation maximale atteinte par les particules de la zone soudée. Sans doute, ce travail qui s'inscrit dans nos perceptives permettrait d'avoir une différence de contraste assez intense entre les bandes du fait des différents champs de vitesse s'opérant autour de l'outil.

## Conclusion

La microstructure des joints de soudure de notre étude expérimentale a été corrélée à la vitesse de déformation maximale atteinte par les particules en se basant sur un outil cylindre adapté à l'outil trigone. Cependant, la différence de contraste n'est pas assez intense pour expliquer la présence des "onion rings". Par conséquent, l'outil trigone utilisé expérimentalement a été modélisé en se basant sur les interprétations de l'interaction entre l'outil trigone et la matière, données dans la partie microstructurale de ce document. Il s'agit notoirement de la découpe qui s'opère de manière très violente devant l'outil et de manière moins violente derrière l'outil (mais suffisante pour créer la bande noire régulière). Une fois que la modélisation de l'outil trigone sera effective, on sera en mesure de prédire une structure en bandes très marquée en vitesse de déformation maximale.



## Conclusion et perspectives

Les objectifs de ce projet sont de comprendre le mécanisme de formation de la microstructure des soudures FSW, notamment les "onion rings" afin d'optimiser le procédé. Par conséquent, des essais de soudage ont été mis en œuvre et ont permis de générer des échantillons en conditions de soudage variables sous la base d'un alliage 6082 aux applications multiples (aérospatiale, automobile,...) réputé pour la facilité de ses traitements thermomécaniques en général et sa soudabilité en particulier. Un modèle thermofluide a été développé qui vient se confronter aux mesures expérimentales intégrant par le biais d'un champ cinématique transitoire, la possibilité de décrire numériquement les différentes zones attendues dans les structures en bandes ("onion rings").

La partie expérimentale a permis de mettre en évidence les plages de fonctionnement du procédé (pour l'outil trigone utilisé) et ses limites en termes de vitesse de rotation et de vitesse d'avance. On rappelle que la machine de soudage a été pilotée en déplacement (position verticale de l'outil fixe). Les limites ont été identifiées par le biais de la qualité de la microstructure des joints de soudure qui présente des éléments caractéristiques :

- une alternance régulière de bandes claires et sombres (révélées en optique) constituant la structure en bandes s'étendant sur toute la largeur de la soudure pour les soudures de bonne qualité,
- la présence des "kissing bonds" non malaxés dans la soudure,
- dans les cas les plus extrêmes, l'apparition des tunnels le long de la soudure.

Les deux derniers étant spécifiques d'une soudure de moins bonne qualité voire de qualité très mauvaise. On a observé du point de vue microstructural que l'intervalle entre les bandes identiques de la structure en bandes correspondait au tiers de l'avance par tour de l'outil. La fréquence d'apparition de ces bandes est en accord avec celle du profil des

efforts (périodique) relevés pendant le soudage. Cependant, la régularité de la structure en bandes est affectée lorsque la matière entraînée en avant de l'outil n'est pas libérée convenablement en arrière. On observe dans ce cas une succession de paquets de matière d'épaisseur irrégulière. Les conditions d'occurrence d'une telle irrégularité sont clairement les faibles vitesses d'avance et les fortes vitesses de rotation. Bien que notre interprétation de ces défauts ne soit pas basée sur la température mais plutôt sur la cinématique, on peut remarquer que l'irrégularité de la structure en bandes ne peut être que favorisée par la température. En effet, on peut imaginer que la matière se colle plus facilement à l'outil puisque la température est plus élevée.

Dans le but d'optimiser le procédé de soudage FSW, un modèle thermofluide a été développé pour prédire la microstructure des joints de soudure, notamment la structure en bandes dont la coupe transversale constitue les "onion rings". Ce modèle, basé sur celui de Jacquin et al. [2011], intègre des conditions de contact périodiques nécessaires pour prédire la structure en bandes reliée aux phénomènes de dépôts successifs de couches de matière entraînées d'avant en arrière. Grâce aux études expérimentales, les champs de vitesse issus des travaux de Jacquin et al. [2011] ont été significativement modifiés. Vu la délicatesse de cette étude liée à l'introduction de la dépendance temporelle, le modèle a été développé sur le code de calcul commercial Abaqus, notamment pour utiliser la méthode SUPG souvent nécessaire pour les phénomènes de diffusion à convection dominante. À partir des résultats obtenus à chaque incrément de temps, l'histoire thermomécanique des particules de la zone soudée est retrouvée pour servir aux modèles permettant de prédire la microstructure (taille des grains, précipités,...). Néanmoins, une correspondance a été trouvée entre la structure en bandes et la vitesse de déformation maximale atteinte par les particules. Ce qui a permis de comparer les résultats de notre étude expérimentale aux résultats du modèle après adaptation de l'outil cylindrique (modèle) à l'outil trigone expérimental. Cependant, même si on a vu une similitude entre les deux résultats (numérique et expérimental), le contraste de vitesse de déformation maximale des différentes bandes de la simulation n'est pas suffisant pour expliquer le changement microstructural dans les "onion rings". La modélisation de l'outil trigone a été ainsi envisagée pour inclure dans la simulation l'effet d'un entraînement par obstacle en plus de l'entraînement par frottement. On sera ainsi en mesure de décrire les phénomènes de découpe et d'entraînement de la couche adjacente

---

longuement discutés dans la partie expérimentale de ce document.

En conclusion, cette étude qui s'inscrit dans le cadre de la maîtrise du procédé de soudage FSW par l'étude des conditions thermomécaniques au niveau du contact outil/matière apporte des réponses importantes concernant l'écoulement de matière pendant le procédé et le mécanisme de formation des défauts de soudure qui en résultent. On sera donc en mesure d'identifier plus facilement les paramètres de soudage optimaux (vitesse d'avance et de rotation). Grâce au modèle thermofluide qui prédit la microstructure des joints de soudure avec un temps de calcul faible, le procédé pourrait être facilement élargi à plusieurs secteurs et applications. La modélisation de la géométrie de l'outil trigone permettra de comprendre l'interaction outil/matière et son effet sur la qualité de la soudure. Ce qui pourrait être étendu à d'autres géométries d'outil et même aider les numériciens à définir les bonnes conditions aux limites.

Par ailleurs, faute de temps, nous ne sommes pas arrivés à finaliser ou à aborder certains points que nous jugeons nécessaires d'évoquer ici pour encourager d'autres études :

- Finaliser l'implémentation du champ de vitesse de l'outil trigone dans le modèle thermofluide. Ce travail permettra de corréler les phénomènes expliqués sur le plan expérimental, notamment, les phénomènes de découpe et de cisaillement de la couche adjacente à la découpe. On sera en mesure de prédire en plus des "onion rings", les défauts de vide et les "kissing bonds".
- Introduire les écoulements verticaux afin de prendre en compte le rebouchage du tunnel qui s'opère derrière l'outil, occasionné d'une part, par la pression en hauteur et d'autre part, par la dépression dans le tunnel. On sera aussi en mesure de déterminer le risque d'apparition des flashes lié à une fuite verticale de la matière par le bord de l'épaulement.
- Étudier la rhéologie du matériau utilisé dans l'expérimental (AA6082-T6) pour calibrer le modèle sur le plan thermique une fois que la cinématique de la matière liée à l'outil trigone sera bien mise en place.
- Finaliser l'introduction du modèle de recristallisation dynamique continue de Gourdet and Montheillet [2003] qui a été entamée, en définissant les paramètres rhéologiques nécessaires liés au matériau soudé (AA6082-T6). Introduire d'autres modèles microstructuraux à l'instar du modèle de précipitation de Midling [1994] sans cher-

cher forcément à les coupler (car très compliqué à réaliser)

- Enfin, pour obtenir sur le plan expérimental, des soudures de bonne qualité sur un domaine de choix de vitesses (avance et rotation) assez large, il faudrait peut être explorer le comportement d'épaulements des outils de largeur différentes pour optimiser la puissance thermique afin de favoriser le malaxage.

## Bibliographie

- Abbasi Gharacheh, M., Kokabi, A., Daneshi, G., Shalchi, B., and Sarrafi, R. (2006). The influence of the ratio of “rotational speed/traverse speed” ( $\omega/v$ ) on mechanical properties of AZ31 friction stir welds. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(15) :1983–1987.
- Afrin, N., Chen, D., Cao, X., and Jahazi, M. (2008). Microstructure and tensile properties of friction stir welded AZ31B magnesium alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 472(1-2) :179–186.
- Alfaro, I., Fratini, L., Cueto, E., and Chinesta, F. (2008). Numerical simulation of friction stir welding by natural element methods. *International Journal of Material . . .*, pages 1–16.
- Arnold, D. N., Brezzi, F., and Fortin, M. (1984). A stable finite element for the stokes equations. *Calcolo*, 21(4) :337–344.
- Arora, A., DebRoy, T., and Bhadeshia, H. (2011). Back-of-the-envelope calculations in friction stir welding—Velocities, peak temperature, torque, and hardness. *Acta materialia*, 59(5) :2020–2028.
- Attallah, M., Davis, C., and Strangwood, M. (2007). The influence of intermetallic particles on the formation of the ‘onion rings’ structure in aluminium-based alloys friction stir welds. *Science and Technology of Welding and . . .*, pages 1–12.
- Aydin, H., Bayram, A., and Durgun, s. (2010). The effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of 2024-T4 friction stir-welded joints. *Materials & Design*, 31(5) :2568–2577.

- Aydin, H., Bayram, A., Uğuz, A., and Akay, K. S. (2009). Tensile properties of friction stir welded joints of 2024 aluminum alloys in different heat-treated-state. *Materials & Design*, 30(6) :2211–2221.
- Bang, H., Chang, W., and Kim, H. (2007). Numerical determination of residual stress in friction stir weld using 3D-analytical model of stir zone. *Journal of materials . . .*, 187-188 :224–226.
- Barsoum, Z., Khurshid, M., and Barsoum, I. (2012). Fatigue strength evaluation of friction stir welded aluminium joints using the nominal and notch stress concepts. *Materials & Design*, 41 :231–238.
- Biallas, G., Braun, R., Donne, C, D., Staniek, G., and Kaysser, W, A. (1999). Mechanical properties and corrosion behavior of friction stir welded 2024-t3. *First international conference on friction stir welds*.
- Bitondo, C., Prisco, U., Squilace, A., Buonadonna, P., and Dionoro, G. (2010). Friction-stir welding of AA 2198 butt joints : mechanical characterization of the process and of the welds through DOE analysis. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 53(5-8) :505–516.
- Booth, D., Starink, M., and Sinclair, I. (2007). Analysis of local microstructure and hardness of 13 mm gauge 2024-T351 AA friction stir welds. *Materials science and . . .*, pages 1–22.
- Brooks, A. and Hughes, T. (1982). Streamline upwind/Petrov-Galerkin formulations for convection dominated flows with particular emphasis on the incompressible Navier-Stokes equations. *Computer methods in applied mechanics and . . .*
- Brown, R., Tang, W., and Reynolds, A. (2009). Multi-pass friction stir welding in alloy 7050-T7451 : Effects on weld response variables and on weld properties. *Materials Science and Engineering : A*, 513-514 :115–121.
- Buffa, G., Fratini, L., and Pasta, S. (2009). Residual stresses in friction stir welding : numerical simulation and experimental verification. *Citeseer*, pages 444–453.
- Cazes, R. (2003). Soudage par friction-malaxage. pages 6–7.

- Chen, Z. and Cui, S. (2008). On the forming mechanism of banded structures in aluminium alloy friction stir welds. *Scripta Materialia*, 58(5) :417–420.
- Cho, J., Boyce, D., and Dawson, P. (2005). Modeling strain hardening and texture evolution in friction stir welding of stainless steel. *Materials Science and Engineering : A*, 398 :146–163.
- Chung, Y. D., Fujii, H., Sun, Y., and Tanigawa, H. (2011). Interface microstructure evolution of dissimilar friction stir butt welded F82H steel and SUS304. *Materials Science and Engineering : A*, 528(18) :5812–5821.
- Citarella, R. G., Carlone, P., Lepore, M., and Palazzo, G. S. (2013). A FEM-DBEM Investigation of the Influence of Process Parameters on Crack Growth in Aluminum Friction Stir Welded Butt Joints. In *Key Engineering Materials*, volume 554-557, pages 2118–2126.
- Colegrove, P. A. and Shercliff, H. R. (2005). 3-Dimensional CFD modelling of flow round a threaded friction stir welding tool profile. *Journal of Materials Processing Technology*, 169(2) :320–327.
- Colligan, K. (1999). Material flow behaviour during friction welding of aluminum. *Weld J*, 78(7) :229.s–237.s.
- Cui, G., Ma, Z., and Li, S. (2008). Periodical plastic flow pattern in friction stir processed Al–Mg alloy. *Scripta Materialia*, 58(12) :1082–1085.
- Di, S., Yang, X., Fang, D., and Luan, G. (2007). The influence of zigzag-curve defect on the fatigue properties of friction stir welds in 7075-T6 Al alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 104(2-3) :244–248.
- Drapier, S. and Fortunier, R. (2010). Méthodes Numériques d'Approximations et de Résolution en Mécaniques.
- El-Danaf, E. A. and El-Rayes, M. M. (2013). Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 AA in as welded and post weld heat treated conditions. *Materials & Design*, 46 :561–572.

- Ericsson, M. and Sandström, R. (2003). Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. *International Journal of Fatigue*, 25(12) :1379–1387.
- Ferro, P. and Bonollo, F. (2009). A Semianalytical Thermal Model for Friction Stir Welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41(2) :440–449.
- Feulvarch, E., Roux, J.-C., and Bergheau, J.-M. (2013). A simple and robust moving mesh technique for the finite element simulation of Friction Stir Welding. *Journal of Computational and . . .*, pages 1–9.
- Fratini, L., Buffa, G., and Shivpuri, R. (2010). Mechanical and metallurgical effects of in process cooling during friction stir welding of AA7075-T6 butt joints. *Acta Materialia*, 58(6) :2056–2067.
- Fratini, L. and Zuccarello, B. (2006). An analysis of through-thickness residual stresses in aluminium FSW butt joints. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(6) :611–619.
- Freeman, J., Moore, G., Thomas, B., and Kok, L. (2006). Advances in FSW for Commercial Aircraft Applications. . . . of the 6th International Symposium on . . . .
- Fuller, C. B., Mahoney, M. W., Calabrese, M., and Micono, L. (2010). Evolution of microstructure and mechanical properties in naturally aged 7050 and 7075 Al friction stir welds. *Materials Science and Engineering : A*, 527(9) :2233–2240.
- Gallais, C., Denquin, A., Bréchet, Y., and Lapasset, G. (2008). Precipitation microstructures in an AA6056 aluminium alloy after friction stir welding : Characterisation and modelling. *Materials Science and Engineering : A*, 496(1-2) :77–89.
- Genevois, C. and Deschamps, A. (2004). *Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d’alliages d’aluminium de la série 2000 & 5000 et comportement mécanique résultant*. PhD thesis.
- Genevois, C., Deschamps, A., Denquin, A., and Doisneaucottignies, B. (2005). Quantitative investigation of precipitation and mechanical behaviour for AA2024 friction stir welds. *Acta Materialia*, 53(8) :2447–2458.

- Gibson, B., Lammlein, D., Prater, T., Longhurst, W., Cox, C., Ballun, M., Dharmaraj, K., Cook, G., and Strauss, A. (2014). Friction stir welding : Process, automation, and control. *Journal of Manufacturing Processes*, 16(1) :56–73.
- Golestaneh, A. F. and Ali, A. (2009). Application of Numerical Method to Investigation of Fatigue Crack Behavior Through Friction Stir Welding. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 9(2) :147–158.
- Gourdet, S. and Montheillet, F. (2003). A model of continuous dynamic recrystallization. *Acta Materialia*, 51(9) :2685–2699.
- Gratecap, F., Girard, M., Marya, S., and Racineux, G. (2011). Exploring material flow in friction stir welding : Tool eccentricity and formation of banded structures. . . . *journal of material forming*, 5(2) :99–107.
- Gratecap, F., Racineux, G., and Poitou, A. (2007). *Contributions au procédé de soudage par frottement et malaxage*. PhD thesis, Ecole Centrale de Nantes et Université de Nantes.
- Guerdoux, S. (2007). Simulation numérique du soudage par frottement malaxage.
- Guerdoux, S. and Fourment, L. (2007). Error estimation and accurate mapping based ALE formulation for 3D simulation of friction stir welding. *AIP Conference Proceedings*, 908 :185–190.
- Heurtier, P., Jones, M., and Desrayaud, C. (2006). Mechanical and thermal modelling of friction stir welding. *Journal of Materials . . .*, 171(3) :348–357.
- [Http ://www.cfswt.com](http://www.cfswt.com). China FSW Center.
- Hu, Z., Yuan, S., Wang, X., Liu, G., and Huang, Y. (2011). Effect of post-weld heat treatment on the microstructure and plastic deformation behavior of friction stir welded 2024. *Materials & Design*, 32(10) :5055–5060.
- Iordachescu, M. and Hervías, J. R. (2008). Residual stress analysis of friction stir processed AA6061. *Welding in the . . .*, pages 753–757.

- Jacquín, D., De Meester, B., Simar, A., Deloison, D., Montheillet, F., and Desrayaud, C. (2011). A simple Eulerian thermomechanical modeling of friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(1) :57–65.
- Jacquín, D. and Desrayaud, C. (2009). *Modélisation de l'histoire thermomécanique des zones soudées en Friction Stir Welding. Application à la prévision des microstructures*.
- Jemal, N. (2011). Qualification du domaine de soudabilité en soudage par friction malaxage.
- Jemal, N., Girot, F., Langlois, L., and Masse, J.-E. (2011). *Qualification du domaine de soudabilité en soudage par friction malaxage*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.
- Jr, A. N. (2012). The evolution of friction stir welding theory at Marshall Space Flight Center. *Proceedings of 9th Int'l Symp. FSWing*.
- Kamp, N., Sullivan, A., Tomasi, R., and Robson, J. (2006). Modelling of heterogeneous precipitate distribution evolution during friction stir welding process. *Acta Materialia*, 54(8) :2003–2014.
- Krishnan, K. (2002). On the formation of onion rings in friction stir welds. *Materials science and engineering : A*, 327(2) :246–251.
- Kumar, K. and Kailas, S. (2008). The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. *Materials Science and Engineering A*, 485(1-2) :367–374.
- Kuykendall, K., Nelson, T., and Sorensen, C. (2013). On the selection of constitutive laws used in modeling friction stir welding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 74 :74–85.
- Kyffin, W., Threadgill, P., Lalvani, H., and Wynne, B. (2006). Progress in FSSW of DP 800 high strength automotive steel. . . . of the 6th International Symposium of . . . .
- Lammlein, D., DeLapp, D., Fleming, P., a.M. Strauss, and Cook, G. (2009). The application of shoulderless conical tools in friction stir welding : An experimental and theoretical study. *Materials & Design*, 30(10) :4012–4022.

- Li, T., Gan, W., and Khurana, S. (2006). Friction stir welding of L80 and X70 steels. *Proceedings of the 6th International FSW Symposium*.
- Li, W., Zhang, Z., Li, J., and Chao, Y. (2012). Numerical analysis of joint temperature evolution during friction stir welding based on sticking contact. *Journal of materials engineering and ...*, 21(9) :1849–1856.
- LI, Y., MURR, L. E., and McClure, J. C. J. (1999). Solid-state flow visualization in the friction-stir welding of 2024 Al to 6061 Al. *Scripta materialia*, 40(9) :1041–1046.
- Liechty, B. and Webb, B. (2007). The use of plasticine as an analog to explore material flow in friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 184(1-3) :240–250.
- Lim, S., Kim, S., Lee, C.-G., Kim, S. J., and Yim, C. D. (2005). Tensile behavior of friction-stir-welded AZ31-H24 Mg alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36(6) :1609–1612.
- Liu, F. C. and Ma, Z. Y. (2008). Influence of Tool Dimension and Welding Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Friction-Stir-Welded 6061-T651 Aluminum Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39(10) :2378–2388.
- Liu, H., Fujii, H., Maeda, M., and Nogi, K. (2003). Tensile properties and fracture locations of friction-stir-welded joints of 2017-T351 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 142(3) :692–696.
- Lomolino, S., Tovo, R., and Dossantos, J. (2005). On the fatigue behaviour and design curves of friction stir butt-welded Al alloys. *International Journal of Fatigue*, 27(3) :305–316.
- Ma, Y. E., Xia, Z., Jiang, R., and Li, W. (2013). Effect of welding parameters on mechanical and fatigue properties of friction stir welded 2198 T8 aluminum–lithium alloy joints. *Engineering Fracture Mechanics*, 114 :1–11.
- Mahoney, M. W., Rhodes, C. G., Flintoff, J. G., Bingel, W. H., and Spurling, R. A. (1998). Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum. ... *Materials Transactions A*, 29(July) :1955–1964.

- Midling, O. T. (1994). Material Flow Behavior and Microstructural Integrity of Friction Stir Butt Weldments. *Proceedings of 4th international conference on Aluminum Alloys Atlanta GA*.
- Mishra, R. and Ma, Z. (2005). Friction Stir Welding and Processing. *Materials Science and Engineering : R : Reports*, page 360.
- Moreira, P. and Santos, T. (2009). Mechanical and metallurgical characterization of friction stir welding joints of AA6061-T6 with AA6082-T6. *Materials & Design*, 30(1) :180–187.
- Murayama, M., Hono, K., Saga, M., and Kikuchi, M. (1998). Atom probe studies on the early stages of precipitation in Al–Mg–Si alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 250(1) :127–132.
- Okayasu, M., Wang, Z., and Chen, D. (2005). Effect of a hard artificial asperity on the crack closure behavior in an annealed SAE 1015 steel. *Engineering Fracture Mechanics*, 72(13) :2106–2127.
- Peel, M., Steuwer, A., Preuss, M., and Withers, P. (2003). Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds. *Acta Materialia*, 51(16) :4791–4801.
- Peel, M. J., Steuwer, A., Withers, P. J., Dickerson, T., Shi, Q., and Shercliff, H. (2006). Dissimilar Friction Stir Welds in AA5083-AA6082 . Part I : Process Parameter Effects on Thermal History and Weld Properties. 37(JULY) :2183–2193.
- Perchat, E. (2000). *MINI-élément et factorisation incomplètes pour la parallélisation d'un solveur de Stokes 2D : application au forgeage*. PhD thesis.
- Prangnell, P. and Heason, C. (2005). Grain structure formation during friction stir welding observed by the ‘stop action technique’. *Acta Materialia*, 53(11) :3179–3192.
- Prevéy, P. and Mahoney, M. W. (2003). Improved Fatigue Performance of Friction Stir Welds with Low Plasticity Burnishing : Residual Stress Design and Fatigue Performance Assessment. *Materials Science Forum*, 426-432 :2933–2940.
- Rai, R., De, A., Bhadeshia, H., and DebRoy, T. (2011). Review : friction stir welding tools. *Science and technology of welding and Joining*, 16(4) :325–342.

- Rajakumar, S., Muralidharan, C., and Balasubramanian, V. (2011). Influence of friction stir welding process and tool parameters on strength properties of AA7075-T6 aluminium alloy joints. *Materials & Design*, 32(2) :535–549.
- Rappaz, M., Bellet, M., and Deville, M. (1998). Modélisation numérique en science et génie des matériaux (TM ). *Presses polytechniques et universitaires romandes*, volume 10.
- Reddy, J. N. and Gartling, D. (2010). *The Finite Element Method in Heat Transfer and Fluid Dynamics, Third Edition*.
- Ren, S., Ma, Z., and Chen, L. (2007). Effect of welding parameters on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Al–Mg–Si alloy. *Scripta Materialia*, 56(1) :69–72.
- Reynolds, A. (2008). Flow visualization and simulation in FSW. *Scripta materialia*, 58(5) :338–342.
- Reynolds, A. P. (2000). Visualisation of material flow in autogenous friction stir welds. *Science and Technology of Welding Joining*, 5(2) :5.
- Reynolds, Anthony, P., Lockwood, W., D., and Seidel, T., U. (2000). Processing-Property Correlation in Friction Stir Welds. *Materials Science Forum*, 331-337 :1719–1724.
- Richards, D. G., Prangnell, P. B., Withers, P. J., Williams, S. W., Wescott, A., Materials, M., Centre, S., Engineering, W., Technology, A., Stress, R., and Diffraction, N. FE Modelling of Mechanical Tensioning for Controlling Residual Stresses in Friction Stir Welds.
- Santiago, D., Urquiza, S., Lombera, G., Vedia, L. D., and Aires, B. (2009). 3D Modeling of Material Flow and Temperature in Friction Stir Welding. 14(3) :248–256.
- Sato, Y., Kurihara, Y., and Kokawa, H. (2006). Microstructural characteristics of dissimilar butt friction stir welds of AA7075 and AA2024. *6th International Symposium on FSW, (Toronto, . . . .*
- Sato, Y. S., Park, S. H. C., and Kokawa, H. (2001). Microstructural factors governing hardness in friction-stir welds of solid-solution-hardened Al alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32(12) :3033–3042.

- Sato, Y. S., Takauchi, H., Park, S. H. C., and Kokawa, H. (2005). Characteristics of the kissing-bond in friction stir welded Al alloy 1050. *Materials Science and Engineering : A*, 405(1-2) :333–338.
- Schmidt, H. and Hattel, J. (2005a). A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding. *... and Simulation in Materials Science and ...*, 13(1) :77–93.
- Schmidt, H. and Hattel, J. (2005b). CFD modelling of the shear layer around the tool probe in Friction Stir Welding. *Access*, (604) :225–232.
- Schmidt, H. and Hattel, J. (2008). Thermal modelling of friction stir welding. *Scripta Materialia*, 58(5) :332–337.
- Schneider, J. and Jr, A. N. (2002). Thermo-mechanical processing in friction stir welds. pages 43–51.
- Seidel, T. U. and Reynolds, A. P. (2001). Visualization of the Material Flow in AA2195 Friction-Stir Welds Using a Marker Insert Technique T.U. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32(11) :2879–2884.
- Seidel, T. U. and Reynolds, A. P. (2003). Two-dimensional friction stir welding process model based on fluid mechanics. *Science and Technology of Welding and Joining*, 8(3) :175–183.
- Siret, O., Tourabi, A., and Desrayaud, C. (2012). Cold weldability of aluminium : Contribution of the mechanical loadings to the formation of metallic bonds. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(11) :2424–2432.
- Song, M. and Kovacevic, R. (2003). Thermal modeling of friction stir welding in a moving coordinate system and its validation. *International Journal of Machine Tools and ...*, 43 :605–615.
- Srivatsan, T., Vasudevan, S., and Park, L. (2007). The tensile deformation and fracture behavior of friction stir welded aluminum alloy 2024. *Materials Science and Engineering : A*, 466(1-2) :235–245.
- Staron, P., Koçak, M., and Williams, S. (2002). Residual stresses in friction stir welded Al sheets. *Applied Physics A : Materials Science & Processing*, 74 :s1161–s1162.

- Sutton, M., Yang, B., Reynolds, A., and Taylor, R. (2002). Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum. *Materials Science and ...*, 323(1-2) :160–166.
- Sutton, M. a., Yang, B., Reynolds, A. P., and Yan, J. (2004). Banded microstructure in 2024-T351 and 2524-T351 aluminum friction stir welds. *Materials Science and Engineering : A*, 364(1-2) :66–74.
- Taban, E. and Kaluc, E. (2007). Comparison between microstructure characteristics and joint performance of 5086-H32 aluminium alloy welded by MIG , TIG and friction stir welding processes. 90(262) :11–14.
- Tartakovsky, A., Grant, G., and Sun, X. (2006). Smooth particle hydrodynamics (SPH) model for friction stir welding (FSW) of dissimilar materials. *Proc 6th int symp FSW*.
- Taylor, C. and Hood, P. (1973). A numerical solution of the Navier-Stokes equations using the finite element technique. *Computers & Fluids*, 1(1) :73–100.
- Threadgill, P. L., Leonard, A. J., Shercliff, H. R., and Withers, P. J. (2009). Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 54(2) :49–93.
- Timesli, A. and Zahrouni, H. (2011). Modélisation du procédé de soudage FSW à l'aide de la méthode SPH. ... *de Mécanique*, 28 ....
- Tra, T. H., Okazaki, M., and Suzuki, K. (2012). Fatigue crack propagation behavior in friction stir welding of AA6063-T5 : Roles of residual stress and microstructure. *International Journal of Fatigue*, 43(2012) :23–29.
- Tutum, C. C. (2009). *Optimization of Thermo-mechanical Conditions in Friction Stir Welding*.
- Uematsu, Y., Tokaji, K., and Shibata, H. (2009). Fatigue behaviour of friction stir welds without neither welding flash nor flaw in several aluminium alloys. ... *Journal of Fatigue*, 31(10) :1443–1453.
- Vilaça, P., Quintino, L., and dos Santos, J. (2007). Quality assessment of friction stir welding joints via an analytical thermal model, i STIR. *Materials Science and ...*, 445-446(null) :501–508.

- Xu, S. and Deng, X. (2008). A study of texture patterns in friction stir welds. *Acta Materialia*, 56(6) :1326–1341.
- Yang, B., Yan, J., Sutton, M., and Reynolds, A. (2004). Banded microstructure in AA2024-T351 and AA2524-T351 aluminum friction stir welds : Part I. Metallurgical studies. *Materials Science and . . .*, 364(1-2) :66–74.
- Yang, X., Fang, D., Luan, G., and Jian, B. Experimental investigation on fatigue properties. pages 1–10.
- Yang, Y. and Kalya, P. (2008). Automatic gap detection in friction stir butt welding operations. *International Journal of . . .*, 48(10) :1161–1169.
- Yu, C.-C. and Heinrich, J. C. (1986). Petrov-Galerkin methods for the time-dependent convective transport equation. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 23(5) :883–901.
- Zettler, R., Santos, J. F., Donath, T., Beckmann, F., and Lohwasser, D. (2006). Material flow in friction stir butt welded aluminium alloys . *Development*, pages 1–10.
- Zhang, X. X., Xiao, B. L., and Ma, Z. Y. (2011). A Transient Thermal Model for Friction Stir Weld. Part I : The Model. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42(10) :3218–3228.
- Zhang, Z., Xiao, B., and Ma, Z. (2013). Effect of Segregation of Secondary Phase Particles and “S” Line on Tensile Fracture Behavior of Friction Stir-Welded 2024Al-T351 Joints. *Metallurgical and Materials Transactions A*.
- Zhang, Z. and Zhang, H. W. (2007). Material behaviors and mechanical features in friction stir welding process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 35(1-2) :86–100.
- Zhao, J., Jiang, F., Jian, H., Wen, K., Jiang, L., and Chen, X. (2010). Comparative investigation of tungsten inert gas and friction stir welding characteristics of Al–Mg–Sc alloy plates. *Materials and Design*, 31(1) :306–311.

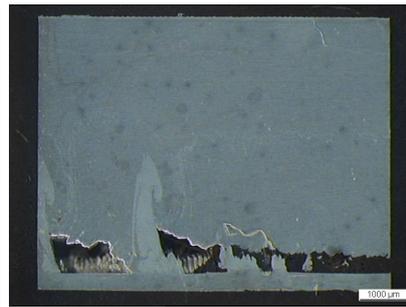
- Zhao, Y.-h., Lin, S.-b., Wu, L., and Qu, F.-x. (2005). The influence of pin geometry on bonding and mechanical properties in friction stir weld 2014 Al alloy. *Materials Letters*, 59(23) :2948–2952.
- Zhou, C., Yang, X., and Luan, G. (2006a). Effect of oxide array on the fatigue property of friction stir welds. *Scripta Materialia*, 54(8) :1515–1520.
- Zhou, C., Yang, X., and Luan, G. (2006b). Effect of root flaws on the fatigue property of friction stir welds in 2024-T3 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 418(1-2) :155–160.
- Zhu, X. and Chao, Y. (2004). Numerical simulation of transient temperature and residual stresses in friction stir welding of 304L stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 146(2) :263–272.
- Zimmer, S., Bigot, R., and Langlois, L. (2009). *Contribution à l'industrialisation du soudage par friction malaxage*. PhD thesis, Arts et Métiers ParisTech, centre de Metz.



## Annexes



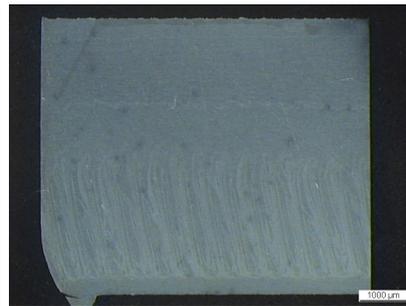
(a)  $v = 100\text{mm}/\text{min}$



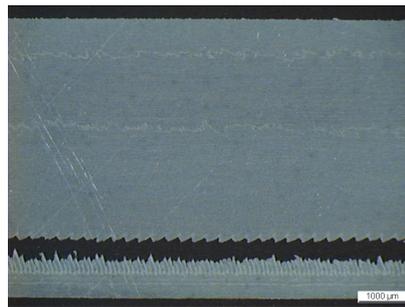
(b)  $v = 200\text{mm}/\text{min}$



(c)  $v = 300\text{mm}/\text{min}$

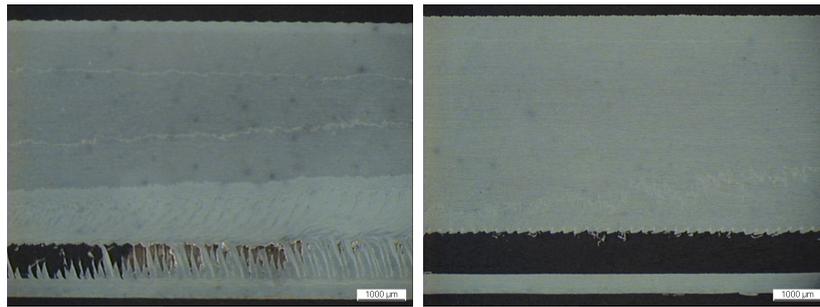


(d)  $v = 400\text{mm}/\text{min}$



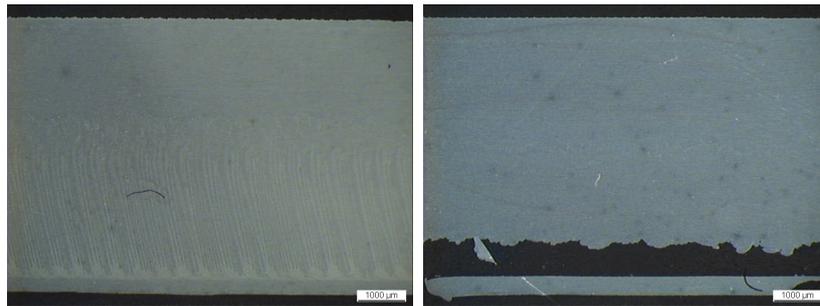
(e)  $v = 500\text{mm}/\text{min}$

FIGURE 4.7 – Microstructure des joints soudés à la vitesse de rotation  $1750\text{tr}/\text{min}$



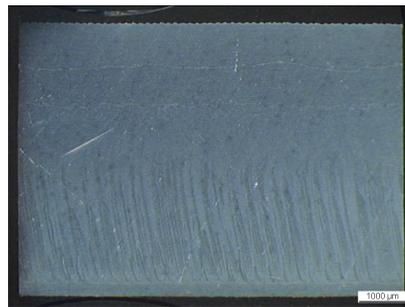
(a)  $N = 1000tr/min$

(b)  $N = 1250tr/min$



(c)  $N = 1500tr/min$

(d)  $N = 1750tr/min$



(e)  $N = 2000tr/min$

FIGURE 4.8 – Microstructure des joints soudés à la vitesse de  $300mm/min$

École Nationale Supérieure des Mines  
de Saint-Étienne

NNT: 2014 EMSE 0768

Amèvi TONGNE

EXPERIMENTAL AND NUMERICAL INVESTIGATION IN FRICTION STIR WELDING. MICROSTRUCTURAL STUDY AND THERMOMECHANICAL MODELING OF TRANSIENT BOUNDARY CONDITIONS AT TOOL/WORKPIECE.

Spécialité: Material sciences and engineering

Mots clefs: Friction Stir Welding, banded structure, "onion rings", thermofluid modeling, Al alloys.

Abstract:

Friction Stir Welding is a solid state joining process developed for transport applications as aerospace and naval. Since its introduction, a large number of investigations have been carried out but the process is not fully controlled.

This work including experimental section in which welds have been generated by trigonal tool. The microstructure of these welds has been correlated with the material flow during the process. By understanding the material flow, the transient thermofluid model developed in the second section has been significantly enriched. This modeled has been developed for predicting the microstructure of the weld, especially, the "onion rings".

Finally, the occurrence of "onion rings" has been correlated with the maximal strain rate reached by any particle in the weld seam, simulated by the model. However, the velocity has been refined at the vicinity of the tool through the trigonal pin modelling. This was helpful to move the material not only by friction but also by obstacle at the interaction tool/material. The above approach should enable, in this work layout, a better local thermomechanical description and consequently microstructural.

École Nationale Supérieure des Mines  
de Saint-Étienne

NNT : 2014 EMSE 0768

Amèvi TONGNE

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE ET NUMÉRIQUE DU PROCÉDÉ DE SOUDAGE FSW (FRICTION STIR WELDING). ANALYSE MICROSTRUCTURALE ET MODÉLISATION THERMOMÉCANIQUE DES CONDITIONS DE CONTACT OUTIL/MATIÈRE TRANSITOIRES.

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

Mots clefs : Friction Stir Welding, banded structure, "onion rings", modélisation thermo-fluide, alliages d'aluminium.

### Résumé

Le soudage FSW (Friction Stir Welding) est un procédé de soudage en phase solide présenté pour des applications de transport en générale aérospatial et naval. Malgré le nombre considérable d'études qui ont été réalisées depuis son avènement en 1991, le contrôle du procédé n'est pas encore effectif.

Ce travail a consisté en une partie expérimentale visant à la génération, par un outil trigone, de joints soudés dont la microstructure a été corrélée à l'écoulement de matière pendant le procédé. La connaissance de cet écoulement de matière a permis dans la deuxième partie d'enrichir le modèle thermofluide développé en périodique pour prédire la microstructure des joints de soudure FSW, notamment les "onion rings".

Finalement, l'occurrence des "onion rings" a été corrélée à la vitesse de déformation maximale atteinte par les particules de la zone soudée, prédite par le modèle. Par ailleurs, un travail d'affinement du champ de vitesse en voisinage du pion est réalisé en modélisant l'outil trigone. Ce qui permet en plus de l'interaction (entraînement) outil/matière par frottement, d'intégrer une interaction par obstacle. Cette approche devrait permettre, en perspectives de ce travail, une meilleur description thermomécanique locale et par voie de conséquence microstructurale.