



HAL
open science

Apports à la compréhension du soudage FSW hétérogène d'alliages d'aluminium par une approche expérimentale et numérique

Hugo Robe

► **To cite this version:**

Hugo Robe. Apports à la compréhension du soudage FSW hétérogène d'alliages d'aluminium par une approche expérimentale et numérique. Autre. Université de Lyon, 2017. Français. NNT : 2017LYSEE005 . tel-01755099

HAL Id: tel-01755099

<https://theses.hal.science/tel-01755099>

Submitted on 30 Mar 2018

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

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



N° d'ordre NNT : 2017LYSEE005

THESE de DOCTORAT DE L'UNIVERSITE DE LYON
opérée conjointement
au sein de l'École centrale de Lyon
et de l'École Nationale d'Ingénieurs de Saint-Etienne

Ecole Doctorale N° 488
Science Ingénierie Santé

Spécialité
Mécanique et Ingénierie

Soutenue publiquement le 19/10/2017, par :
Hugo Robe

**Apports à la compréhension du soudage
FSW hétérogène d'alliages d'aluminium
par une approche expérimentale et
numérique**

Devant le jury composé de :

Imad, Abdellatif	Professeur	Polytech Lille	Président
Racineux, Guillaume	Professeur	Ecole Centrale Nantes	Rapporteur
Zahrouni, Hamid	Professeur	Université de Lorraine	Rapporteur
Bocher, Philippe	Professeur	ETS Montréal (Canada)	Examineur
Desrayaud, Christophe	Professeur	Mines Saint-Etienne	Examineur
Feulvarch, Éric	Mcf, HDR	ENISE	Directeur de thèse
Bergheau, Jean-Michel	Professeur	ENISE	Co-directeur de thèse
Claudin, Christophe	Docteur	ENISE	Co-encadrant de thèse

Spécialités doctorales :
 SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX
 MECANIQUE ET INGENIERIE
 GENIE DES PROCÉDES
 SCIENCES DE LA TERRE
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT
 MATHEMATIQUES APPLIQUEES
 INFORMATIQUE
 IMAGE, VISION, SIGNAL

Responsables :
 K. Wolski Directeur de recherche
 S. Drapier, professeur
 F. Gruy, Maître de recherche
 B. Guy, Directeur de recherche
 D. Graillet, Directeur de recherche
 O. Roustant, Maître-assistant
 O. Boissier, Professeur

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

AVRIL	Stéphane	PR2	Mécanique et ingénierie	CIS
BATTON-HUBERT	Mireille	PR2	Sciences et génie de l'environr	FAYOL
BENABEN	Patrick	PR1	Sciences et génie des matériat	CMP
BERNACHE-ASSOLLAN	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 de l'environr	SMS
BOUCHER	Xavier	PR2	Génie Industriel	FAYOL
BRODHAG	Christian	DR	Sciences et génie de l'environr	FAYOL
BURLAT	Patrick	PR2	Génie Industriel	FAYOL
COURNIL	Michel	PR0	Génie des Procédés	DIR
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences et génie des matériat	SMS
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR1	Génie Industriel	CMP
DEBAYLE	Johan	CR	Image Vision Signal	CIS
DELAFOSSÉ	David	PR1	Sciences et génie des matériat	SMS
DESRAYAUD	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
FOREST	Bernard	PR1	Sciences et génie des matériat	CIS
FORMISYN	Pascal	PR0	Sciences et génie de l'environr	DIR
FRACZKIEWICZ	Anna	DR	Sciences et génie des matériat	SMS
GARCIA	Daniel	MR(DR2)	Génie des Procédés	SPIN
GERINGER	Jean	MA(MDC)	Sciences et génie des matériat	CIS
GIRARDOT	Jean-jacques	MR(DR2)	Informatique	FAYOL
GOEURIOT	Dominique	DR	Sciences et génie des matériat	SMS
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences et génie de l'environr	SPIN
GROSSEAU	Philippe	DR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	PR1	Génie des Procédés	SPIN
GUY	Bernard	DR	Sciences de la Terre	SPIN
GUYONNET	René	DR	Génie des Procédés	SPIN
HAN	Woo-Suck	CR	Mécanique et ingénierie	SMS
HERRI	Jean Michel	PR1	Génie des Procédés	SPIN
INAL	Karim	PR2	Microélectronique	CMP
KERMOUCHE	Guillaume	PR2	Mécanique et Ingénierie	SMS
KLOCKER	Helmut	DR	Sciences et génie des matériat	SMS
LAFOREST	Valérie	MR(DR2)	Sciences et génie de l'environr	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	Franck	DR	Sciences et génie des matériat	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR2	Génie des Procédés	DFG
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
ROUSTANT	Olivier	MA(MDC)		FAYOL
STOLARZ	Jacques	CR	Sciences et génie des matériat	SMS
SZAFNICKI	Konrad	MR(DR2)	Sciences et génie de l'environr	CMP
TRIA	Assia		Microélectronique	CMP
VALDIVIESO	François	MA(MDC)	Sciences et génie des matériat	SMS
VIRICELLE	Jean Paul	MR(DR2)	Génie des Procédés	SPIN
WOLSKI	Krzystof	DR	Sciences et génie des matériat	SMS
XIE	Xiaolan	PR0	Génie industriel	CIS

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	PU	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 matériat	ENISE
HAMDI	Hédi	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
LYONNET	Patrick	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
RECH	Joël	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
SI LARBI	Amir	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

PR 0 Professeur classe exceptionnelle
 PR 1 Professeur 1^{ère} classe
 PR 2 Professeur 2^{ème} classe
 PU Professeur des Universités

Ing. Ingénieur
 MCF Maître de conférences
 MR (DR2) Maître de recherche
 CR Chargé de recherche

SMS Sciences des Matériaux et des Structures
 SPIN Sciences des Processus Industriels et Naturels
 FAYOL Institut Henri Fayol
 CMP Centre de Microélectronique de Provence

À mon grand père,

Remerciements

Mes premiers remerciements s'adressent tout d'abord aux membres du jury, qui ont accepté de juger ces travaux de thèse :

- Abdellatif Imad pour m'avoir fait l'honneur de présider mon jury de thèse.

- Guillaume Racineux et Hamid Zahrouni pour avoir accepté d'examiner ce manuscrit de thèse. Merci des remarques globales, très pertinentes que vous avez pu apporter pour l'analyse de mes travaux.

- Philippe Bocher, pour s'être rendu disponible et prendre part à ce jury de thèse. Merci de ton suivi, toujours très fin et justifié. De plus, je tiens à te remercier pour l'accueil dans l'équipe de recherche du LOPFA de l'ETS de Montréal qui a pu être fait aussi bien en 2014 pour mon stage de Master qu'en 2016 au cours de la thèse. Une très bonne dynamique s'est mise en place dans la collaboration de recherche entre les deux laboratoires et est très prometteuse. Tes commentaires et remarques d'un point de vue matériau et mécanique sont toujours pertinentes et m'ont aidés à garder un œil critique sur ces travaux.

- Christophe Desrayaud, pour avoir pris place dans ce jury. Merci pour les échanges que nous avons pu avoir ensemble pour l'analyse de certains assemblages hétérogènes soudés.

Mon équipe d'encadrants au LTDS :

- Eric Feulvarch, pour m'avoir proposé ce sujet de thèse et avoir pris en charge la direction durant ces trois années. Numéricien pure souche, c'est toujours un plaisir d'échanger avec toi sur les développements numériques, mais aussi sur les aspects pratiques et expérimentaux.

- Jean-Michel Bergheau, qui a co-dirigé et supervisé de loin ces travaux. Merci pour les échanges que nous avons pu avoir ensemble, notamment pendant la phase de rédaction de ce manuscrit.

- Christophe Claudin, pour l'aide précieuse sur toutes les questions techniques et pratiques relatives aux techniques expérimentales mises en place ainsi que pour ton soutien sans failles dans les 3 ans. Lors de nos essais au pôle ou chez TRA-C je n'oublierai pas les riches discussions que nous avons pu avoir sur tous les sujets.

En complément de l'équipe encadrante, je souhaite aussi remercier le reste des membres du LTDS à Saint-Etienne : Jean-Christophe Roux, Cédric Courbon, ainsi que tous les autres doctorants que j'ai pu côtoyer régulièrement au cours de ces 3 années. Je tiens particulière-

ment à remercier le personnel technique du LTDS et de l'ENISE sans qui les phases expérimentales et de caractérisation n'auraient pas pu avoir lieu. Votre réactivité et disponibilité ont été grandement appréciées alors que mes demandes pouvaient parfois être assez exotiques. Je ne pourrais oublier l'aider précieuse d'Isabelle Pletto sur les questions administratives et pour l'aide finale sur l'organisation de cette thèse.

Mes plus forts remerciements s'adressent à TRA-C industrie :

- Ils vont tout d'abord auprès de Bruno Voland, Président Directeur Général et créateur de TRA-C industrie,

- ainsi que Aymeric de Monclin, Directeur Général et mon encadrant au sein de TRA-C. Merci de votre accueil dès le départ de cette expérience, nouvelle à la fois pour moi, mais aussi pour vous. La confiance et l'autonomie que vous avez su m'accorder pendant ces 3 années de thèse m'ont apporté beaucoup.

Alors que c'est le lieu où j'ai passé le plus de temps ces trois dernières années, je retiendrais principalement la bonne humeur générale chez TRA-C, la jeunesse et les bons moments passés aussi en dehors du boulot. Je considère que les conditions de travail dans lesquelles j'ai été baigné ont aussi grandement participé à la réalisation de ces travaux.

Une pensée toute particulière va à Landry Giraud : collègue de bureau pendant la totalité de la thèse je n'oublierai pas le rôle que tu as pu prendre dans la réalisation de ces travaux, la participation aux essais de soudage et toutes les discussions que l'on a pu avoir aussi bien sur des sujets scientifiques que d'autres tout à fait annexes. Je te souhaite bon courage pour la suite et le bon déroulement de ta thèse chez TRA-C : que la fatigue des assemblages soudés n'ai plus de secrets pour toi.

Khalil, Jean-Claude, Samuel, François pour la participation au projet et les nombreux échanges que l'on a pu avoir sur le soudage (aussi bien MIG/MAG que FSW) ou l'usinage. Le temps passé ensemble a été très enrichissant. Bureau d'études, bureau des méthodes et atelier je ne vous citerai pas tous, mais merci pour les bons moments passés ensemble.

En complément, je souhaite adresser ma gratitude aux personnes du LOPFA de l'ÉTS de Montréal et tout spécialement à Damien Texier pour sa précieuse aide dans la réalisation des essais de micro-traction instrumentés, pour les riches discussions que nous avons pu avoir et le temps passé ensemble. Tes connaissances en matériaux m'ont apporté beaucoup.

Rémi Bertrand lors de la réalisation de son stage de Master Recherche entre février et juillet 2016 : ça a été un plaisir de travailler avec toi et de mettre en place les travaux communs entre la France et le Canada. Merci pour les manips que tu as pu réaliser et tout le temps consacré à ces travaux. Bon courage pour toi pour la suite et le déroulement de la thèse, qui se passera à merveille j'en suis sûr, à cheval entre les deux côtés de l'Atlantique.

De la même manière je tiens à remercier les différentes autres personnes avec qui j'ai pu travailler à l'ÉTS sur la courte période que j'ai pu passer en 2016 et tout particulièrement Yasser Zedan et Hossein Monajati.

Cette thèse n'aurait pas vu le jour sans le contexte du projet DGA RAPID qui s'est déroulé en parallèle chez TRA-C industrie pendant ces 3 années. Je tiens donc à remercier Anthony

Martin et François Barthélémy de la Direction Générale de l'Armement pour le suivi très régulier effectué pour le projet DISTIR et leurs conseils avisés à chaque rencontre.

Sébastien Lemercier pour la société Renault Trucks Défense : grâce à toi il a été possible de mettre en situation concrète tous les apports scientifiques et industriels en gardant en tête les exigences du domaine de la Défense et plus particulièrement dans le domaine des véhicules terrestres. Les interactions que nous avons pu avoir nous ont permis de mener sereinement ce projet, quelles que soient les spécialités de chacun.

La société Constellium a pu participer au projet DISTIR par le biais de Christophe Jaquerod (Sierre) et Julien Laye (CR-V Voreppe). Merci à vous deux pour la mise à disposition de certains alliages et d'informations métallurgiques et thermiques ainsi que pour les réguliers échanges que nous avons pu avoir à la fois sur les matériaux ainsi que sur le procédé FSW.

Je pense ensuite tout particulièrement à mes amis : Guilhem, William, Thomas, Yannis, Lucas, Sébastien, Benoît pour les conversations multiples à distance que l'on a pu avoir et ces moments qui m'ont toujours permis de me changer les idées dans les périodes chargées. Vient ensuite ma famille que je remercie à nouveau pour leur présence et leur soutien sans faille pendant ces 3 années.

Mes derniers remerciements s'adressent inévitablement à toi Inès. Merci de ton soutien et d'avoir pu supporter ces difficiles années à distance et tout cela avec l'investissement énorme que te demandent aussi tes études. Sache une nouvelle fois que je suis très fier de toi. Maintenant à ton tour de préparer ta thèse!

Sommaire

Introduction	1
1 Synthèse bibliographique	5
2 Caractérisation microstructurale des assemblages hétérogènes 2xxx/7xxx	51
3 Analyse du comportement mécanique	75
4 Simulation numérique du procédé	119
Conclusion générale	175
Bibliographie	179
A Annexes du Chapitre 2	I
B Annexes du Chapitre 3	IX

Table des matières

Introduction	1
1 Synthèse bibliographique	5
1.1 Alliages d'aluminium	6
1.1.1 Alliages à durcissement structural	7
1.1.2 Alliages à durcissement par écrouissage	12
1.2 Le soudage par friction-malaxage	14
1.2.1 Principe	14
1.2.2 Microstructure des joint soudés FSW	18
1.2.3 Tenue mécanique des assemblages FSW	29
1.3 Simulation numérique du procédé de soudage FSW	38
1.3.1 Généralités	38
1.3.2 Formalismes	39
1.3.3 Modélisation de la physique	44
1.3.4 Modélisations couplées	47
2 Caractérisation microstructurale des assemblages hétérogènes 2xxx/7xxx	51
2.1 Introduction	52
2.2 Techniques expérimentales	53
2.2.1 Microscopie optique	53
2.2.2 Microscopie électronique à balayage (MEB)	54
2.2.3 Microdureté	54
2.3 Caractérisation métallurgique des matériaux de base	55
2.3.1 Métal de base : AA2139-T8	55
2.3.2 Métal de base : AA7020-T651	57
2.4 Éprouvettes hétérogènes 2139-T8 / 7020-T651	58

2.4.1	Soudage FSW	58
2.4.2	Microdureté	65
2.4.3	Évolution de la précipitation durcissante	72
2.5	Conclusions du chapitre	73
3	Analyse du comportement mécanique	75
3.1	Techniques expérimentales	76
3.1.1	Traction	76
3.2	Matériaux de base	77
3.2.1	AA2139-T8	77
3.2.2	AA7020-T651	80
3.2.3	Synthèse	82
3.3	Éprouvettes soudées 2139-T8 / 7020-T651	82
3.3.1	Macro-éprouvettes	82
3.3.2	Fractographie	86
3.3.3	Micro-éprouvettes	95
3.4	Contraintes résiduelles	109
3.4.1	Détermination de contraintes résiduelles	109
3.4.2	Contraintes résiduelles en surface	111
3.5	Conclusions du chapitre	116
4	Simulation numérique du procédé	119
4.1	Modélisation	120
4.1.1	Modélisation de l'écoulement de matière	120
4.1.2	Transferts de chaleur	121
4.1.3	Conditions aux limites thermomécaniques	123
4.2	Modèle numérique	125
4.2.1	Discrétisation géométrique	125
4.2.2	Stratégie de modélisation	133
4.3	Protocole expérimental	142
4.3.1	Chaîne d'acquisition de température	142
4.3.2	Positionnement des thermocouples	143
4.3.3	Résultats expérimentaux	144
4.4	Comparaison expérimental / numérique	146
4.4.1	Soudage 7020-T651 homogène	146

4.4.2 Soudage 2139-T8 homogène	161
4.4.3 Soudage hétérogène 2139-T8 / 7020-T651	171
4.5 Conclusions du chapitre	173
4.6 Perspectives	173
Conclusion générale	175
Bibliographie	179
A Annexes du Chapitre 2	I
A.1 Microdureté dans les joints soudés	I
B Annexes du Chapitre 3	IX
B.1 Résultats de traction sur micro-éprouvettes soudées	IX
B.2 Résultats de corrélation d'images	XI

Liste des figures

1.1	Structure cristalline cubique face centrée	6
1.2	Graphique comparant les améliorations de limite élastique à la traction et de ténacité pour les alliages d'aluminium des séries 2xxx et 7xxx [140].	8
1.3	Traitements thermiques des alliages d'aluminium à durcissement structural . .	10
1.4	Évolution schématique de la dureté en fonction du temps de vieillissement et états thermiques associés. D'après [39].	11
1.5	Illustration schématique des effets du sur-revenu sur la limite élastique et la tenue à la corrosion de différents alliages de la série 7xxx [100].	11
1.6	Courbe contrainte-déformation illustrant le principe du durcissement par écrouissage.	12
1.7	Schéma de principe du Friction Stir Welding [36]	15
1.8	Illustration de l'angle d'inclinaison de l'outil ou <i>tilt</i> . Reproduction tirée de la norme NF EN ISO 25239-1.	16
1.9	Illustration des côtés avance (AS) et recul (RS)	16
1.10	Coupe transversale d'un joint soudé FSW 7449-T79 révélant la macrostructure et les différentes zones caractéristiques [25].	19
1.11	Macroscopies optiques des joints AA2524 pour différentes vitesses de rotation (vitesse d'avance et effort F_z fixes) [146].	20
1.12	Schématisation de radiographies réalisées sur l'alliage 6061 pour suivre les déplacements des marqueurs pendant le soudage. Les marqueurs sont localisés à différentes positions et hauteurs dans la tôle soudée [21].	22
1.13	Images extraites de séquences vidéo du malaxage de plasticine par un outil cylindrique sans épaulement. Illustration de la formation successive des bandes dans le joint [48].	23
1.14	Observation optique de la microstructure d'une soudure 2024-T351 révélant la structure d' <i>onion-rings</i> dans le noyau [44].	23

1.15 Évolution du flux de matière pour différentes étapes de soudage et d'interactions outil-matière : (a) Plongée de l'outil et création de la cavité; (b) Formation des couches par écoulement autour de l'outil; (c) Fusion des écoulements dus à l'épaulement et au pion; (d) Insertion du matériau de base dans le cordon proche de l'épaulement [74].	24
1.16 Carte EBSD réalisée dans le plan de soudage d'un alliage 2050 et fonctions de distribution des orientations (ODF) associées pour différentes bandes formées dans le cordon [28].	25
1.17 Reconstruction 3D d'un assemblage 2024/6061 pour visualisation des écoulements de matières dans la soudure [95].	26
1.18 Macrographies optiques (a) d'une coupe transverse (AS-7075, RS-2024) et (b) de 3 coupes longitudinales sur une éprouvette avec "stop action technique" [23].	27
1.19 Macrographies optiques d'une coupe transverse en soudage hétérogène (a) AS-7020, RS-6060; (b) AS-6060, RS-7020 [46].	29
1.20 Représentation schématique des évolutions de dureté dans un cordon soudé FSW pour différents alliages d'aluminium : A - 5xxx recuit, B - 5xxx écroui, C - Alliage à durcissement structural. D'après [109].	30
1.21 Profils de dureté pour un alliage 2024 soudé à l'état T351 et T6 [44].	31
1.22 Illustration schématique de la microstructure, de la distribution de précipités et de la proportion de températures pouvant être atteintes dans les différentes zones d'un cordon FSW en alliage d'aluminium 7075-T651. [83].	32
1.23 Profils de dureté au travers d'une soudure pour 2 états : (a) 5083-O [113] (b) 5083-H19 [99].	33
1.24 (a) Profils de microdureté dans une soudure AA7050-T7451. Mesure dans le plan médian de l'épaisseur de la tôle et (b) courbes globales contrainte-déformation en traction transversale pour les différents états thermiques testés (T6, T7 et W + traitement thermique post-soudage) [144].	34
1.25 Profils de microdureté Vickers pour différentes durées de vieillissement au travers des cordons FSW pour les alliages (a) 7050-T7651 et (b) 7075-T651. Propriétés en traction en fonction de la durée de vieillissement des cordons FSW pour les alliages (c) 7050-T7651 et (d) 7075-T651. D'après [40].	35
1.26 Évolution des propriétés en traction pour des éprouvettes AA2139 à l'état brut de soudage et traitées thermiquement : (a) allongement à rupture et (b) limite élastique [103].	36
1.27 Profils de dureté à différentes profondeurs pour des alliages 2017 et 6005A en configuration homogène et hétérogène [116].	37
1.28 Schématisation de l'évolution du maillage dans une formulation <i>Lagrangienne</i> [41].	39
1.29 Schématisation de l'évolution du maillage dans une formulation <i>Eulérienne</i> [41].	40
1.30 Distinction du domaine "solide" (rouge) et du domaine "fluide" (noir) [6]. . . .	41

1.31 Distributions de contraintes normales (bas), cartes de température (milieu) et géométries de soudure (haut) en utilisant les formulations <i>Eulérienne</i> (gauche) ou ALE (droite) dans les mêmes conditions de soudure [3].	43
1.32 Simulation de la formation de défauts du type bavures pendant le soudage [37].	43
1.33 Valeurs calculées de la consistance du matériau K et de la sensibilité au taux de déformation m en fonction de la température pour le modèle de Norton-Hoff appliqué à un alliage AA6061. D'après Assidi et al. [3].	46
1.34 Schéma des interactions physiques présentes au cours du soudage [35].	47
1.35 (a) Profils de température simulés pour 3 distances au centre du cordon; (b) Prédiction de la variation de dureté en fonction de la distance au centre du joint pour différents modèles métallurgiques et comparaison avec un profil de dureté mesuré expérimentalement [111].	48
1.36 Déroulement de la modélisation intégrée pour le procédé de soudage FSW pour les alliages d'aluminium série 6xxx [117]	49
2.1 Machine FSW utilisée pour tous les essais de soudage.	52
2.2 Outil Triflat® de 5 mm utilisé pour la réalisation des essais de soudage.	53
2.3 Définition des directions de référence pour les éprouvettes soudées.	53
2.4 Pseudo vue 3D de l'alliage d'aluminium 2139-T8. Observations dans les 3 directions au microscope optique. RD : direction de laminage; ND : direction normale; TD : direction transverse	56
2.5 Pseudo vue 3D de l'alliage d'aluminium 7020-T651. Observations dans les 3 directions au microscope optique. RD : direction de laminage; ND : direction normale; TD : direction transverse	58
2.6 Exemple d'échantillon hétérogène 2139 / 7020 présentant des défauts importants en surface supérieure de la soudure.	59
2.7 Domaine de soudabilité opératoire pour le couple hétérogène 2139-T8 / 7020-T651	60
2.8 Matrice des macrographies (plan CWD-ND) pour le couple hétérogène AA2139-T8/AA7020-T651.	61
2.9 Détails de structure et d'interface entre les matériaux dans les cordons soudés pour les conditions 003 et 006.	61
2.10 Couple hétérogène 2139 / 7020 - Condition 003 (600 tr/min - 250 mm/min) : (a) macrographie optique d'une section transverse annotée avec les différentes zones caractéristiques d'un cordon FSW, (b) zooms sur les différentes zones spécifiques dans le cordon.	63
2.11 Micrographies optiques de la zone présentant des <i>onion rings</i> pour les conditions présentant le ratio R le plus bas et le plus haut (R=0.42 - R=0.69).	64

2.12	Profils de microdureté à mi-épaisseur pour les 5 paramètres de soudage considérés. Les traits pointillés horizontaux représentent la dureté des matériaux de base présents de chaque côté du joint. Les traits verticaux verts et rouges représentent les positions extrêmes de la zone de dureté minimale.	66
2.13	Cartes transversales de microdureté ($HV_{0,05}$) du couple hétérogène 2139 / 7020. Comparaison pour les 5 configurations de soudage, positionnées dans le domaine de soudabilité opératoire.	67
2.14	Comparaison entre carte et profil de dureté à mi-épaisseur pour la condition 003 (600 tr/min - 250 mm/min).	69
2.15	Comparaison entre carte et profil de dureté à mi-épaisseur pour la condition 006 (800 tr/min - 550 mm/min).	69
2.16	Comparaison entre les macrographies optiques et les cartes de microdureté associées, dans une coupe transverse du joint, pour : (a) condition 003 (600 tr/min - 250 mm/min); (b) condition 006 (800 tr/min - 550 mm/min). Les traits pointillés verticaux représentent le centre du joint et le bord de l'épaulement de l'outil.	70
2.17	Évolution de la dureté moyenne dans les différentes zones du cordon soudé, isolées par critère microstructural, pour les 5 configurations de soudage étudiées.	71
2.18	Evolution de la précipitation dans un alliage 7050-T651 : (a) métal de base et (b) ZAT [123].	72
3.1	Définition de la géométrie des macro-éprouvettes de traction (dimensions en mm).	76
3.2	Définition de la géométrie des micro-éprouvettes de traction (dimensions en mm).	77
3.3	Reproductibilité des essais de traction sur métal de base 2139-T8 : (a) sens de laminage; (b) sens transversal.	78
3.4	Reproductibilité des essais de micro-traction sur métal de base 2139-T8 : (a) sens de laminage; (b) sens transversal.	79
3.5	Reproductibilité des essais de traction sur métal de base 7020-T651 : (a) sens de laminage; (b) sens transversal.	80
3.6	Reproductibilité des essais de micro-traction sur métal de base 7020-T651 : (a) sens de laminage; (b) sens transversal.	81
3.7	Courbes contrainte-déformation des assemblages hétérogènes 2139 / 7020 pour les 5 paramètres de soudage. Comparaison avec les courbes de traction des matériaux de base : (a) vue globale; (b) vue de détail.	84
3.8	Photographies des modes de rupture pour le métal de base 2139-T8 dans les deux directions de prélèvement : (a) direction de laminage; (b) direction transversale.	87

3.9 Photographies des modes de rupture pour le métal de base 7020-T651 dans les deux directions de prélèvement : (a) direction de laminage; (b) direction transversale.	87
3.10 Observation au MEB des faciès de rupture sur le matériau de base 7020 (sens de laminage-RD) à différents grossissements.	88
3.11 Vues macroscopiques de la zone de rupture sur un assemblage FSW 2139/7020 après essais de traction uniaxiale. <i>Advancing Side</i> positionné à gauche.	89
3.12 Corrélation entre la localisation de la rupture et la carte de dureté pour le couple hétérogène 2139 / 7020. Condition de soudage 003 (600 tr/min - 250 mm/min). <i>Advancing Side</i> positionné à gauche.	90
3.13 Observations au MEB des faciès de rupture des macro-éprouvettes de traction à différents grossissements pour le soudage en condition 003 (600 tr/min - 250 mm/min).	91
3.14 Faciès de rupture dans le cordon de la condition 007 mettant en avant les caractéristiques très différentes entre la SANZ et la PANZ.	93
3.15 Condition BW07 : (a) Vue de dessous dans le plan CWD-WD, (b) coupe longitudinale dans le plan WD-ND. Le matériau le plus foncé correspondant au 2139 et le plus clair au 7020.	94
3.16 Synthèse du lien entre microstructure du joint et faciès de rupture. Condition 007 (1000 tr/min - 550 mm/min).	95
3.17 Courbes contrainte-déformation globales sur micro-éprouvettes de traction pour les 5 paramètres de soudage.	96
3.18 Courbe contrainte-déformation présentant schématiquement les différents niveaux de chargement (points noirs) et déchargement (points bleus) pendant l'essai de micro-traction sur éprouvette soudée 2139/7020.	100
3.19 Représentation schématique de la zone d'étude et des zones d'intérêt avec recouvrement des images de 50%.	100
3.20 Courbes contrainte-déformation sur micro-éprouvettes avec mesures de déformation par extensomètre et par calcul DIC. Comparaison pour la configuration de soudage 004 (600 tr/min - 400 mm/min).	101
3.21 Champs de déformation ϵ_{YY} , ϵ_{XX} et ϵ_{XY} déterminés par corrélation d'image pour la condition de soudage 003 (600 tr/min - 250 mm/min). Évolution en fonction du chargement au cours de l'essai de traction sur micro-éprouvette. <i>Advancing Side</i> positionné à gauche de chaque image.	102
3.22 Profils de déformation ϵ_{YY} maximale le long d'une ligne centrée dans l'épaisseur. Les traits verticaux en pointillés représentent le diamètre de l'épaulement de l'outil. Condition 003 (600 tr/min - 250 mm/min).	104
3.23 Champs de déformation ϵ_{YY} obtenus en DIC et comparaison avec les cartes de microdureté réalisées dans une coupe du joint avant chargement mécanique. Comparaison pour les 5 paramètres de soudage.	105

3.24	Corrélation entre le champ de déformation ε_{YY} révélant un manque de cohésion et la microstructure du joint. Condition de soudage 007 (1000 tr/min - 500 mm/min).	105
3.25	Définition des régions pour le prélèvement des données nécessaires au tracé des courbes locales de traction.	106
3.26	Courbes locales de traction (contrainte globale / déformation résiduelle locale) obtenues à partir du calcul DIC pour chaque zone du joint. Comparaison pour les 5 paramètres de soudage investigués.	108
3.27	Schéma de diffraction des rayons X.	110
3.28	Schématisation de la formation et distorsion d'un anneau de Debye-Scherrer lors d'une diffraction de rayons-X.	111
3.29	Distribution classique des contraintes résiduelles longitudinales sur un assemblage soudé entre deux plaques en position bout à bout.	112
3.30	Distribution de contraintes résiduelles sur la surface supérieure non polie. Comparaison pour les 5 paramètres de soudage. Les traits verticaux pointillés représentent le diamètre de l'épaulement de l'outil.	114
3.31	Distribution de contraintes résiduelles longitudinales sur la surface supérieure polie. Comparaison pour les 5 paramètres de soudage. Les traits verticaux pointillés représentent le diamètre de l'épaulement de l'outil.	115
4.1	Évolution des paramètres K et m de la loi de Norton-Hoff recalés pour l'alliage 7020-T651.	121
4.2	Évolution de la fraction β (équivalente à $\alpha_{dissipation}$) du travail mécanique transformé en chaleur pour (a) différents niveaux de déformation plastique et (b) deux vitesses de déformations plastiques pour un alliage d'aluminium 2024-T3. [59]	122
4.3	Schématisation de l'écoulement matériel dans le modèle.	123
4.4	Conditions aux limites thermiques.	125
4.5	Démarche de numérisation et modélisation de l'outil de soudage. (a) Outil réel; (b) Outil numérisé par ALICONA au format .igs; (c) Outil maillé.	126
4.6	Outil numérique complet et maillé.	127
4.7	Vue du maillage complet.	127
4.8	Décomposition des différentes zones du maillage autour de l'outil	128
4.9	Maillage de Ω_3 et Ω_4	129
4.10	Maillage de Ω_2 et Ω_4	130
4.11	Maillage de Ω_2 et Ω_3	130
4.12	Maillage de Ω_1 et Ω_2	131
4.13	Maillage de Ω_3 et Ω_5	131
4.14	Maillage de Ω_5 et Ω_6	131

4.15 Périodicité de maillage entre Ω_2 et Ω_3	132
4.16 Tétraèdre P1+/P1 [58].	133
4.17 Évolution de la température sur un point de l'outil jusqu'à stabilisation à l'état pseudo-stationnaire [34].	134
4.18 Comparaison de la montée en température pour les modèles. Soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min) instationnaire et le modèle optimisé. Condition de contact parfait entre la tôle et l'enclume.	136
4.19 Comparaison des erreurs quadratiques $\varepsilon_{quad}(t)$ pour les modèles instationnaire et optimisé : (a) vue globale, (b) zoom sur le modèle optimisé et la périodicité de l'erreur et (c) reprise de calcul de la condition optimisée vers le modèle instationnaire.	137
4.20 Champ des températures (°C) simulé pour le modèle instationnaire après 7.5s de soudage. Soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min).	139
4.21 Champ des températures (°C) simulé pour le modèle optimisé après 1s. Soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min).	140
4.22 Cinétiques de température à différentes positions dans le joint pour le modèle instationnaire et le modèle optimisé.	141
4.23 Dispositif expérimental pour les essais de soudage instrumentés.	143
4.24 Positionnement des trous de logement des thermocouples pour les essais de soudage instrumentés. Visualisation sur le support de soudage complet. <i>Advancing Side</i> positionné à gauche.	144
4.25 Numérotation des thermocouples pour les essais de soudage instrumentés. <i>Advancing Side</i> positionné à gauche.	144
4.26 Cinétique de température expérimentale mesurée par un thermocouple (TC13) pendant le soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min). Évolution pour 3 essais de soudage et comparaison avec la moyenne arithmétique.	145
4.27 Champ des températures (°C) simulé pour le modèle optimisé avec contact tôle-enclume variable. Soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min).	147
4.28 Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en début de soudure sur 7020-T651 homogène (800 tr/min - 550 mm/min).	148
4.29 Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en milieu de soudure sur 7020-T651 homogène (800 tr/min - 550 mm/min).	149
4.30 Comparaison de la distribution des températures pics mesurées et simulées pour le soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min). <i>Advancing Side</i> positionné à gauche.	150
4.31 Champ de températures maximales (°C) dans la tôle Ω_1 (coupe transversale CWD-ND). Soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min).	151

4.32	Vitesse de déformation équivalente $\dot{\epsilon}_{eq}$ dans une coupe (a) transversale (CWD-ND) et (b) longitudinale (WD-ND). Soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min).	152
4.33	Champ des températures (°C) simulé pour le modèle optimisé avec contact tôle-enclume variable. Soudage sur 7020-T651 (600 tr/min - 250 mm/min). . . .	154
4.34	Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en début de soudure sur 7020-T651 homogène (600 tr/min - 250 mm/min). . . .	155
4.35	Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en milieu de soudure sur 7020-T651 homogène (600 tr/min - 250 mm/min). . .	156
4.36	Comparaison de la distribution des températures pics mesurées et simulées pour le soudage sur 7020-T651 (600 tr/min - 250 mm/min). <i>Advancing Side</i> positionné à gauche.	157
4.37	Champ des températures maximales (°C) dans la tôle Ω_1 (coupe transversale CWD-ND). Soudage sur 7020-T651 (600 tr/min - 250 mm/min).	158
4.38	Vitesse de déformation équivalente dans une coupe (a) transversale (CWD-ND) et (b) longitudinale (WD-ND). Soudage sur 7020-T651 (600 tr/min - 250 mm/min).	158
4.39	Champs de températures maximales (°C) dans la tôle pour les deux conditions de soudage. Comparaison de l'évolution de la position des isothermes. Soudage sur 7020-T651 (600 tr/min - 250 mm/min).	160
4.40	Visualisation en coupe des champs de température (°C) dans le modèle pour les deux conditions de soudage. Soudage sur 7020-T651.	160
4.41	Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en début de soudure sur 2139-T8 homogène (800 tr/min - 550 mm/min).	161
4.42	Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en milieu de soudure sur 2139-T8 homogène (800 tr/min - 550 mm/min).	162
4.43	Champ des températures (°C) simulé pour le modèle optimisé avec contact tôle-enclume variable. Soudage sur 2139-T8 (800 tr/min - 550 mm/min).	163
4.44	Champ des températures maximales (°C) dans la tôle Ω_1 (coupe transversale CWD-ND). Soudage sur 2139-T8 (800 tr/min - 550 mm/min).	164
4.45	Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en début de soudure sur 2139-T8 homogène (600 tr/min - 250 mm/min).	165
4.46	Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en milieu de soudure sur 2139-T8 homogène (600 tr/min - 250 mm/min).	166

4.47	Champ des températures (°C) simulé pour le modèle optimisé avec contact tôle-enclume variable. Soudage sur 2139-T8 (600 tr/min - 250 mm/min).	167
4.48	Champ des températures maximales (°C) dans la tôle Ω_1 (coupe transversale CWD-ND). Soudage sur 2139-T8 (600 tr/min - 250 mm/min).	168
4.49	Visualisation en coupe des champs de température (°C) dans le modèle pour les deux conditions de soudage. Soudage sur 2139-T8.	169
4.50	Comparaison des cinétiques thermiques simulées dans les 2 matériaux : (a) Condition <i>froide</i> (800 tr/min - 550 mm/min) ; (b) Condition <i>chaude</i> (600 tr/min - 250 mm/min). Le décalage temporel est réalisé pour visualisation uniquement.	170
4.51	Comparaison de la distribution des températures pics pour les différentes configurations de l'étude (800 tr/min - 550 mm/min). <i>Advancing Side</i> positionné à gauche.	171
4.52	Synthèse du lien entre résultats de simulation numérique du soudage sur 7020-T651 et résultats expérimentaux sur configuration hétérogène 2139-T8 / 7020-T651 (600 tr/min - 250 mm/min).	172
A.1	Comparaison entre carte et profil de dureté pour la condition 003.	I
A.2	Comparaison entre carte et profil de dureté pour la condition 004.	II
A.3	Comparaison entre carte et profil de dureté pour la condition 005.	III
A.4	Comparaison entre carte et profil de dureté pour la condition 006.	IV
A.5	Comparaison entre carte et profil de dureté pour la condition 007.	V
A.6	Comparaison entre macrographie optique et les carte de microdureté associée, dans une coupe transversale du joint, pour la condition 003 (600 tr/min - 250 mm/min). Les traits pointillés verticaux représentent le centre du joint et le bord de l'épaulement de l'outil.	V
A.7	Comparaison entre macrographie optique et les carte de microdureté associée, dans une coupe transversale du joint, pour la condition 004 (600 tr/min - 400 mm/min). Les traits pointillés verticaux représentent le centre du joint et le bord de l'épaulement de l'outil.	VI
A.8	Comparaison entre macrographie optique et les carte de microdureté associée, dans une coupe transversale du joint, pour la condition 005 (800 tr/min - 400 mm/min). Les traits pointillés verticaux représentent le centre du joint et le bord de l'épaulement de l'outil.	VI
A.9	Comparaison entre macrographie optique et les carte de microdureté associée, dans une coupe transversale du joint, pour la condition 006 (800 tr/min - 550 mm/min). Les traits pointillés verticaux représentent le centre du joint et le bord de l'épaulement de l'outil.	VII
A.10	Comparaison entre macrographie optique et les carte de microdureté associée, dans une coupe transversale du joint, pour la condition 007 (1000 tr/min - 550 mm/min). Les traits pointillés verticaux représentent le centre du joint et le bord de l'épaulement de l'outil.	VII

B.1	Courbes contrainte-déformation globales sur micro-éprouvettes de traction 2139 / 7020 pour les 5 paramètres de soudage.	X
B.2	Courbes contrainte / déformation sur micro-éprouvettes avec mesures de déformation par extensomètre et par calcul DIC. Comparaison pour la condition 003 (600 tr/min - 250 mm/min).	XI
B.3	Courbes contrainte / déformation sur micro-éprouvettes avec mesures de déformation par extensomètre et par calcul DIC. Comparaison pour la condition 004 (600 tr/min - 400 mm/min).	XI
B.4	Courbes contrainte / déformation sur micro-éprouvettes avec mesures de déformation par extensomètre et par calcul DIC. Comparaison pour la condition 005 (800 tr/min - 400 mm/min).	XII
B.5	Courbes contrainte / déformation sur micro-éprouvettes avec mesures de déformation par extensomètre et par calcul DIC. Comparaison pour la condition 006 (800 tr/min - 550 mm/min).	XII
B.6	Courbes contrainte / déformation sur micro-éprouvettes avec mesures de déformation par extensomètre et par calcul DIC. Comparaison pour la condition 007 (1000 tr/min - 550 mm/min).	XIII
B.7	(a) Champs de déformation ϵ_{YY} , ϵ_{XX} et ϵ_{XY} déterminés par corrélation d'image pour la condition 003 et (b) profils de déformation ϵ_{YY} maximal le long d'une ligne centrée dans l'épaisseur. Évolution en fonction du chargement au cours de l'essai de traction sur micro-éprouvette. <i>Advancing Side</i> positionné à gauche de chaque image.	XIV
B.8	(a) Champs de déformation ϵ_{YY} , ϵ_{XX} et ϵ_{XY} déterminés par corrélation d'image pour la condition 004 et (b) profils de déformation ϵ_{YY} maximal le long d'une ligne centrée dans l'épaisseur. Évolution en fonction du chargement au cours de l'essai de traction sur micro-éprouvette. <i>Advancing Side</i> positionné à gauche de chaque image.	XV
B.9	(a) Champs de déformation ϵ_{YY} , ϵ_{XX} et ϵ_{XY} déterminés par corrélation d'image pour la condition 005 et (b) profils de déformation ϵ_{YY} maximal le long d'une ligne centrée dans l'épaisseur. Évolution en fonction du chargement au cours de l'essai de traction sur micro-éprouvette. <i>Advancing Side</i> positionné à gauche de chaque image.	XVI
B.10	(a) Champs de déformation ϵ_{YY} , ϵ_{XX} et ϵ_{XY} déterminés par corrélation d'image pour la condition 006 et (b) profils de déformation ϵ_{YY} maximal le long d'une ligne centrée dans l'épaisseur. Évolution en fonction du chargement au cours de l'essai de traction sur micro-éprouvette. <i>Advancing Side</i> positionné à gauche de chaque image.	XVII
B.11	(a) Champs de déformation ϵ_{YY} , ϵ_{XX} et ϵ_{XY} déterminés par corrélation d'image pour la condition 007 et (b) profils de déformation ϵ_{YY} maximal le long d'une ligne centrée dans l'épaisseur. Évolution en fonction du chargement au cours de l'essai de traction sur micro-éprouvette. <i>Advancing Side</i> positionné à gauche de chaque image.	XVIII

Liste des tableaux

1.1	Familles d'alliages d'aluminium	6
1.2	Séquence des principaux traitements thermiques des alliages d'aluminium	10
1.3	Séquence d'écrouissage des alliages d'aluminium	14
2.1	Composition de l'alliage d'aluminium 2139-T8, pourcentage massique.	55
2.2	Composition de l'alliage d'aluminium 7020-T651, pourcentage massique.	57
2.3	Références des échantillons, paramètres de soudage et ratio <i>R</i> de vitesse pour les cinq configurations hétérogènes 2139-T8 / 7020-T651 soudées.	59
3.1	Propriétés mécaniques à la traction à température ambiante de l'alliage 2139-T8. RD : direction de laminage; TD : direction transverse. Valeur minimum de la norme selon MIL-DTL-32341.	78
3.2	Propriétés mécaniques des éprouvettes de micro-traction à température ambiante de l'alliage 2139-T8. RD : direction de laminage; TD : direction transverse.	79
3.3	Propriétés mécaniques à la traction à température ambiante de l'alliage 7020-T651. RD : direction de laminage; TD : direction transverse. Valeur minimum de la norme selon DIN EN 485-2.	81
3.4	Propriétés mécaniques des éprouvettes de micro-traction à température ambiante de l'alliage 7020-T651. RD : direction de laminage; TD : direction transverse.	81
3.5	Propriétés mécaniques à la traction à température ambiante des assemblages soudés. Coefficients de joint calculés par rapport à l'alliage 7020-T651 suivant RD. Valeurs moyennes calculées sur 3 échantillons.	85
3.6	Classement des performances en traction en fonction des paramètres de soudage utilisés.	86
3.7	Propriétés mécaniques des éprouvettes de micro-traction à température ambiante des assemblages 2139 / 7020. Coefficients de joint calculés par rapport à l'alliage 7020-T651 suivant RD. Valeurs moyennes calculées sur 3 échantillons.	97
4.1	Paramètres thermiques utilisés pour les différentes zones du modèle.	122

4.2	Nombre d'éléments et de noeuds pour chaque zone du maillage du modèle. . .	129
4.3	Temps de calcul pour les différentes conditions de calcul pour le soudage sur 7020-T651 (800 <i>tr/min</i> - 550 <i>mm/min</i>). Condition de contact parfait entre la tôle et l'enclume.	135

Nomenclature

Lettres grecques

α	Angle de diffraction
$\alpha_{dissipation}$	Coefficient de Taylor-Quinney
ϵ_{quad}	Erreur quadratique moyenne
ϵ_{XX}	Déformation suivant l'axe X
ϵ_{XY}	Déformation de cisaillement entre les axes X et Y
ϵ_{YY}	Déformation suivant l'axe Y
$\dot{\epsilon}_0$	Vitesse de déformation de normalisation
$\dot{\epsilon}_{eq}$	Vitesse de déformation équivalente
η	Angle de diffraction
λ	Conductivité thermique
λ	Longueur d'onde des rayons-X
ω	Vitesse angulaire de l'outil
Ω	Vitesse de rotation de l'outil (tr/min)
μ	viscosité dynamique
ν	Coefficient de Poisson
Φ	Angle de rotation de l'outil
$\Phi_{\text{épaulement}}$	Diamètre de l'épaulement de l'outil
Ψ	Angle de diffraction
ρ	Masse volumique
σ	Tenseur des contraintes de Cauchy
σ	Contrainte
θ	Angle de diffraction
$\theta_{interface}$	Température à l'interface tôle-enclume
θ_{ref}	Champ de température stabilisé de référence

Lettres latines

A%	Allongement à la rupture
C_p	Chaleur spécifique
d_{hkl}	Distance interréticulaire
D	Tenseur des taux de déformation

D_{eq}	Taux de déformation équivalent
E	Module d'Young
e	Épaisseur
F	Effort
F_z	Effort normal de soudage
f_e	Coefficient de joint
h	Coefficient d'échange thermique
$h_{contact}$	Coefficient d'échange thermique à l'interface tôle-enclume
\mathbf{I}	Tenseur identité
K	Consistance du matériau
l_{pion}	Longueur du pion de l'outil
L_0	Longueur d'extensomètre
m	Sensibilité à la vitesse de déformation
p	Pas de filetage
p	Pression hydrostatique
q	Densité de flux de chaleur
R	Ratio vitesse d'avance / vitesse de rotation
Re	Limite élastique
Re'	Limite élastique après écrouissage
R_m	Résistance à la traction
$R_{p0.2}$	Limite conventionnelle d'élasticité à 0.2% de déformation
\mathbf{S}	Déviateur du tenseur des contraintes de Cauchy
S_0	Section initiale d'éprouvette de traction
t	Temps
T	Température actuelle
T_{amb}	Température ambiante
T_f	Température de fusion
T_h	Température homologue
T_{max}	Température maximale
T_{osc}	Période d'oscillation de l'erreur
v	Vitesse de la matière
\mathbf{v}_{cv}	Vitesse de convection
$\mathbf{v}_{soudage}$	Vitesse de soudage
V_{filet}	Vitesse verticale générée par le filetage de l'outil FSW

Abréviations et acronymes

ALE	Arbitrairement Lagrangien Eulérien
AS	<i>Advancing Side</i> / Côté avance
CAO	Conception Assistée par Ordinateur
CEL	Couplage Eulérien Lagrangien
cfc	Cubique faces centrées
CFD	<i>Computational Fluid Dynamics</i> / Mécanique des fluides numérique
CPU	<i>Central Processing Unit</i>
CWD	<i>Cross-Welding Direction</i> / Direction transverse à la soudure
DIC	<i>Digital Image Correlation</i> / Corrélation d'images numériques

DRX	Diffraction des rayons-X
FSW	<i>Friction Stir Welding</i> / Soudage par friction-malaxage
FSSW	<i>Friction Stir Spot Welding</i> / Soudage FSW par point
HV	Dureté Vickers
MEB	Microscope Electronique à Balayage
MEF	Méthode Éléments Finis
MB	Matériau de base
ND	<i>Normal Direction</i> / Direction normale, dans l'épaisseur de la tôle
ODF	<i>Orientation Distribution Function</i> / Fonction de distribution des orientations
PANZ	<i>Pin Affected Nugget Zone</i> / Zone affectée par le pion
RD	<i>Rolling Direction</i> / Direction de laminage
RS	<i>Retreating Side</i> / Côté recul
SANZ	<i>Shoulder Affected Nugget Zone</i> / Zone affectée par l'épaulement
SE	<i>Secondary Electrons</i> / Électrons secondaires
TC	Thermocouple
TD	<i>Transverse Direction</i> / Direction transversale
TWI	<i>The Welding Institute</i>
WD	<i>Welding Direction</i> / Direction de soudage
ZAT	Zone Affectée Thermiquement
ZATM	Zone Affectée Thermomécaniquement

Introduction

L'allègement des structures est une problématique prise en compte dans de nombreux secteurs industriels, en particulier dans les industries du transport, qu'elles soient ferroviaires, automobiles ou aéronautiques. Cette problématique est nécessaire à une époque où les enjeux écologiques et économiques nécessitent, dans le quotidien des industries, la diminution des coûts de fabrication, de la consommation des engins de transport ainsi que de la pollution engendrée. Dans cette optique, les leviers principaux sont, à la fois la conception de la pièce, afin de la designer au plus juste (quantité de matière, élaboration, fonction ...), mais aussi une optimisation des matériaux employés et des procédés de fabrication permettant la réalisation d'une structure finale.

Les alliages d'aluminium sont une bonne réponse pour obtenir des produits légers, performants tout en présentant une bonne durabilité. Actuellement ces matériaux sont déjà massivement utilisés dans de nombreux domaines. D'un point de vue production des matériaux de base, les innovations récentes concernent la production d'alliages toujours plus légers, mais surtout plus performants (résistance mécanique, corrosion, tolérance au dommage, stabilité thermique et mécanique ou encore capacité à la mise en forme). Certains alliages d'aluminium sont même développés pour être adaptés à des applications spécifiques, avec par exemple, l'élaboration de nuances dédiées aux secteurs aéronautique, automobile ou encore défense.

Au sein des procédés d'assemblage, le soudage demeure aujourd'hui la méthode d'assemblage permanent de structures métalliques la plus couramment utilisée dans l'industrie. Même si la plupart des procédés de soudage sont développés depuis de longues années, les techniques d'assemblage les plus récentes restent encore difficiles à maîtriser et font l'objet de travaux de recherche intensifs. L'utilisation de structures aluminium est un défi supplémentaire, car ces alliages présentent fréquemment une soudabilité très moyenne en procédé de soudage à l'arc. Développé depuis le début des années 1990, le soudage par friction-malaxage (FSW) est une alternative très prometteuse pour résoudre une grande partie des problèmes de soudage des alliages d'aluminium.

Contexte industriel

Cette thèse a été réalisée en contrat CIFRE au sein de l'entreprise TRA-C industrie et en partenariat avec le Laboratoire de Tribologie et Dynamique des Systèmes (LTDS) de l'École Nationale d'Ingénieurs de Saint-Étienne (ENISE). Elle a vu le jour via le démarrage, fin 2014,

du projet DISTIR (*DISsimilar friction STIR welding*) soutenu par le dispositif RAPID (régime d'appui à l'innovation duale) de la Direction Générale de l'Armement. L'objectif de ce projet, porté par TRA-C industrie sur 3 ans, est de qualifier l'intérêt du soudage par friction malaxage pour des applications aussi bien du secteur Défense que du domaine civil, avec l'utilisation de nuances d'aluminium blindés ou à très hautes propriétés mécaniques.

Constructeur de véhicules militaires, la société Renault Trucks Défense a été associée à ce projet en tant que partenaire et utilisateur final de solutions soudées. Les alliages d'aluminium sont de plus en plus utilisés dans le secteur Défense pour répondre à des problématiques d'allègement de structure, de gain de mobilité des véhicules ainsi que de consommation de carburant. Mais ces matériaux présentent également des propriétés de protection et de résistance aux sollicitations dynamiques intéressantes et prometteuses.

TRA-C industrie s'attache depuis plusieurs années à développer le procédé FSW et à l'appliquer en production industrielle sur des pièces variées à forte valeur ajoutée. Dans ce cadre, le projet DISTIR et la thèse ont pour objectif de monter en compétence pour amener à une maîtrise complète du procédé et des assemblages associés afin de proposer de nouvelles applications innovantes à différents secteurs d'activités.

Ceci passe donc par une étude détaillée du procédé de soudage d'un point de vue expérimental. Il est nécessaire de pouvoir répondre aux questions suivantes : comment doivent évoluer les paramètres de soudage en fonction des différentes configurations soudées ? Quelles sont les influences lors de la modification des matériaux ou des épaisseurs ?

La compréhension de tous ces phénomènes engendrés par la modification des conditions de soudage permet d'aider au développement et à la qualification des applications clients. Tout ceci rend aussi possible le positionnement du soudage FSW par rapport aux autres procédés classiques de soudage à l'arc. En effet, le soudage des alliages d'aluminium à hautes propriétés mécaniques est réputé très difficile. Dans ce contexte, il est nécessaire de connaître et quantifier les apports du procédé de soudage FSW par rapport à cette problématique de performance.

Le projet DISTIR a été l'occasion de travailler sur plusieurs types de matériaux ; essentiellement des alliages d'aluminium, mais une partie de l'étude a aussi pu être conduite sur certains aciers (acier de construction - S700MC et acier à blindage très haute dureté). Tous les assemblages réalisés n'ont pas uniquement été obtenus en configuration homogène mais aussi en configuration d'assemblage hétérogène multi-matériaux. Le soudage hétérogène permet de répondre à plusieurs problématiques, à la fois structurelles, mais aussi fonctionnelles. Ainsi, c'est le moyen d'assembler différentes pièces fonctionnelles qui pourraient être traditionnellement boulonnées ou rivetées. De plus, ce type de jonction permet de construire des composants hybrides, dans le but de répondre très spécifiquement aux besoins d'une pièce en mariant des matériaux aux propriétés variées que l'on vient placer spécifiquement où le besoin se fait. Ce projet est aussi l'opportunité pour TRA-C industrie de poursuivre ses développements sur le soudage FSW en intégrant la maîtrise des assemblages hétérogènes. Les travaux réalisés sur plusieurs couples hétérogènes ont amorcé cette étude et ont pu être publiés par Giraud et al. [46].

Dans ce manuscrit nous ne retrouverons qu'une partie des travaux réalisés en s'intéressant tout particulièrement au soudage hétérogène sur les alliages d'aluminium des séries 2xxx et 7xxx.

Contexte scientifique

Cette étude ne se destine pas directement à l'étude d'une pièce réelle produite en application industrielle, mais plus à caractériser le potentiel de tels assemblages hétérogènes. Ainsi, elle vise à définir le comportement d'un assemblage soudé sous chargement et essayer d'établir la relation entre microstructure de soudage et comportement mécanique.

Cette thèse s'inscrit donc dans une démarche de compréhension des divers phénomènes induits lors du soudage hétérogène d'alliages d'aluminium par le procédé FSW. Comme nous le verrons au cours de cette étude, les applications du soudage FSW hétérogène ne sont pas totalement nouvelles, mais contrairement au soudage réalisé en configuration homogène, chaque nouveau couple à étudier est un cas spécifique et demande des développements particuliers. Nous tâcherons malgré tout d'essayer de généraliser les observations sur les assemblages entre séries 2xxx et 7xxx. L'approche scientifique a pour objectif d'introduire une dimension plus physique à certaines observations qui sont jusqu'alors souvent empiriques et issus de longues campagnes expérimentales.

Un des objectifs de ces travaux est notamment d'arriver à proposer des informations aux responsables de calculs de structures, à la fois sur les possibilités d'assemblages, mais aussi sur les performances mécaniques envisageables. Ces informations peuvent ensuite être intégrée à des modèles plus complexes et dédiés à certaines applications.

Les travaux de cette thèse s'inscrivent aussi dans la poursuite des développements réalisés au sein du LTDS/ENISE pour la modélisation et la simulation numérique des opérations de soudage. Un modèle numérique a notamment été proposé par E. Feulvarch [35] pour le soudage FSW des alliages d'aluminium. Enrichi depuis les premiers développements, ce modèle a fait ses preuves sur différentes applications simples. Il reste cependant nécessaire de poursuivre les optimisations pour se rapprocher de conditions réelles d'application et confronter les résultats numériques à des résultats expérimentaux. L'approche complémentaire que l'on souhaite intégrer se veut globale en prenant notamment en compte l'influence d'une géométrie complexe d'outil de soudage. De même, la compréhension des échanges thermiques dans un modèle thermomécanique 3D complet, en vue de remonter à toute la thermique dans un assemblage sera considérée. Les objectifs de l'étude consistent donc à participer au développement d'un modèle numérique de soudage robuste, pouvant restituer le comportement thermomécanique des assemblages soudés.

Toutes les démarches numériques réalisées dans le cadre de cette thèse ont aussi pour but d'arriver à se positionner au plus proche des contraintes du milieu industriel en gardant à l'esprit les contraintes qu'il peut présenter.

Actuellement, les outils de simulation numérique ne sont pas utilisés par TRA-C industrie pour participer aux développements relatifs au soudage FSW. Néanmoins, dans un contexte industriel toujours plus compétitif et exigeant, ces outils présentent beaucoup d'intérêt pour les études paramétriques en essayant de limiter les coûts des études expérimentales.

Plan du manuscrit

L'étude détaillée dans ce manuscrit de thèse se compose de quatre chapitres organisés autour de la caractérisation des assemblages hétérogènes soudés :

Le premier chapitre fera une synthèse globale des éléments bibliographiques existants sur le sujet du soudage FSW, des alliages d'aluminium ainsi que de la simulation du procédé avec les différentes approches et modèles mis en place.

Le second chapitre détaillera à la fois la campagne expérimentale de soudage sur un assemblage hétérogène 2139-T8 / 7020-T651, mais aussi la caractérisation microstructurale des différentes zones. L'accent sera mis en particulier sur l'influence des paramètres de soudage sur les évolutions microstructurales.

Le troisième chapitre s'attachera à décrire l'analyse expérimentale du comportement mécanique des assemblages hétérogènes. Cette analyse sera réalisée à deux échelles d'observation : macroscopique et microscopique, afin de comprendre le comportement global, mais aussi les évolutions locales mises en place lors d'une sollicitation mécanique statique.

Le quatrième chapitre se focalisera sur les développements réalisés pour la simulation numérique du procédé. Un point tout particulier sera détaillé à propos de l'optimisation des temps de calcul; l'objectif étant d'atteindre un ordre de grandeur envisageable pour des études industrielles et paramétriques. Ces études passeront par la comparaison des champs de températures obtenus lors d'essais expérimentaux de soudage sur des alliages d'aluminium, dans différentes configurations, avec les résultats tirés des différentes simulations numériques en phase stationnaire.

CHAPITRE 1

Synthèse bibliographique

La bibliographie se fait après et non avant d'aborder un sujet de recherche.

Jean PERRIN

Sommaire

1.1 Alliages d'aluminium	6
1.1.1 Alliages à durcissement structural	7
1.1.2 Alliages à durcissement par écrouissage	12
1.2 Le soudage par friction-malaxage	14
1.2.1 Principe	14
1.2.2 Microstructure des joint soudés FSW	18
1.2.3 Tenue mécanique des assemblages FSW	29
1.3 Simulation numérique du procédé de soudage FSW	38
1.3.1 Généralités	38
1.3.2 Formalismes	39
1.3.3 Modélisation de la physique	44
1.3.4 Modélisations couplées	47

1.1 Alliages d'aluminium

L'aluminium est un des métaux le plus utilisé au monde. On le retrouve très peu sous sa forme pure, mais bien plus souvent sous la forme d'alliage dans lequel on retrouve de nombreux éléments d'addition. De plus il est défini comme un alliage léger avec une masse volumique $\rho = 2.7 \text{ g/cm}^3$. D'un point de vue métallurgique, sa structure cristalline est cubique à faces centrées (Figure 1.1).

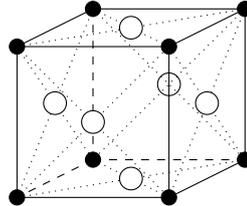


FIGURE 1.1 – Structure cristalline cubique face centrée

On retrouve principalement les alliages d'aluminium disponibles sous deux formes : produits de corroyage et produits de fonderie. Les produits de corroyage (tôles, plaques, profils ou barres) sont à mettre en opposition aux produits de fonderie. Ils sont obtenus par transformation à chaud et/ou à froid (laminage, extrusion...) suite à la mise en forme en lingots de fonderie. Dans cette étude, les travaux se limiteront uniquement aux produits de corroyage. En métallurgie de l'aluminium, les désignations des alliages de corroyage sont liées à l'élément chimique principalement présent dans l'alliage. Ainsi on retrouve cinq éléments d'alliages qui sont : Cuivre (*Cu*), Manganèse (*Mn*), Magnésium (*Mg*), Silicium (*Si*) et Zinc (*Zn*). Ces éléments d'alliages sont alors à la base de la classification en 8 familles, ou séries, que l'on désigne généralement par leurs numéros présentés dans le Tableau 1.1.

Série	Élément d'alliage principal
1xxx	Aucun
2xxx	Cuivre
3xxx	Manganèse
4xxx	Silicium
5xxx	Magnésium
6xxx	Magnésium - Silicium
7xxx	Zinc
8xxx	Autres éléments

TABLEAU 1.1 – Familles d'alliages d'aluminium

Au travers de ces séries, deux groupes d'alliages d'aluminium de corroyage existent et sont séparés en fonction du mode de durcissement. On distingue ainsi les alliages à durcissement structural ou durcissement par traitement thermique (alliages dits "trempants") et les alliages à durcissement par écrouissage pour lesquels une déformation plastique permet l'augmentation des propriétés mécaniques.

1.1.1 Alliages à durcissement structural

Généralités

Le maintien à une température inférieure à 250°C après passage à haute température permet un vieillissement de ces matériaux et pour certaines nuances une augmentation de leurs propriétés mécaniques. Ce durcissement est principalement dû à la précipitation de phases durcissantes formées à partir des différents éléments d'alliage présents dans le matériau. Ce sont les phénomènes de dissolution-(re)précipitation qui régissent essentiellement l'évolution de la dureté de ces matériaux. Ils trouvent un grand nombre d'applications dans les domaines mécanique et aéronautique pour leur faible densité relative associée à de bonnes caractéristiques mécaniques.

Série 2xxx

Alliage d'aluminium dont l'élément d'alliage principal est le cuivre (Al-Cu). C'est la plus ancienne famille des alliages à durcissement structural, qui a connu ses premiers développements avec la découverte du phénomène de durcissement structural au début des années 1900 avec le Duralumin. De très nombreuses applications aéronautiques utilisent ces alliages d'aluminium depuis la Seconde Guerre Mondiale du fait de leur haute résistance mécanique. Parmi cette série, l'alliage d'aluminium Al-Cu-Mg 2024 a fait l'objet de nombreuses études approfondies, notamment pour son utilisation sur les avions (fuselage et intrados de voilure notamment) [45, 140, 56, 8]. Dans le contexte aéronautique et aérospatial, ce sont les bonnes propriétés de tolérance aux dommages qui sont recherchées pour les alliages de la série 2xxx. En revanche, la résistance à la corrosion est plutôt médiocre et nécessite l'utilisation d'une protection si l'utilisation a lieu en environnement agressif ou corrosif. Afin d'éviter la corrosion intergranulaire sur les fuselages d'avions, les alliages de la série 2xxx sont utilisés avec un revêtement de protection supplémentaire [140].

Les développements les plus récents concernent les alliages avec addition de lithium. Pour chaque pourcentage de lithium ajouté, la densité diminue de 3% tandis que le module d'élasticité augmente d'environ 6% [100]. La troisième génération d'alliages Al-Cu-Li (2050, 2198) permet d'obtenir de meilleures performances mécaniques ainsi qu'une amélioration de la tenue à la corrosion [75, 18, 27].

Les alliages de la série 2xxx font partie des alliages d'aluminium ayant les plus hautes propriétés mécaniques. Cependant la limite élastique est souvent plus basse que les alliages de la série 7xxx. En contrepartie, ils possèdent une bien meilleure ténacité comme décrit sur la Figure 1.2 [140].

D'un point de vue mise en forme et assemblage, on considère une grande partie de ces alliages comme non-soudables en procédé conventionnel à l'arc en raison de leur sensibilité à la fissuration à chaud [88], à la trempe [26] et à la corrosion sous contrainte. Une procédure de soudage correcte associée à certaines précautions permettent cependant de souder ces alliages.

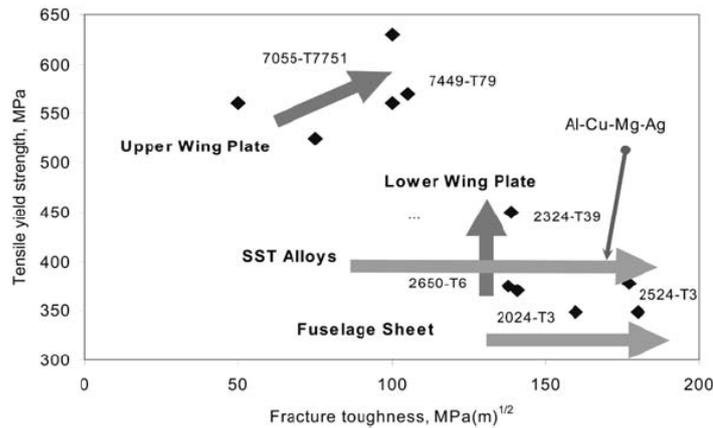


FIGURE 1.2 – Graphique comparant les améliorations de limite élastique à la traction et de ténacité pour les alliages d'aluminium des séries 2xxx et 7xxx [140].

Série 4xxx

Alliage d'aluminium dont l'élément d'alliage principal est le silicium (Al-Si). L'ajout de silicium réduit le point de fusion de l'alliage et améliore sa fluidité lorsqu'il est fondu. Ces caractéristiques font donc des alliages de la série 4xxx de bons candidats à l'utilisation en tant que métal d'apport pour le soudage à l'arc (4043 - AlSi5 par exemple pour souder les séries 6xxx en TIG ou MIG), car ils permettent de diminuer notablement la sensibilité à la fissuration dans le cordon [66]. On retrouve aussi l'utilisation des alliages de la série 4xxx comme métal d'apport en brasage fort de pièces aluminium [11].

Série 6xxx

Alliage d'aluminium dont les éléments d'alliage principaux sont le silicium et le magnésium (Al-Si-Mg). C'est notamment l'ajout de silicium qui permet d'augmenter de manière importante la limite d'élasticité pour pouvoir atteindre des caractéristiques mécaniques élevées ($R_m \sim 310$ MPa pour le 6082). Ces alliages sont très courants et communément utilisés pour la réalisation de profilés de grandes longueurs par filage / extrusion. Ils possèdent une bonne aptitude à la transformation à chaud ou encore à froid si l'utilisation se fait à l'état recuit. En prenant certaines précautions, ces alliages possèdent aussi une bonne aptitude au soudage à l'arc.

Série 7xxx

Alliage d'aluminium dont l'élément d'alliage principal est le zinc (Al-Zn). Les alliages de la série 7xxx sont les alliages d'aluminium présentant les plus hautes propriétés mécaniques de toutes les séries (résistance mécanique pouvant aller jusqu'à $R_m = 600$ MPa. Figure 1.2). Dans cette série on distingue deux groupes : les alliages avec addition de cuivre (Cu) et ceux sans addition de cuivre. L'ajout de cuivre amène les plus hautes propriétés mécaniques et dureté tout en réduisant la sensibilité à la corrosion sous contrainte [85]. En revanche, cela favorise aussi les phénomènes de fissuration à chaud en augmentant la sensibilité à la trempe ce qui rend souvent très difficile le soudage de ces alliages. Les alliages sans addition

de cuivre sont moins performants mais présentent cependant une meilleure soudabilité.

Cette série d'alliages d'aluminium est très présente dans les pièces structurales épaisses et fortement sollicitées du domaine aéronautique [100] avec notamment une utilisation pour des éléments travaillant en compression tels que la partie supérieure de la structure des ailes d'avion (nervures et longerons par exemple [25, 39]). Les nuances que l'on retrouve le plus fréquemment en application sont le 7075 et le 7050. Par ailleurs, ce sont aussi les nuances les plus étudiées et documentées pour tout ce qui concerne le soudage FSW et le lien entre microstructure, métallurgie du cordon et performances mécaniques [87, 86, 83, 144].

Traitements thermiques des alliages à durcissement structural

Le traitement thermique des alliages d'aluminium est généralement défini par les 4 principales étapes présentées ci-dessous (Figure 1.3) ainsi que par les désignations des différents états métallurgiques dans le Tableau 1.2.

- *Mise en solution* : maintien à une température au dessus du solvus des éléments d'alliage (environ 450-475°C pour les alliages de la série 7xxx [121]) pour une dissolution complète dans la matrice d'aluminium.
- *Trempe* : refroidissement de la température de mise en solution à une température inférieure. La trempe doit être suffisamment rapide pour empêcher la formation de précipités intermétalliques instables : c'est une condition hors équilibre.
- *Détensionnement* : pendant l'étape de trempe, des contraintes résiduelles importantes peuvent se former. Afin de stabiliser le produit et de relâcher ces contraintes, un détensionnement par déformation plastique (traction ou compression) de l'ordre de 0.5 à 3% peut avoir lieu.
- *Maturation / vieillissement* : on distingue deux grands modes de vieillissement. Le vieillissement naturel où le produit va refroidir à température ambiante jusqu'à stabilité, ou encore le vieillissement artificiel pour lequel la stabilité est atteinte à une température plus élevée variant de 100 à 200°C.

L'étape de vieillissement est primordiale dans la production des alliages à durcissement structural : on peut ainsi relier directement le temps de vieillissement aux performances mécaniques obtenues telles que la dureté (Figure 1.4), la ténacité ou encore la tenue à la corrosion [26].

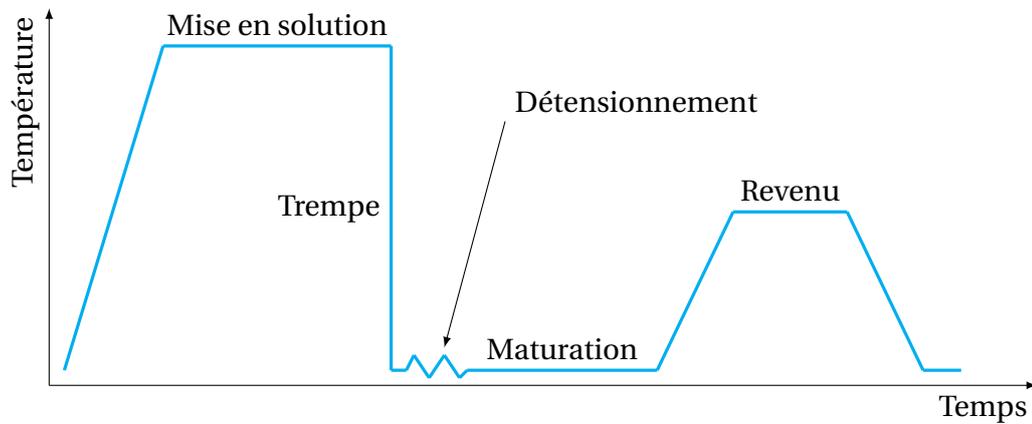


FIGURE 1.3 – Traitements thermiques des alliages d'aluminium à durcissement structural

État	Définition	Détails
O	Recuit	
T3	Mise en solution, trempe, écrouissage, vieillissement naturel	
T4	Mise en solution, trempe, vieillissement naturel	
T6	Mise en solution, trempe, vieillissement artificiel	Etat dit au pic de durcissement
T7	Mise en solution, trempe et sur-revenu	T7x : indique le niveau de sur-revenu (de 9 à 3)
T8	Mise en solution, trempe, écrouissage, vieillissement artificiel	
Tx51	Ajout d'une étape de détensionnement par traction	
Tx52	Ajout d'une étape de détensionnement par compression	

TABLEAU 1.2 – Séquence des principaux traitements thermiques des alliages d'aluminium

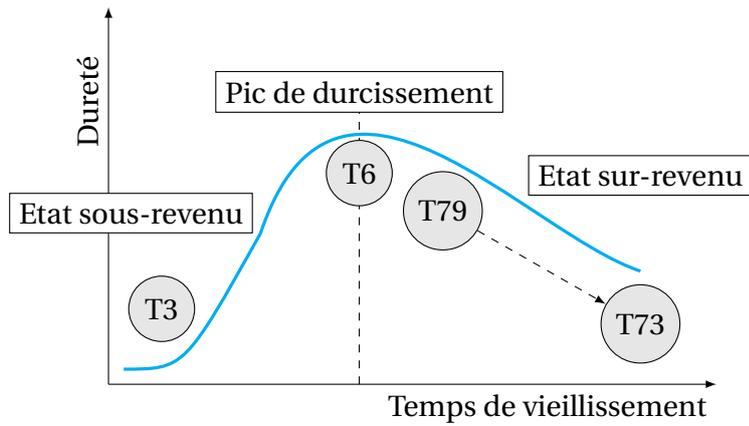


FIGURE 1.4 – Évolution schématique de la dureté en fonction du temps de vieillissement et états thermiques associés. D’après [39].

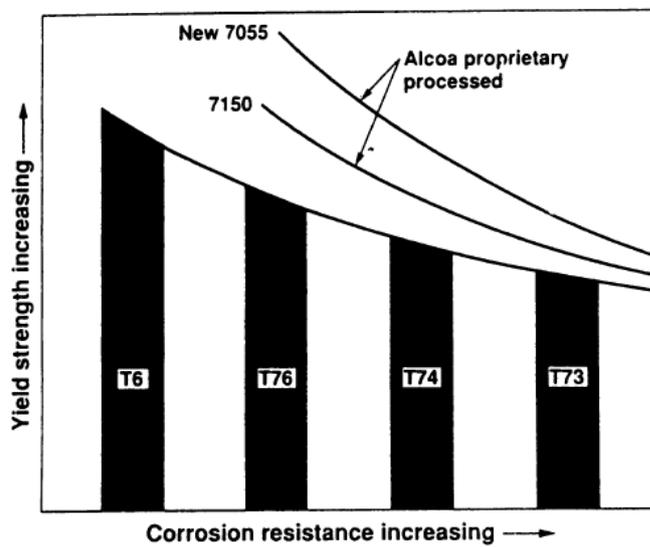


FIGURE 1.5 – Illustration schématique des effets du sur-revenu sur la limite élastique et la tenue à la corrosion de différents alliages de la série 7xxx [100].

1.1.2 Alliages à durcissement par écrouissage

Généralités

Ces alliages ne peuvent pas être traités thermiquement. Le traitement se fait alors par écrouissage (laminage, étirage) lors de la mise en forme du produit. La déformation plastique à froid du matériau déclenche la multiplication des dislocations et leur mouvement au sein de la microstructure. La réduction de leur capacité à se déplacer, au moyen d'une accumulation aux joints de grains par exemple, amène à une augmentation de la résistance mécanique. De cette manière, il est nécessaire d'amener une contrainte plus importante pour générer une nouvelle déformation plastique du matériau. Il est ainsi possible d'augmenter la limite élastique et la dureté, mais ce phénomène amène aussi à une diminution de la ductilité. Plus le taux d'écrouissage est élevé, plus l'augmentation de dureté est importante. L'utilisation d'un recuit post-écrouissage est parfois inévitable pour obtenir un bon compromis entre résistance et ductilité, tout en maîtrisant la microstructure et la taille de grains via des phénomènes de restauration-recristallisation [45].

La Figure 1.6 illustre schématiquement le principe du durcissement et de l'augmentation de propriété mécanique par écrouissage. Lors d'un premier chargement, la contrainte va augmenter jusqu'à atteindre le seuil d'élasticité (limite élastique Re), puis entrer dans le domaine plastique. En cours de plastification, si l'on stoppe le chargement (point M) et que l'on décharge la structure, la contrainte va redescendre à une valeur nulle. Cependant le retour élastique entraîne le maintien d'une déformation résiduelle de la structure (point O'). Si une reprise du chargement est effectuée, elle démarre à partir de ce point jusqu'à un nouveau seuil d'élasticité pour définir une nouvelle limite élastique Re' , plus haute que la précédente limite élastique Re .

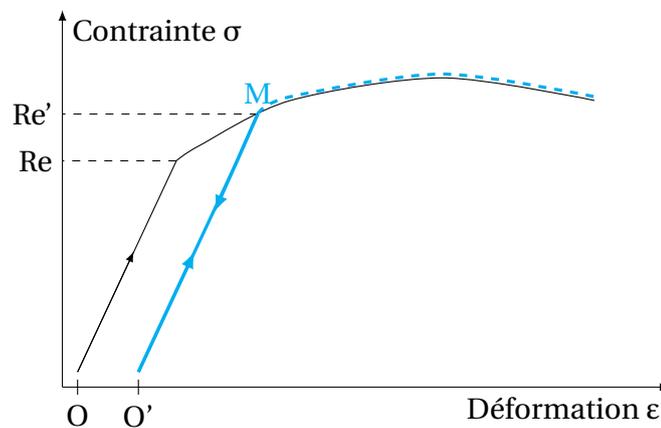


FIGURE 1.6 – Courbe contrainte-déformation illustrant le principe du durcissement par écrouissage.

Série 1xxx

Alliage d'aluminium non allié ou aluminium "pur" (proportion Al > 99%). Les domaines d'applications sont assez limités, les utilisations se retrouvent principalement sur des produits simples pour lesquels les propriétés de base de l'aluminium sont recherchées (légereté,

hautes conductivités thermique et électrique et résistance à la corrosion) : revêtements de façade, couverture, cuves, échangeurs thermiques.

Série 3xxx

Alliage d'aluminium dont l'élément d'alliage principal est le manganèse (Al-Mn). Les alliages de la série 3xxx possèdent une bonne résistance à la corrosion atmosphérique et trouvent leur principales applications dans l'industrie du bâtiment et des échangeurs thermiques [137] ainsi que pour une utilisation à haute température.

Série 5xxx

Alliage d'aluminium dont l'élément d'alliage principal est le magnésium (Al-Mg). L'ajout de magnésium engendre une baisse de la masse volumique de l'aluminium (0,5% pour 1% de Mg ajouté) associé à une augmentation de la limite élastique de manière proportionnelle [137]. Cependant une limite de 5% est conseillée pour conserver une bonne stabilité structurelle.

Les alliages de la série 5xxx sont le groupe d'alliages présentant la résistance mécanique la plus élevée de la famille des alliages à durcissement par écrouissage. Ils s'illustrent par une très bonne résistance à la corrosion feuilletante et à la corrosion sous contrainte [31]. Associés à une très bonne aptitude au soudage TIG et MIG, ces phénomènes ont permis des développements importants en chaudronnerie et en applications navales. Il est à noter que la résistance mécanique associée aux assemblages soudés est sensiblement celle du métal de base lorsqu'on l'utilise à l'état recuit.

Ils peuvent aussi servir de métal d'apport lors du soudage à l'arc (Al-Mg-5 pour le soudage des séries 5xxx ou 7xxx). Certains niveaux élevés d'écrouissage les rendent aussi attractifs pour les applications en fortes épaisseurs du secteur Défense pour lesquelles ils présentent un bon comportement face aux menaces balistiques [115].

Série 8xxx

Ces nuances, très peu utilisées, regroupent les alliages développés à partir d'autres éléments d'alliage tels que le fer et le nickel. On les retrouve dans quelques applications de fines épaisseurs sous la forme de feuilles minces.

États d'écrouissage

Les états d'écrouissage sont désignés par la lettre H suivie d'une succession de numéros faisant état du traitement et du niveau d'écrouissage. Le Tableau 1.3 regroupe les principales dénominations normalisées (d'autres niveaux intermédiaires peuvent parfois être retrouvés sur certains produits commerciaux spécifiques).

Traitement	1 ^{er} chiffre	2 nd chiffre	
H1	Écroui	2	1/4 dur
H2	Écroui - recuit	4	1/2 dur
H3	Écroui - stabilisé	6	3/4 dur
		8	état dur
		9	état extra dur

TABLEAU 1.3 – Séquence d'écrouissage des alliages d'aluminium

1.2 Le soudage par friction-malaxage

1.2.1 Principe

Le soudage par friction malaxage (*Friction Stir Welding* - FSW) est un procédé de soudage récent, inventé et développé par *The Welding Institute* (TWI) en 1991 [131]. Il repose sur le principe d'un échauffement lié au frottement d'un outil en rotation ainsi qu'aux déformations plastiques engendrées par le malaxage (Figure 1.7). Ces effets combinés amènent la matière dans un état malléable, susceptible d'être travaillé pour créer une soudure de proche en proche lors de l'avance de l'outil. Son développement intensif depuis plusieurs années a mené à la possibilité de souder des matériaux jusqu'alors considérés comme difficilement soudables, voir non soudables, tels que certains alliages d'aluminium à hautes performances des séries 2xxx et 7xxx. En effet, contrairement aux procédés de soudage par fusion, le soudage est réalisé en phase solide : la température maximale atteinte localement est bien inférieure à la température de fusion du matériau à souder. On considère souvent la relation suivante : $0,6T_f < T < 0,9T_f$ (avec T_f : température de fusion de l'alliage) [91, 90].

Il est en effet montré que l'on atteint des températures locales autour de l'outil pouvant avoisiner les 500°C dans le cas du soudage FSW des aluminiums [44] ($T_f \approx 650^\circ\text{C}$) et autour de 900 à 1000°C pour le soudage des aciers [130] ($T_f \approx 1450^\circ\text{C}$). Ces données sont principalement obtenues en essais, par mesure lors du soudage, mais la simulation numérique est un outil pertinent pour avoir accès aux informations très locales qui ne sont pas mesurables expérimentalement [42]. Le soudage en phase solide permet ainsi d'éviter les problèmes récurrents liés à la présence d'un bain de fusion (fissuration à chaud et à froid, présence de porosités dues à un manque de dissolution de l'Hydrogène, microstructure dendritique de solidification ...) que l'on rencontre très fréquemment en soudage traditionnel [151, 81].

Concernant le soudage des alliages d'aluminium, on peut notamment citer un extrait d'un ouvrage de la société Pechiney publié en 1964 dans lequel les auteurs expliquent que : « *Pour être qualifié de soudable, un alliage doit présenter des caractéristiques mécaniques sur cordon de soudure assez proches de celles du métal de base, ce qui élimine les alliages à traitement thermique* ». Cette remarque, valable à l'époque, est maintenant largement remise en question avec les importantes évolutions qui se sont développées concernant les procédés de soudage (soudage laser, faisceau d'électrons...) et la technologie associée (électronique dans les postes en soudage à l'arc par exemple). Ces avancées sont telles qu'il est tout à fait envisageable de souder les alliages à traitement thermique en atteignant des propriétés mécaniques correctes. Depuis 1964, la connaissance et la maîtrise des cycles de dur-

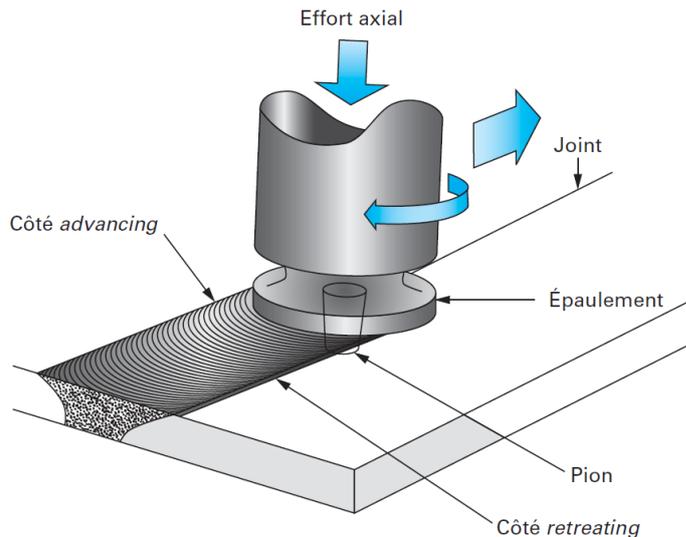


FIGURE 1.7 – Schéma de principe du Friction Stir Welding [36]

cissement structural couplées à une meilleure compréhension des traitements thermiques post-soudage sont des atouts importants qui permettent dorénavant d'atteindre des caractéristiques mécaniques élevées.

Différentes variables permettent de jouer sur le procédé et la qualité de l'assemblage produit. Mais trois paramètres principaux régissent le procédé et permettent l'obtention d'un cordon de qualité : la vitesse de rotation de l'outil (exprimée en tr/min), la vitesse d'avance ou vitesse de soudage (en mm/min) et l'effort normal (généralement en kN) exercé par l'épaulement de l'outil sur la tôle. La vitesse de rotation permet le frottement continu entre l'outil et la matière et génère la majorité de la chaleur nécessaire au ramollissement de la matière. On considère qu'un partage a lieu pour l'origine de la chaleur produite : une partie provient du frottement, tandis que le reste est fourni par les déformations plastiques dans le matériau. Les avis divergent dans la littérature quant aux valeurs de ce partage pour savoir si le frottement est prépondérant sur les déformations plastiques. On peut cependant remettre en cause des conclusions parfois trop hâtives, car d'un point de vue expérimental, ces informations ne sont pas accessibles ni mesurables de manière immédiate. La vitesse d'avance est reliée directement à la productivité du procédé car elle correspond au temps passé dans une zone à souder. C'est le mouvement combiné avance-rotation qui permet de générer un malaxage correct de la matière. L'effort normal quant à lui sert à créer un effet de forgeage de la matière malaxée et participe directement à la formation d'un joint compact. L'utilisation d'une légère inclinaison de l'outil vers l'arrière, aussi appelé *tilt*, souvent compris entre 0,5 et 3 degrés permet d'améliorer l'état de surface, de diminuer la formation des bavures tout en améliorant la qualité interne du cordon. L'effet d'avalancement de la matière est accentué sur le front avant de l'outil tandis que l'arrière exerce un effort supplémentaire de forgeage (Figure 1.8).

Le soudage FSW est un procédé dit "asymétrique" par rapport à la ligne de soudage. En effet, on définit un côté avance (*Advancing Side* - AS) où les vecteurs vitesse de rotation et vitesse d'avance vont dans la même direction, tandis que le côté recul (*Retreating Side* - RS)

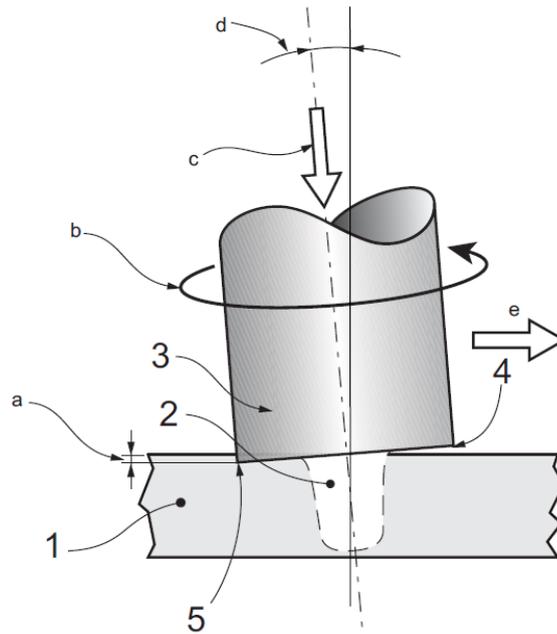


FIGURE 1.8 – Illustration de l'angle d'inclinaison de l'outil ou *tilt*. Reproduction tirée de la norme NF EN ISO 25239-1.

correspond au côté où les vecteurs vitesse de rotation et vitesse d'avance sont opposés (Figure 1.9). Cette distinction a très souvent une importance majeure notamment pour l'étude du flux de matière dans le joint soudé [21], ou encore lors du choix du positionnement des matériaux lors du soudage hétérogène des alliages d'aluminium [116, 98, 46].

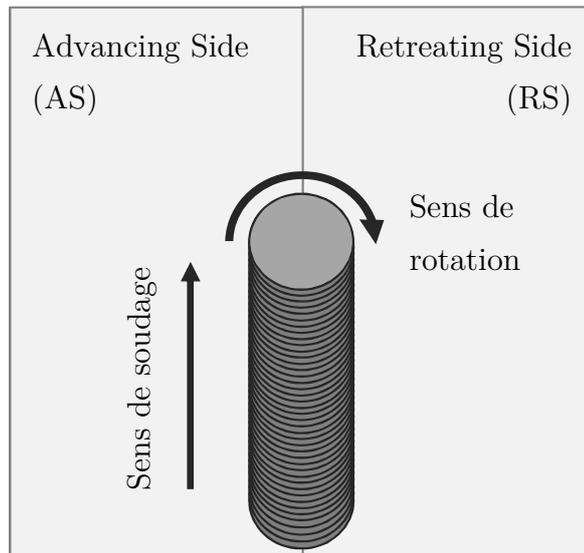


FIGURE 1.9 – Illustration des côtés avance (AS) et recul (RS)

Avantages

Au cours de ces dernières années, les applications intégrant le soudage FSW se développent en masse grâce au très fort attrait que voient les industriels dans ce procédé de soudage. De nombreux avantages peuvent être listés pour l'utilisation de la technologie de soudage FSW. On retient notamment :

- pas de métal d'apport nécessaire;
- pas de préparation préalable des tôles soudées : absence de chanfreins ou de préparation spécifique comme nécessaire en soudage à l'arc. Le soudage sur chants de tôles bruts de découpe est possible;
- absence de fumées nocives et de système d'extraction;
- pas de gaz de protection de la zone soudée. Un gaz peut éventuellement être présent dans le cas du soudage FSW des aciers afin éviter l'oxydation locale potentielle pendant le soudage [130] ou bien encore pour préserver la longévité de l'outil;
- soudage en dessous de la température de fusion du matériau;
- évite les problèmes présents lors de la solidification du bain de fusion : fissuration à chaud ou à froid. L'absence de gaz évite aussi la solubilité de l'hydrogène dans le bain et la création de porosités au refroidissement;
- distorsions des tôles soudées absentes ou très peu présentes;
- nombreuses configurations et positions de soudage possibles : bout à bout, recouvrement, à clin, en "T", en angle...

Inconvénients

Malgré sa très forte attractivité, le soudage FSW possède néanmoins quelques inconvénients, qui restent la plupart du temps inhérents aux capacités de production :

- en raison des efforts importants engendrés par le procédé (latéraux et normaux principalement), il est nécessaire de brider de manière très rigide l'assemblage à souder sur une table ou un outillage dédié. Le soudage sur site ou en chantier est impossible;
- accessibilité de la tête de soudage à la zone à souder : limite parfois les applications et la manière de souder les pièces;
- nécessité d'intégrer le procédé dans la phase de conception : modifications éventuelles de certaines géométries de pièces pour prendre en compte le procédé et ses contraintes;
- présence d'un trou en fin de soudure lors du retrait de l'outil. Cependant, si elle est problématique, l'empreinte de l'outil peut être évitée de plusieurs manières et notamment par l'utilisation de la technologie d'outil à pion rétractable.

1.2.2 Microstructure des joint soudés FSW

Le procédé FSW a particulièrement été développé pour le soudage des métaux tendres et alliages légers : alliages d'aluminium, magnésium et cuivre. Cependant, de nombreuses études sont aussi en cours pour optimiser les opérations de soudage des matériaux durs et à hautes caractéristiques mécaniques comme l'acier, l'inox et le titane [130, 107, 4].

Microstructure résultante

Un joint soudé est constitué de différentes zones dans lesquelles une forte évolution métallurgique permet de discerner plusieurs frontières et comportements locaux. L'évolution de la taille des grains, leur orientation, la texture cristalline et la précipitation sont autant de paramètres qui ont une importance majeure pour ces zones, et par extension, le comportement global du joint. On définit généralement 4 zones dans un joint soudé par friction malaxage, listée successivement depuis la partie extérieure jusqu'au centre du joint (cf. Figure 1.10).

- *Matériau de Base (MB)* : c'est la zone qui n'est pas affectée par le procédé. L'apport de chaleur fourni par le frottement de l'outil et la déformation plastique n'engendre pas de modifications structurales de la matière dans cette zone : les caractéristiques mécaniques et métallurgiques d'origine sont conservées.
- *Zone Affectée Thermiquement (ZAT)* : cette zone est uniquement affectée par l'élévation de température dans la périphérie du joint (de 150 à 350°C [54, 46]) et ne subit aucune déformation. Selon les nuances soudées, elle peut être le lieu d'évolutions structurales telles que le grossissement de grains (alliages de la série 5xxx essentiellement). Sa largeur va dépendre de l'histoire thermique directement liée aux paramètres de soudage et aux pertes de chaleur à l'extérieur du système (diffusion dans l'outillage, échange avec l'air ambiant etc...).
- *Zone Affectée Thermo-mécaniquement (ZATM)* : cette zone est affectée, à la fois, par l'élévation de température dans la matière, mais aussi par la déformation plastique due au malaxage de la matière par la rotation de l'outil, et plus particulièrement du pion. D'un point de vue métallurgique, la microstructure est la plus perturbée du cordon : les grains sont déformés suivant le mouvement de l'outil. Les pics de température dans cette zone peuvent atteindre 350 à plus de 500°C [65, 44, 89]. La distinction des côtés AS et RS est aussi particulièrement marquée dans la ZATM. Le côté AS montre généralement une évolution de microstructure très brutale tandis qu'elle est moins marquée et plus étendue du côté RS.
- *Noyau* : cette zone est le centre du cordon de soudure et est localisée autour du pion de l'outil. C'est ici que la température est la plus élevée (autour de 500°C) et les déformations plastiques les plus importantes. L'apport de chaleur important lié aux déformations plastiques, associé à d'importantes vitesses de déformation, permet de déclencher, dans la plupart des cas, des phénomènes de restauration-recristallisation des grains. Ces mécanismes permettent ainsi d'obtenir localement des grains équiaxes de très petite taille ayant un diamètre pouvant aller de 20 µm à quelques microns [91]. Comme illustré sur la Figure 1.9, l'asymétrie du procédé a aussi un impact important

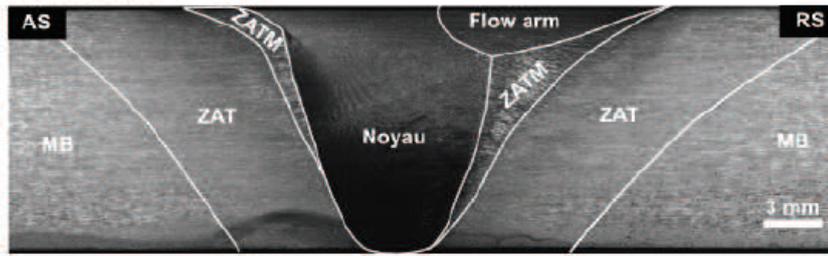


FIGURE 1.10 – Coupe transversale d’un joint soudé FSW 7449-T79 révélant la macrostructure et les différentes zones caractéristiques [25].

sur la géométrie du noyau. Les déformations plastiques se cumulent du côté AS pour former un effet de pointe plus ou moins accentué par les paramètres de soudage utilisés [74]. Dans certains cas, une distinction est aussi réalisée entre le haut et le bas du noyau qui ne subissent pas la même histoire thermomécanique (effet de l’épaulement proche de la surface supérieure) et qui peuvent présenter une microstructure assez différente.

Une partie de cette étude est dédiée au soudage hétérogène Al / Al. Il n’est pas fait de distinction spécifique entre les zones caractéristiques des cordons FSW en configuration homogène et en configuration hétérogène. Dans certains cas détaillés ci-dessous, nous verrons cependant que la distinction est souvent faite dans le noyau pour séparer chaque matériau : c’est un indicateur du niveau de malaxage présent.

Effet des paramètres de soudage sur la microstructure

Comme précisé dans le paragraphe 1.2.1, peu de paramètres contrôlent de manière opératoire le procédé. Ce sont eux qui ont le plus fort impact sur la qualité de la soudure obtenue. Cependant, de nombreuses variables annexes peuvent aussi influencer grandement les résultats : géométrie d’outil, échanges thermiques, qualité du bridage et des accostages...

En faisant évoluer la vitesse de rotation de l’outil, il est possible de jouer directement sur la quantité de chaleur apportée. D’un point de vue défectologie, une vitesse de rotation trop importante va amener à une soudure trop chaude, éventuellement à un effondrement suivant la direction Z (direction normale à la face supérieure de la tôle) et à la formation de bavures excessives (ou *flash*) si le soudage est réalisé en contrôle d’effort.

La vitesse de rotation est le facteur prépondérant pour agir sur le cordon. En comparant la morphologie du joint à une vitesse de soudage fixée, Yan et al. [146] ainsi que Xu [142] ont notamment lié la vitesse de rotation à la largeur du noyau et plus particulièrement de la zone recristallisée. L’augmentation de la vitesse de rotation provoque un élargissement simultané du noyau comme illustré en Figure 1.11. De plus, sur la partie supérieure du cordon, il est aussi possible d’observer une bande de plus en plus large avec des grains de plus grosse taille dont les caractéristiques semblent similaires à celles du matériau de base [70, 54]. Dans le centre du noyau, on constate aussi une croissance de la taille de grains jusqu’à atteindre une asymptote autour de 7 μm . Toutefois, lorsque l’on compare l’évolution pour une vitesse de rotation fixée et une avance variable, la morphologie du cordon évolue de manière minime.

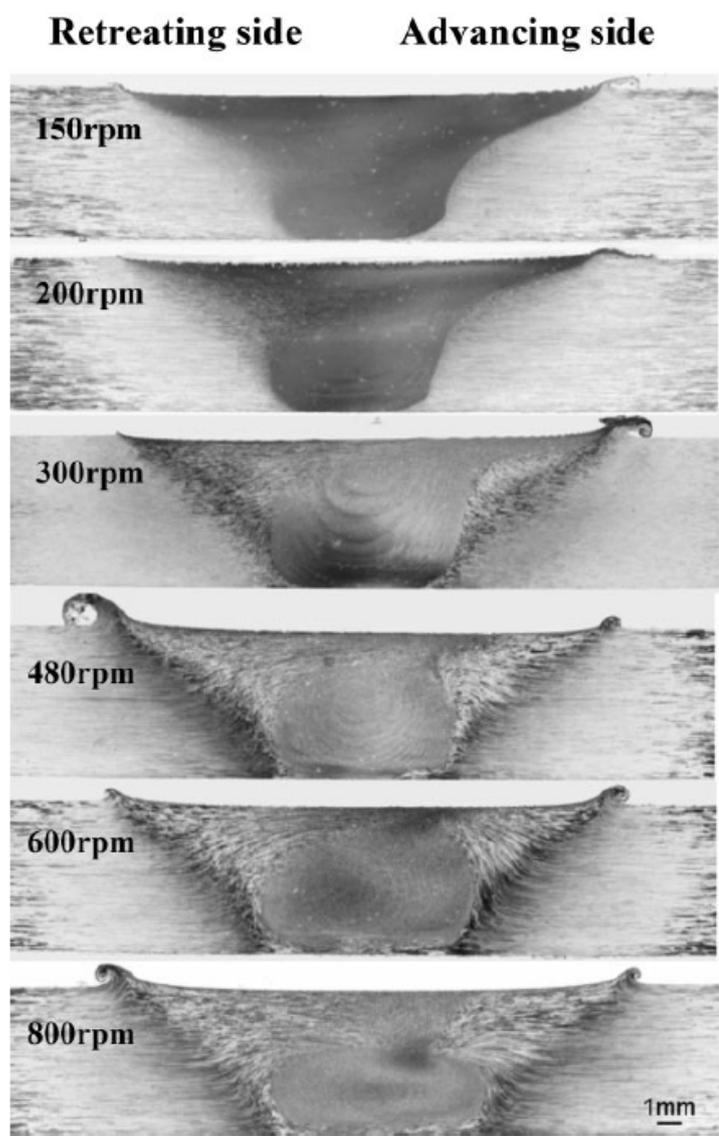


FIGURE 1.11 – Macroscopies optiques des joints AA2524 pour différentes vitesses de rotation (vitesse d’avance et effort F_z fixes) [146].

Mélange de matière dans le cordon soudé

La compréhension de la formation du cordon passe en grande partie par la connaissance des mécanismes régissant le flux de matière autour de l'outil pendant le soudage. Pour cela plusieurs techniques sont régulièrement utilisées et permettent de suivre avec plus ou moins de détails le flux de matière.

On retrouve notamment la technique "stop-action" (aussi appelée *Quick Stop Test* - QST en usinage), qui consiste à arrêter simultanément la rotation et l'avance de l'outil pendant le soudage. De cette manière, l'outil reste bloqué dans la soudure et fige l'état de malaxage et les évolutions microstructurales locales. Par la suite, la réalisation de coupes multiples rend possible le suivi de l'écoulement de la matière autour de l'outil [23]. Cependant cette technique nécessite de maîtriser les décélérations du système et de négliger les effets d'inertie lors de l'arrêt de l'outil. En effet, l'absence de maîtrise de ces phénomènes peut impacter la matière de manière conséquente lors du retrait de l'outil et fausser les interprétations réalisées [21].

L'utilisation de traceurs est aussi fréquemment constatée dans la littérature. Le principe est basé sur l'insertion d'un ou plusieurs éléments marqueurs dans les tôles avant l'étape de soudage. La différence de densité, de composition chimique ou encore de sensibilité à une attaque chimique rend possible le suivi de ces marqueurs pendant et après le passage de l'outil. Il est ainsi possible de comprendre les phénomènes influençant le flux de matière tout comme l'effet des paramètres de soudage. Il est, de plus, possible de faire évoluer le type de marqueurs ainsi que leurs positions relatives pour comprendre l'influence d'une géométrie d'outil par exemple.

Dans la littérature, on retrouve souvent l'utilisation de marqueurs sous forme de feuillard en cuivre ou d'alliages d'aluminium présentant une composition très différente de celle à souder, permettant d'avoir un suivi visuel du flux de matière. De la sorte, il est possible de visualiser très rapidement le transfert de matière d'un côté à l'autre. Les marqueurs peuvent alors être positionnés de manière parallèle ou perpendiculaire au sens de soudage comme développé par Lorrain et al. [80]. Des marqueurs sous la forme de billes en acier suivis par radiographie ont été utilisés par Colligan [21] sur des alliages 6061 et 7075. Cette technique permet ainsi de tracer, à partir d'information locales, l'évolution de l'écoulement de matière sur toute la largeur et la hauteur du cordon (Figure 1.12). Le constat est fait que dans toute la zone balayée par le pion, le malaxage n'est pas uniforme et non homogène entre les deux côtés AS et RS, comme discuté précédemment. Sur les bords du cordon, la matière est essentiellement extrudée autour de l'outil. Le matériau réellement malaxé provient principalement de la partie supérieure de la tôle d'où il est "extrait" par le filetage et repoussé dans le cœur du noyau révélant l'effet "vortex" créé par le filetage [95, 61, 57]. Cependant, la validité totale de cette démarche peut être remise en cause par la différence de densité et de résistance entre les billes d'acier et l'aluminium. En outre, le diamètre des billes, quasiment équivalent au pas du filetage de l'outil, peut perturber localement l'écoulement.

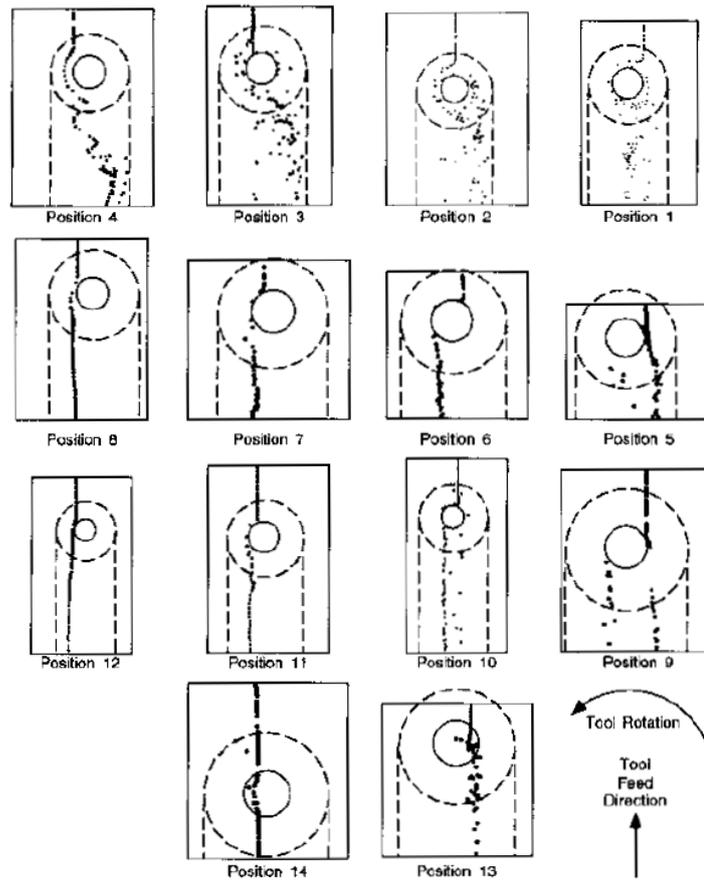


FIGURE 1.12 – Schématisation de radiographies réalisées sur l’alliage 6061 pour suivre les déplacements des marqueurs pendant le soudage. Les marqueurs sont localisés à différentes positions et hauteurs dans la tôle soudée [21].

Des essais ont été réalisés sur des matériaux "modèles" tels que la plasticine qui présente, à température ambiante, une loi rhéologique décrivant un comportement malléable très semblable à celui de l’aluminium à l’état pâteux lorsqu’il est à proximité de l’outil de soudage FSW [63]. Ces développements effectués par Gratecap et al. [48], tout d’abord sur un écoulement autour d’un outil sans épaulement, ont notamment mis en avant le mécanisme de formation de couches successives à l’arrière de l’outil comme illustré sur la Figure 1.13. La distance entre les différentes couches successives correspond à l’avance par tour (mm/tr) et évolue avec les paramètres de soudage.

Cette structure toute particulière est très souvent retrouvée lors de l’analyse de cordons FSW : elle correspond à la formation d’une structure en bandes successivement déposées pendant le soudage que l’on appelle communément structure "*onion-rings*". Cette dénomination provient de la création progressive d’une succession d’anneaux ou de couronnes concentriques que l’on peut observer dans les coupes transverses [73, 149, 134]; et associer à une structure d’oignons (Figure 1.14). Le mécanisme à l’origine de leur formation est très discuté dans la littérature. Il est principalement expliqué par un effet géométrique associé à l’utilisation de paramètres de soudage générant un fort malaxage dans le cordon [149]. En revanche, à l’opposé de la plupart des constats de la littérature, Yan et al. [145] ont constaté

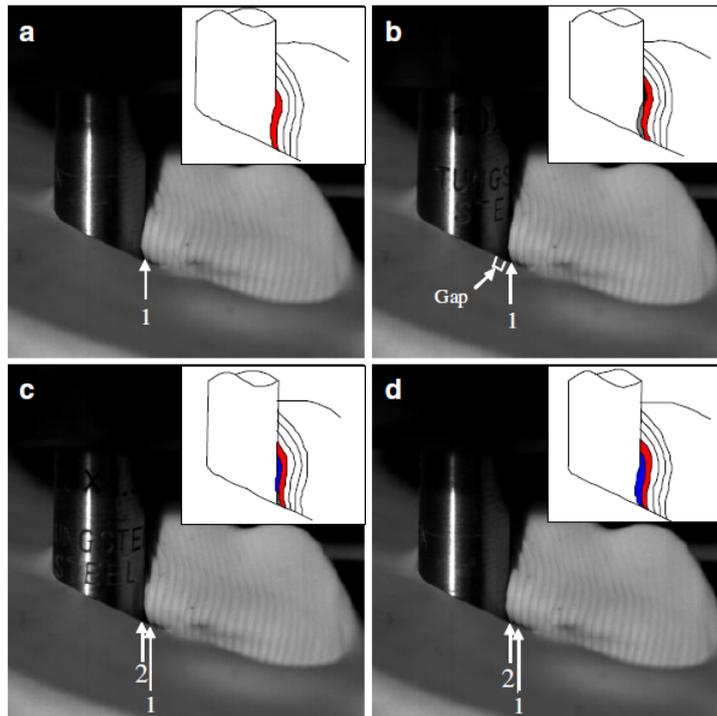


FIGURE 1.13 – Images extraites de séquences vidéo du malaxage de plasticine par un outil cylindrique sans épaulement. Illustration de la formation successive des bandes dans le joint [48].

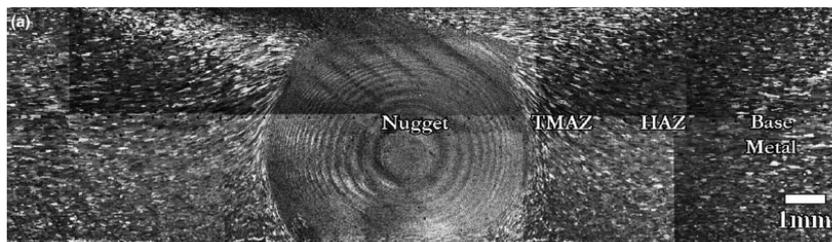


FIGURE 1.14 – Observation optique de la microstructure d'une soudure 2024-T351 révélant la structure d'*onion-rings* dans le noyau [44].

que les évolutions de paramètres process n'influencent pas les efforts de soudage ainsi que la formation de la structure en bandes.

Les travaux de Kumar and Kailas [74] sur l'étude du flux de matière en soudage FSW d'alliage 7020-T6 ont permis de proposer un mécanisme détaillé de formation des *onion-rings* comme le montre la Figure 1.15. C'est l'écoulement de la matière autour de l'outil qui forme les couches successives de matière. L'effort normal appliqué pendant le soudage, couplé au frottement de l'épaulement permet de refermer et fusionner ces écoulements sous la forme de cercles concentriques.

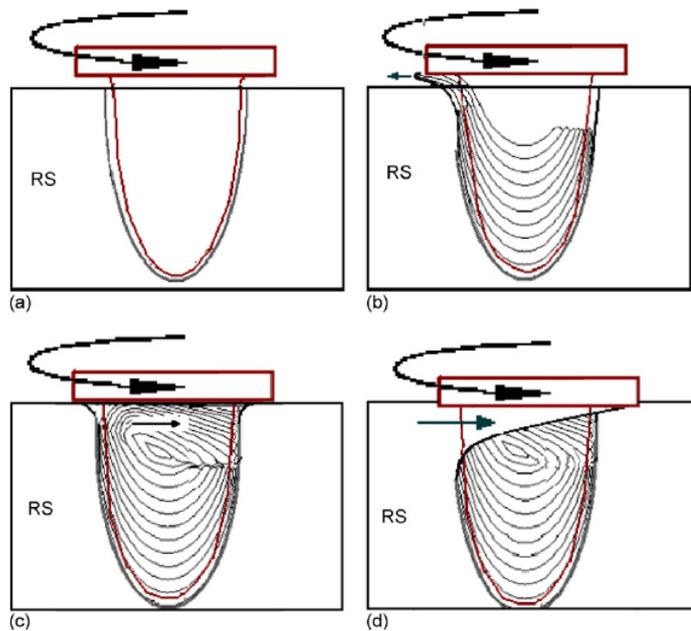


FIGURE 1.15 – Évolution du flux de matière pour différentes étapes de soudage et d’interactions outil-matière : (a) Plongée de l’outil et création de la cavité; (b) Formation des couches par écoulement autour de l’outil; (c) Fusion des écoulements dus à l’épaulement et au pion; (d) Insertion du matériau de base dans le cordon proche de l’épaulement [74].

Cependant, si visuellement il est facile de les détecter et de comprendre le mécanisme de déposition, l’origine du contraste microstructural fort est encore soumise à de nombreuses interrogations. Quelques auteurs ont cherché à étudier si une différence métallurgique et plus précisément de texture cristallographique pouvait être à l’origine de la visualisation de ces bandes. Dans le cas du soudage d’un alliage 2050, Dhondt et al. [28] ont montré qu’en plus d’une différence de largeur, une différence de texture et d’orientation était notable entre les bandes lorsqu’on les observe dans le plan de soudage (Figure 1.16). Les fibres γ et α , caractéristiques de matériaux très déformés et recristallisés, sont les textures principales observées. De même lors de l’analyse d’une coupe transversale sur un assemblage hétérogène 2024 / 2198, Robe et al. [110] ont pu mesurer des variations d’orientation cristallographique préférentielle entre les bandes des *onions-rings*. Texier et al. [129] ont étudié le même couple de matériau en observant les variations de texture pour une structure en bandes formée proche de la surface supérieure. Les observations mettent à nouveau en évidence de fortes textures dans le cordon (fibres γ et α), évoluant de manière alternative selon les bandes.

Dans cette structure en bandes, Sutton et al. [124] ont aussi mis en avant une évolution métallurgique par le biais d’une forte variation de densité de particules entre les différentes bandes (alternance entre forte et faible densité de particules) dans le cas du soudage d’un alliage 2024. Ces bandes sont liées aux paramètres process via la distance relative, équivalente à l’avance par tour. La réduction de l’avance par tour est notamment proposée afin d’obtenir une distribution de particules plus homogène et de diminuer l’effet des *onion-rings* sur la métallurgie et la mécanique associée. Cette hypothèse est cohérente avec les différentes observations complémentaires qui mettent en avant l’apparition de la structure en bandes pour de hautes vitesses de rotation et un fort malaxage [149]. D’autres hypothèses

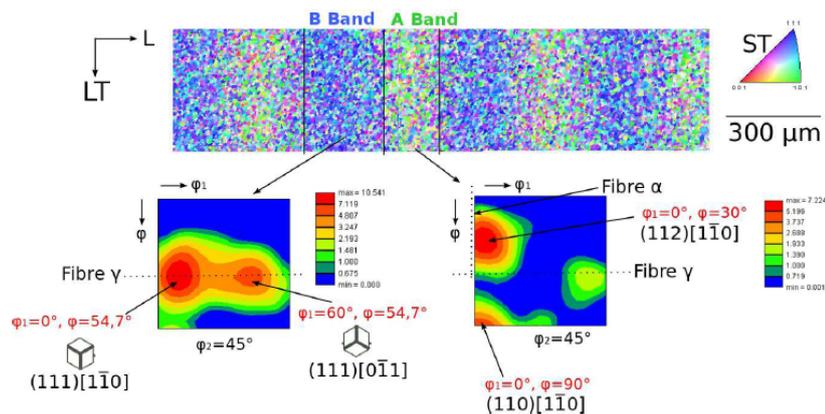


FIGURE 1.16 – Carte EBSD réalisée dans le plan de soudage d'un alliage 2050 et fonctions de distribution des orientations (ODF) associées pour différentes bandes formées dans le cordon [28].

concernent aussi une variation de composition chimique entre les bandes successives ou encore une évolution de taille de grains via une alternance de grains fins et grossiers qui permet alors une visualisation plus aisée des différences de structure comme démontré par Yang et al. [147].

Dans les travaux de simulation numérique de Tongne et al. [134], les auteurs ont cherché à simuler la formation de la structure en bande observée expérimentalement sur un alliage 6082-T6. En se plaçant dans un plan parallèle à la direction principale de la tôle, situé en position basse dans l'épaisseur, ils considèrent alors un écoulement bidimensionnel de la matière autour de l'outil. Le suivi de la déformation plastique résiduelle ainsi que de la vitesse de déformation plastique est un bon indicateur pour comprendre la formation des ces bandes comme suggéré par Xu [142].

Le constat est très fréquemment fait que le phénomène de structure en bandes est accentué et très visible dans le cas du soudage FSW d'alliages d'aluminium de fortes épaisseurs ($e < 20$ mm) [25, 28, 132]. De plus, la formation de ces éléments caractéristiques dans la microstructure est très influencée par la présence d'un filetage sur le pion de l'outil, géométrie indispensable lors du soudage de fortes épaisseurs.

Soudage FSW d'assemblages hétérogènes

La possibilité du soudage FSW hétérogène, l'étude du flux de matière ainsi que les performances pouvant être atteintes ont été synthétisées par Murr [95] en regroupant bon nombre de travaux réalisés au début des années 2000. Il distingue principalement le soudage hétérogène du soudage homogène par la génération d'un mélange de matière très complexe où s'intercalent des bandes de matière, plus ou moins continues, au fur et à mesure du soudage (Figure 1.17). Ceci créant des motifs complexes d'écoulement de matière autour de l'outil de soudage. Les différences métallurgiques et de composition chimique aidant à visualiser ces écoulements, nous noterons que la structure générée dans une section longitudinale ou proche de la surface est souvent plus complexe que celle que l'on peut observer dans une section transversale.

Dans cette étude, nous nous intéressons plus particulièrement au soudage hétérogène en

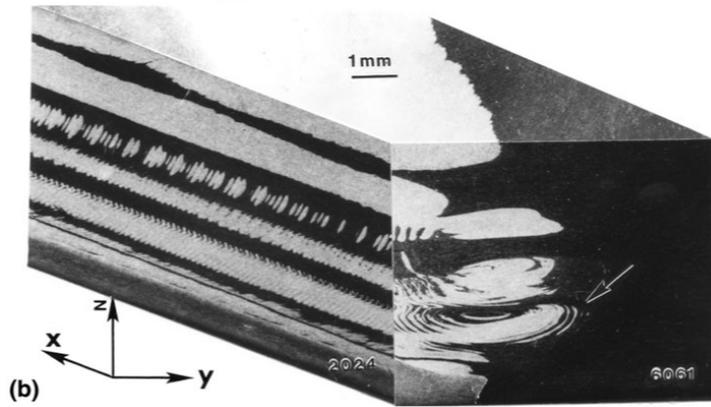


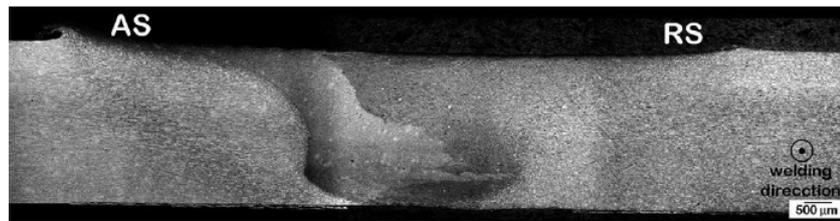
FIGURE 1.17 – Reconstruction 3D d'un assemblage 2024/6061 pour visualisation des écoulements de matières dans la soudure [95].

configuration 2xxx / 7xxx. L'association de ces deux séries d'alliages a été très étudiée dans la littérature. L'une des configurations la plus documentée est la configuration d'assemblage mêlant alliages 2024-T3 et 7075-T6 [12] car elle présente un très fort intérêt pour des pièces hybrides en application aéronautique pour la jonction entre intrados et extrados, ou encore de la voilure sur les pièces de structure.

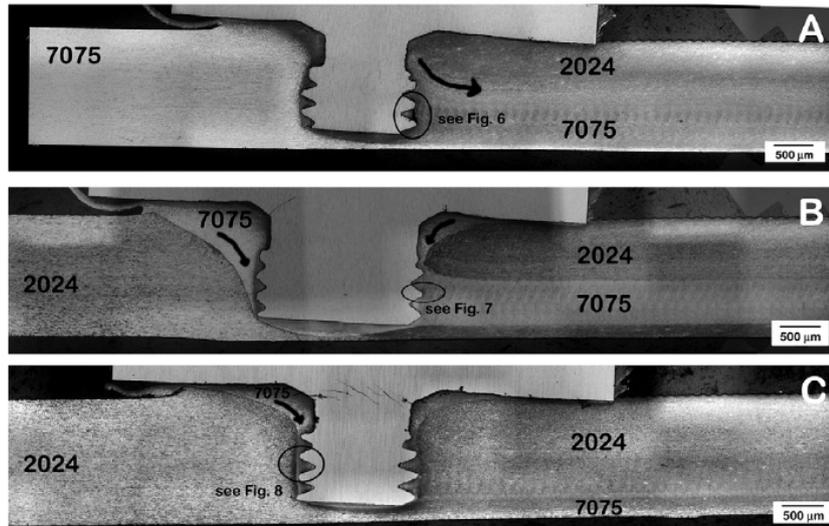
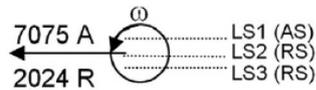
Les travaux de Khodir and Shibayanagi [70] complétés par ceux de da Silva et al. [23] ont notamment participé à la compréhension des phénomènes induits par le soudage FSW pour le couple 7075-T6 / 2024-T3. Les deux études ont pu mettre en évidence la sensibilité du malaxage aux paramètres de soudage, notamment vis-à-vis de la vitesse de rotation : une faible vitesse de rotation limite le malaxage dans le noyau en créant une frontière très visible entre les deux matériaux de base, tandis qu'une vitesse de rotation importante augmente le malaxage et déclenche la formation d'*onion rings* mais bien plus d'irrégularités en surface (écaillage et bavures formés par excès de chaleur notamment). Il est à noter que même si le malaxage ne semble pas très important et qu'il est possible d'identifier une interface entre les 2 matériaux soudés, les soudures obtenues sont compactes et absentes de tous défauts.

Une étude du flux de matière a été couplée aux travaux de da Silva et al. [23] pour différents paramètres de soudage en adoptant la technique "stop action" et l'utilisation d'observations macroscopiques successives dans différents plans de coupe. Pour une soudure obtenue à un niveau de malaxage "intermédiaire", elles révèlent ainsi la formation de couches de matière successives dans le joint (Figure 1.18). Le matériau positionné du côté AS est absorbé en amont de l'outil en créant une sorte de couche limite autour de l'outil pour se retrouver par la suite à l'arrière de l'outil dans la moitié inférieure de la tôle. Ceci illustre bien le rôle et l'influence du filetage dans la formation du cordon en créant une circulation verticale de matière autour du pion.

Les assemblages 2xxx / 7xxx ne sont pas les seuls à être sujets à cette singularité, et le constat peut être étendu à d'autres couples. On peut notamment citer les travaux de Donatus et al. [30] pour le soudage 5083 / 6082 et de Giraud et al. [46] pour le soudage 7020-T651 / 6060-T6. En complément, dans le cadre de l'étude d'un assemblage 2024-T3 / 2198-T3, Robe et al. [110] et Texier et al. [129] ont remarqué deux régions distinctes dans le noyau de la soudure, chacune correspondant à un matériau. Ces régions créent une bordure en forme



(a)



(b)

FIGURE 1.18 – Macrographies optiques (a) d'une coupe transverse (AS-7075, RS-2024) et (b) de 3 coupes longitudinales sur une éprouvette avec "stop action technique" [23].

de pointe dans le noyau qui semble correspondre à l'interface originale entre les deux matériaux déformée par le process. Ils constatent aussi que la zone en sous-surface sous l'épaulement (jusqu'à 700 μm de profondeur environ) est la région la plus perturbée du noyau. Elle révèle, de plus, une structure en bande très caractéristique qui a tendance à disparaître en s'éloignant de la zone affectée par l'épaulement [129].

Dans le cas d'assemblage de fortes épaisseurs sur les alliages 7449-TAF et 2050-T3, Eberl et al. [33] ont développé une technique de soudage pulsé pour maîtriser le couple et l'énergie de soudage générée. L'influence principale du mode pulsé concerne la stabilité du procédé car ce mode de soudage génère le même type de microstructure alternée que celles observées en plus faible épaisseur. À nouveau, le cordon formé en soudage de forte épaisseur est très influencé par la géométrie de l'outil avec filetage.

En soudage hétérogène des alliages d'aluminium, et qui plus est en configuration bout à bout, le choix du positionnement relatif des matériaux à souder est crucial. Il peut être décidé en fonction de l'application, du chargement imposé sur une pièce, des contraintes thermiques, du moyen d'obtention des différents éléments (tôle, pièce de fonderie), de la

faisabilité sur machine etc, le tout afin de répondre au mieux aux différentes sollicitations extérieures vécues par la pièce.

Dans le cas de la réalisation d'éprouvettes de faisabilité process, les enjeux peuvent être moindres, mais il convient tout de même de définir judicieusement la position de chaque matériau pour la meilleure compréhension possible des phénomènes observés. Dans la littérature disponible, de nombreux travaux sont relatifs au soudage hétérogène, mais seulement une faible quantité d'auteurs se sont posés la question de l'impact du positionnement des matériaux. Lors du soudage entre un alliage à durcissement structural (AA6061-T6) et un alliage à durcissement par écrouissage (AA5052-H32), Park et al. [98] ont pu montrer qu'un bon malaxage était présent quelles que soient les positions envisagées. Cependant, c'est en positionnant l'alliage de la série 5xxx du côté AS que le meilleur malaxage est atteint. Dans tous les cas, le minimum de dureté est atteint dans la zone de transition ZATM-ZAT du côté 5052-H32.

De part sa définition asymétrique (rappel de définition dans la section 1.2.1), il est parfois établi que le cordon soudé est majoritairement constitué du matériau provenant du côté AS : le matériau étant trainé dans le cordon par l'écoulement autour de l'outil. Pour cette raison, certains auteurs choisissent de placer le matériau le plus dur du côté AS. Dans leur étude du soudage 2219-T87 / 5083-H32, Dilip et al. [29] ont confirmé ce point en montrant le haut niveau de performance pouvant être atteint si l'on place le 2219-T87 côté AS, même si d'un point de vue mécanique la rupture se produit finalement dans le 5083-H32.

Pour leurs travaux sur le soudage hétérogène 7020-T651 / 6060-T6, Giraud et al. [46] ont aussi choisi de positionner principalement le matériau le plus dur (7020-T651) du côté AS. Ce choix permet de mettre en œuvre le procédé sur de grandes plages de paramètres opératoires, tandis que des essais en inversant la position des matériaux limitent très fortement la partie opératoire et les performances associées. En effet, lorsque le 7020-T651 est positionné du côté RS il est beaucoup plus difficile de former un cordon sain. Leurs résultats permettent cependant de confirmer que, quelle que soit la configuration le matériau du côté AS est le matériau le plus présent dans le noyau (Figure 1.19). De même, Cavaliere et al. [13] ont montré de meilleures performances pour le soudage hétérogène 6082 / 2024 lorsque le 6082 est placé du côté AS, tout comme Simar et al. [116] pour le 2017-T6 côté AS dans le couple 6005A-T6 / 2017-T6. Contrairement à ces précédentes études, Gérard et Ehrstrom [47] ainsi que Khodir and Shibayanagi [71] concluent que pour des soudures 2xxx / 7xxx, si l'alliage 7xxx est le matériau le plus robuste, l'alliage de la série 2xxx doit être placé du côté AS.

Au travers de ces études, on remarque bien qu'en se basant uniquement sur la littérature, il est difficile d'afficher une tendance claire et de conclure sur la position optimale d'un matériau lors du soudage hétérogène. Le positionnement et la capacité à être mélangé et malaxé semblent être très dépendants des matériaux envisagés, de la géométrie d'outil ainsi que des paramètres procédés utilisés.

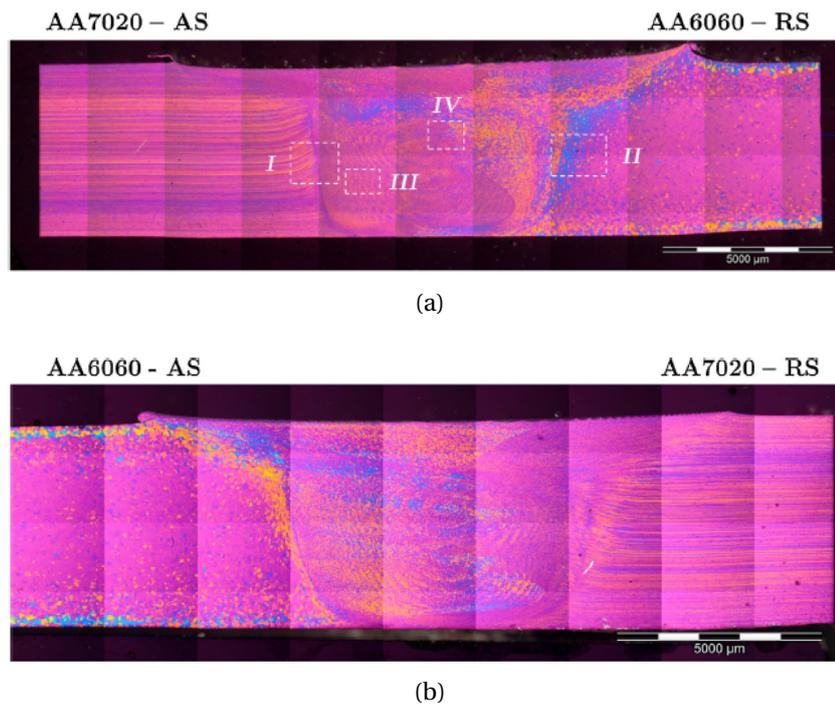


FIGURE 1.19 – Macrographies optiques d’une coupe transverse en soudage hétérogène (a) AS-7020, RS-6060; (b) AS-6060, RS-7020 [46].

1.2.3 Tenue mécanique des assemblages FSW

L’analyse de la dureté, ou microdureté (pour les faibles charges, surtout utilisée pour les matériaux tendres et dans les cas où l’empreinte laissée par l’indenteur doit être la plus petite possible) est l’une des caractérisations les plus répandues pour qualifier les propriétés mécaniques d’un joint soudé et des différentes zones le constituant. Par une méthode rapide mais destructive on peut connaître le comportement local de la matière et la manière dont évoluent les propriétés dans l’intégralité du joint. Dans le cas des alliages d’aluminium, et des soudures FSW notamment, l’essai de dureté est généralement un essai de dureté Vickers (HV) : un indenteur diamant de forme pyramidale carrée vient pénétrer sous charge dans la matière à caractériser. De manière optique (manuelle ou automatique) les diagonales de l’empreinte sont mesurées pour remonter à la valeur de dureté.

De nombreux autres moyens expérimentaux permettent de caractériser la tenue mécanique d’une pièce ou d’un assemblage : essais de fatigue, de fluage, sous chargement uni- ou multi-axial, de propagation de fissures... Ces essais peuvent être développés aussi bien à température ambiante qu’à très basses et très hautes températures. Étant l’essai de référence, nous nous intéresserons uniquement aux caractérisations par traction monotone quasi-statique et uni-axiale pour établir une comparaison des différents joints hétérogènes soudés. Même s’il a de nombreuses limites de validité restreignant les interprétations, cet essai permet de statuer rapidement sur l’influence des paramètres de soudage sur la tenue mécanique globale.

On considère souvent que les mesures de dureté et les performances en traction d'un assemblage soudé sont très liées car elle permettent de révéler la présence de zone faibles dans le joint. Par ailleurs, la zone de plus faible dureté est couramment considérée comme une zone préférentielle de rupture [40, 86].

Le profil de dureté pouvant être obtenu après soudage va dépendre à la fois de la nuance soudée (donc des éléments d'alliages et de la microstructure associée) mais aussi de l'état métallurgique (traitement thermique et/ou niveau d'écroutissage) dans lequel se trouve le matériau. Une représentation schématique des évolutions de dureté présentes dans un cordon soudé pour différents alliages d'aluminium est illustrée sur la Figure 1.20.

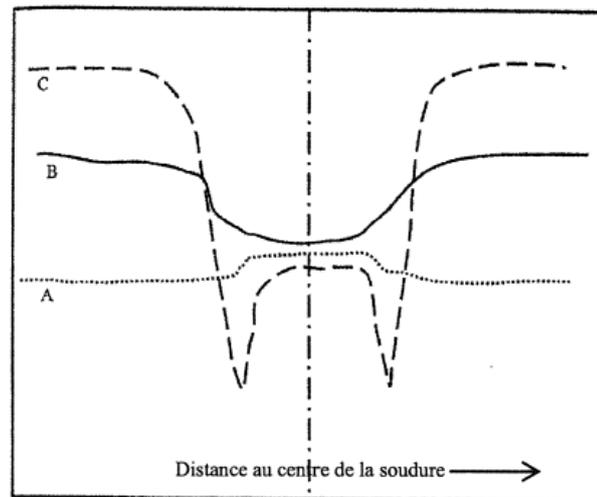


FIGURE 1.20 – Représentation schématique des évolutions de dureté dans un cordon soudé FSW pour différents alliages d'aluminium : A - 5xxx recuit, B - 5xxx écroui, C - Alliage à durcissement structural. D'après [109].

Au sein des différentes familles d'alliages d'aluminium, les profils de dureté des alliages à durcissement structural sont généralement divisés en deux formes spécifiques selon la nature exacte de l'alliage. La série 7xxx génère une forme de profil classiquement décrit comme un "W", avec une valeur minimale atteinte à la liaison ZATM / ZAT de chaque côté du noyau [40, 86]. Le centre du cordon retrouve une valeur qui tend à se rapprocher de la valeur du métal de base. Tandis que les alliages de la série 2xxx conduisent à la formation d'un profil en "U" pour une valeur de plus faible dureté au centre du cordon [120]. Toutefois cette évolution est sensible à la nuance soudée, mais plus particulièrement aux paramètres process et à l'apport de chaleur local en soudage.

La Figure 1.21 décrit l'évolution des profils de dureté sur un alliage 2024 soudé à l'état T351 et à l'état T6. On remarquera que pour les deux états de traitement du matériau, la distribution de dureté n'évolue pas en respectant strictement un profil en "U" idéal. En dehors de la zone soudée on constate bien l'effet du traitement thermique T6, au pic de durcissement, générant une dureté sensiblement plus importante que le traitement thermique T3. En revanche, dans le noyau on note une dureté identique quel que soit l'état thermique de soudage. De plus, la zone de plus faible dureté reste localisée dans la ZATM (*TMAZ*) pour une même valeur de dureté.

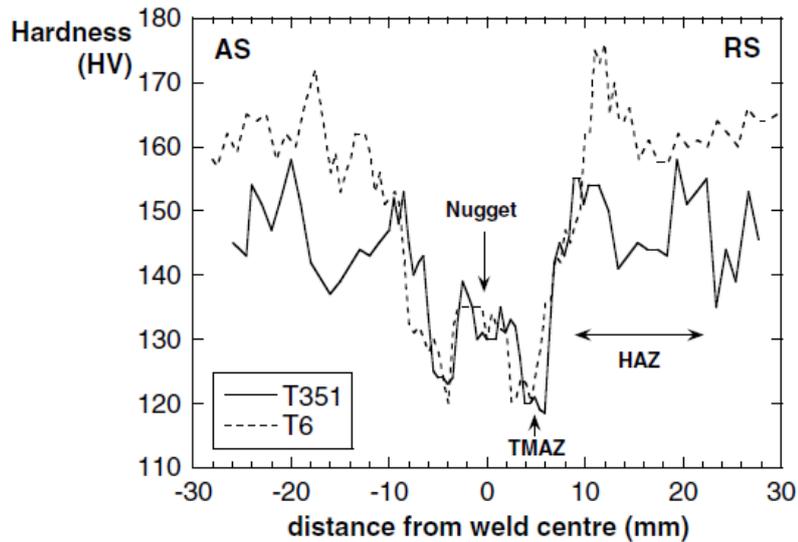


FIGURE 1.21 – Profils de dureté pour un alliage 2024 soudé à l'état T351 et T6 [44].

Dans leurs travaux sur un alliage 7050-T7651, Wu et al. [141] ont étudié l'influence des paramètres de soudage sur différents critères aussi bien microstructuraux que mécaniques, pour une soudure FSW conventionnelle et une soudure réalisée avec un outil à épaulement stationnaire. Lorsque la vitesse de soudage s'accroît, la distribution de dureté évolue fortement : l'écart de dureté entre le métal de base et la zone de plus faible dureté se réduit tandis que cette dernière se rapproche du centre. À l'état T7451, Reynolds et al. [108] ont confirmé que l'augmentation de la vitesse de soudage améliore la dureté dans le noyau et la ZAT. Quelque soit la vitesse de rotation utilisée, la dureté dans le noyau évolue simultanément avec la vitesse d'avance. Toutefois, la largeur du noyau soudé augmente avec la vitesse d'avance et la quantité de chaleur fournie. Mais cette évolution n'a pas d'impact majeur sur la valeur de la dureté [55]. Alors que l'adoucissement en ZAT peut s'expliquer par une évolution et un grossissement des précipités durcissants [86, 83, 111], l'évolution dans le noyau est liée à la température maximale vécue par dans cette zone et la dissolution de certains précipités [86].

Pour le soudage des alliages Al-Zn tels que le 7075-T651, Mahoney et al. [83] ont mis en place une représentation schématique du cordon FSW avec les différentes zones constituant la microstructure, la distribution de température pic et l'évolution de la précipitation. Cette représentation, construite en se basant sur les résultats expérimentaux, et valable à l'état brut de soudage, permet de généraliser la position de la zone la plus probable de rupture en essai de traction. Ainsi, la Figure 1.22 place la zone de rupture en ZAT où les températures pics atteignent jusqu'à 250-300°C.

Pour un autre alliage 7xxx (7020-T6), Dudzik [32] a aussi obtenu une rupture des cordons FSW en dehors du noyau, dans la ZAT à environ 20mm du centre du joint. Même si la nuance soudée est différente, on remarque que ces résultats sont cohérents avec les observations et la généralisation réalisée par Mahoney et al. [83].

Comme détaillé précédemment, les *onion-rings* ou structure en bandes sont des éléments caractéristiques d'un cordon FSW. Ces éléments apportent aussi des évolutions de

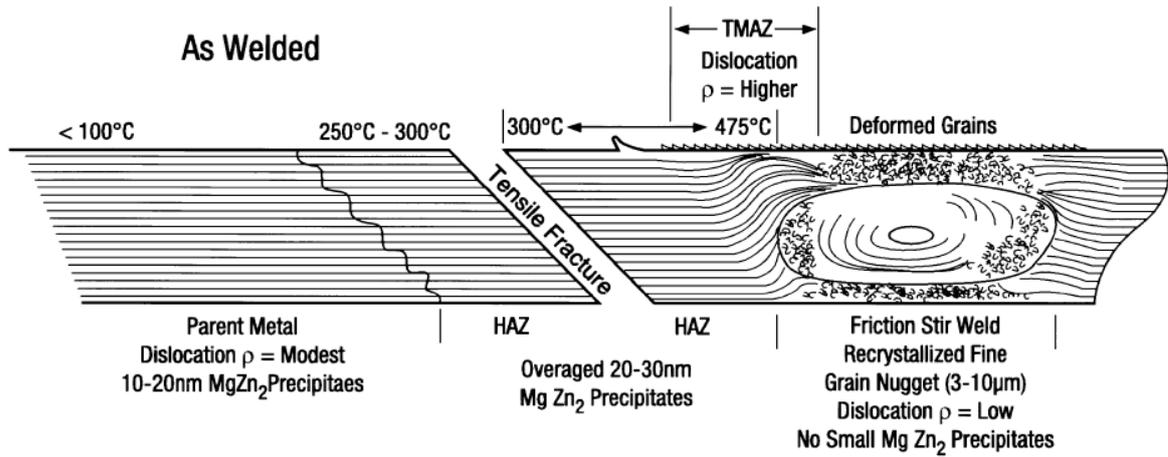


FIGURE 1.22 – Illustration schématique de la microstructure, de la distribution de précipités et de la proportion de températures pouvant être atteintes dans les différentes zones d'un cordon FSW en alliage d'aluminium 7075-T651. [83].

dureté au sein du noyau. En effet, dans l'étude des alliages de la série 2xxx, plusieurs auteurs [147, 124, 145] ont observé une variation périodique de dureté dans les bandes pour créer une alternance de bandes de haute et faible dureté. Cette augmentation locale de dureté s'explique par une baisse de la taille de grains couplée à une augmentation de la fraction volumique de particules durcissantes.

Alors que pour un alliage à durcissement structural le traitement thermique joue sur la dureté; pour un alliage à durcissement par écrouissage, le niveau de traitement de l'alliage influe aussi de manière directe sur la dureté dans le cordon. Comme présenté dans la Figure 1.23, l'alliage 5083 soudé à l'état recuit "O" présente une dureté homogène sur toute la largeur du cordon tandis qu'à l'état H19, une chute conséquente de dureté est présente dans le centre du cordon. Dans cette zone, la dureté retrouvée est bien équivalente à celle d'un état recuit ($\approx 70 \text{ HV}$). L'élévation du degré d'écrouissage (état H19, cf. Tableau 1.3) augmentant la quantité de dislocations tout en rendant difficile leur déplacement, ceci déclenche alors une augmentation conséquente de la dureté.

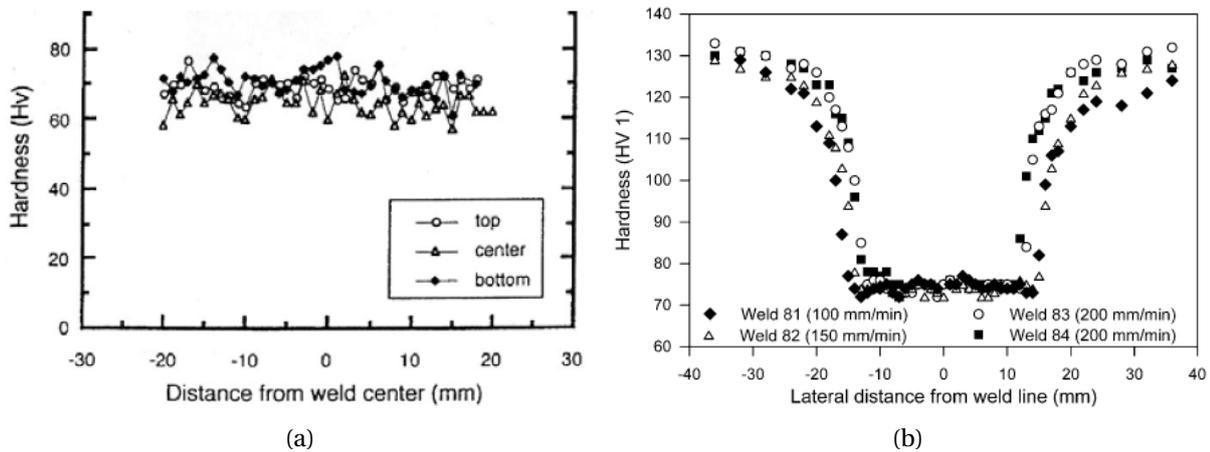


FIGURE 1.23 – Profils de dureté au travers d’une soudure pour 2 états : (a) 5083-O [113] (b) 5083-H19 [99].

Effets des traitements thermiques post-soudage

Afin de comprendre l’effet de l’état initial du matériau sur le soudage FSW et les performances induites, Yan and Reynolds [144] ont comparé les performances obtenues pour un alliage 7050 soudé à 3 états thermiques initiaux (W, T6 et T7). Immédiatement après le soudage, un traitement thermique post-soudage (*Post Welding Heat Treatment - PWHT*) équivalent à un traitement T7451 (Tableau 1.2) est réalisé pour toutes les éprouvettes. Alors que l’état W+PWHT donne la valeur de dureté la plus haute dans le noyau ainsi que la distribution plus homogène du cordon, les états T6+PWHT et T7+PWHT montrent une réduction de la dureté importante dans la ZAT (Figure 1.24). L’état T7+PWHT est notamment la condition qui révèle l’écart de dureté le plus important. Ces observations peuvent être expliquées par la distribution initiale de précipités à l’état W qui est moins susceptible de déclencher un grossissement des précipités que les deux états T6 et T7 qui sont riches en précipités η et η' apparus pendant l’étape primaire de revenu.

C’est aussi la condition W+PWHT qui engendre le moins de localisation de déformation en ZAT pendant l’essai de traction et qui permet d’atteindre les plus hauts niveaux de performances mécaniques [144]. Un tel constat permet de positionner le soudage à l’état initial W comme une alternative très intéressante à condition de l’utiliser couplé avec un traitement thermique à réaliser après l’étape de soudage.

Fuller et al. [40] ont étudié l’effet du vieillissement naturel de court à très long terme ($t > 50000$ h) après le soudage FSW d’alliages 7050 et 7075 sur la tenue mécanique des assemblages (plus particulièrement dureté et résistance à la traction). La dureté globale du joint augmente de manière simultanée avec le temps de vieillissement, pour atteindre un niveau équivalent au matériau de base dans le noyau (Figure 1.25). Cependant, la localisation d’un minimum de dureté dans la ZAT se conserve tout au long du cycle de vieillissement, même si l’écart au matériau de base devient petit à petit moins marqué. Les auteurs remarquent également une augmentation conséquente des performances mécaniques en traction des deux alliages lorsque le temps de vieillissement augmente. La restauration des propriétés est progressive mais ne permet pas un retour complet au niveau des matériaux de base [62]. Même

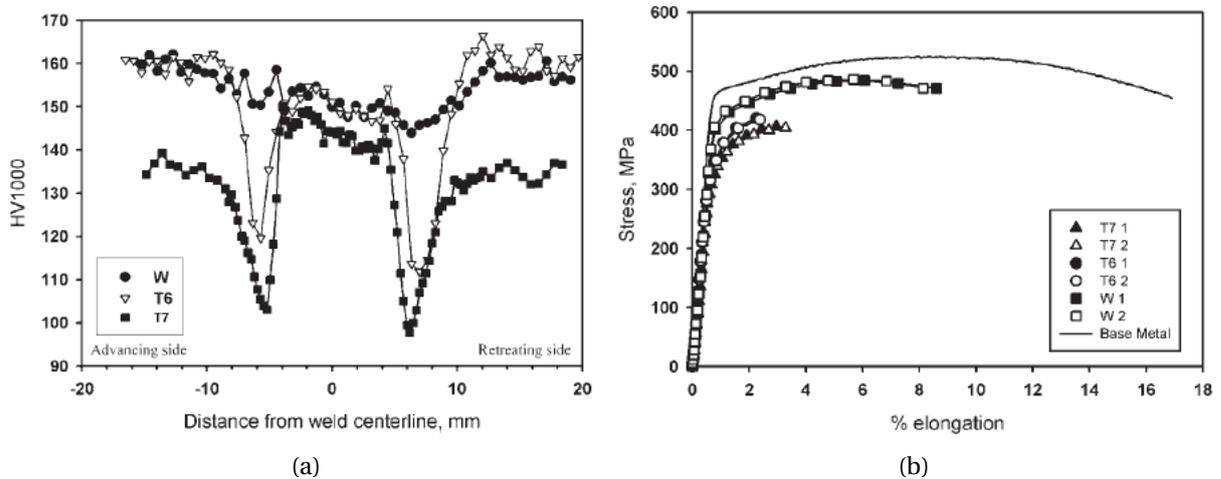


FIGURE 1.24 – (a) Profils de microdureté dans une soudure AA7050-T7451. Mesure dans le plan médian de l'épaisseur de la tôle et (b) courbes globales contrainte-déformation en traction transversale pour les différents états thermiques testés (T6, T7 et W + traitement thermique post-soudage) [144].

si des écarts de composition chimiques existent entre les deux nuances, les constats réalisés sont cohérents avec certaines observations parfois faites sur les alliages de la série 7xxx, que l'on considère ne jamais atteindre une stabilité totale.

Pour la série 2xxx, Prisco et al. [103] ont étudié le soudage du 2139-T351 et comparé les performances mécaniques obtenues pour un état brut de soudage et pour un état avec traitement thermique post-soudage (équivalent à un état T851, cf. Tableau 1.2). La Figure 1.26 illustre la variation d'allongement à la rupture en essai de traction quasi-statique pour ces différentes conditions. On constate que l'allongement à rupture chute de manière très importante (environ trois fois plus faible) quand l'alliage a subi un traitement thermique post-soudage. Lorsque les paramètres de soudage évoluent (*revolutionary pitch* = avance par tour ou rapport des vitesses d'avance et de rotation), les tendances pour les deux cas de figure sont conservées après traitement thermique post-soudage. Contrairement à l'allongement, le traitement thermique post-soudage a pour effet de restaurer en partie la limite conventionnelle d'élasticité à 0.2% de déformation (Figure 1.26b). La résistance à la traction a, quant à elle, très peu de différence entre état brut et état traité.

Alléhaux and Marie [2] ont aussi comparé l'alliage 2139 à l'état T8 brut de soudage et à l'état T8 obtenu après traitement thermique post-soudage (sur une base T3 pour le soudage). Comme Prisco et al. [103], le même constat est fait sur l'évolution de la ductilité : la ductilité est la plus haute pour la soudure à l'état T8 brut de soudage. Alors que la limite à la traction R_m est meilleure pour l'état T8 brut, le $R_{p0.2}$ est plus élevé pour une soudure à l'état T3 couplée à un traitement thermique post-soudage T8. L'ajout d'un vieillissement artificiel sur les performances mécaniques et la dureté d'une éprouvette soudée à l'état T8 n'est pas conséquent. Toutefois, ce vieillissement artificiel jusqu'à un point de survenu permet de diminuer la sensibilité de certaines zones du cordon à la corrosion intergranulaire [2].

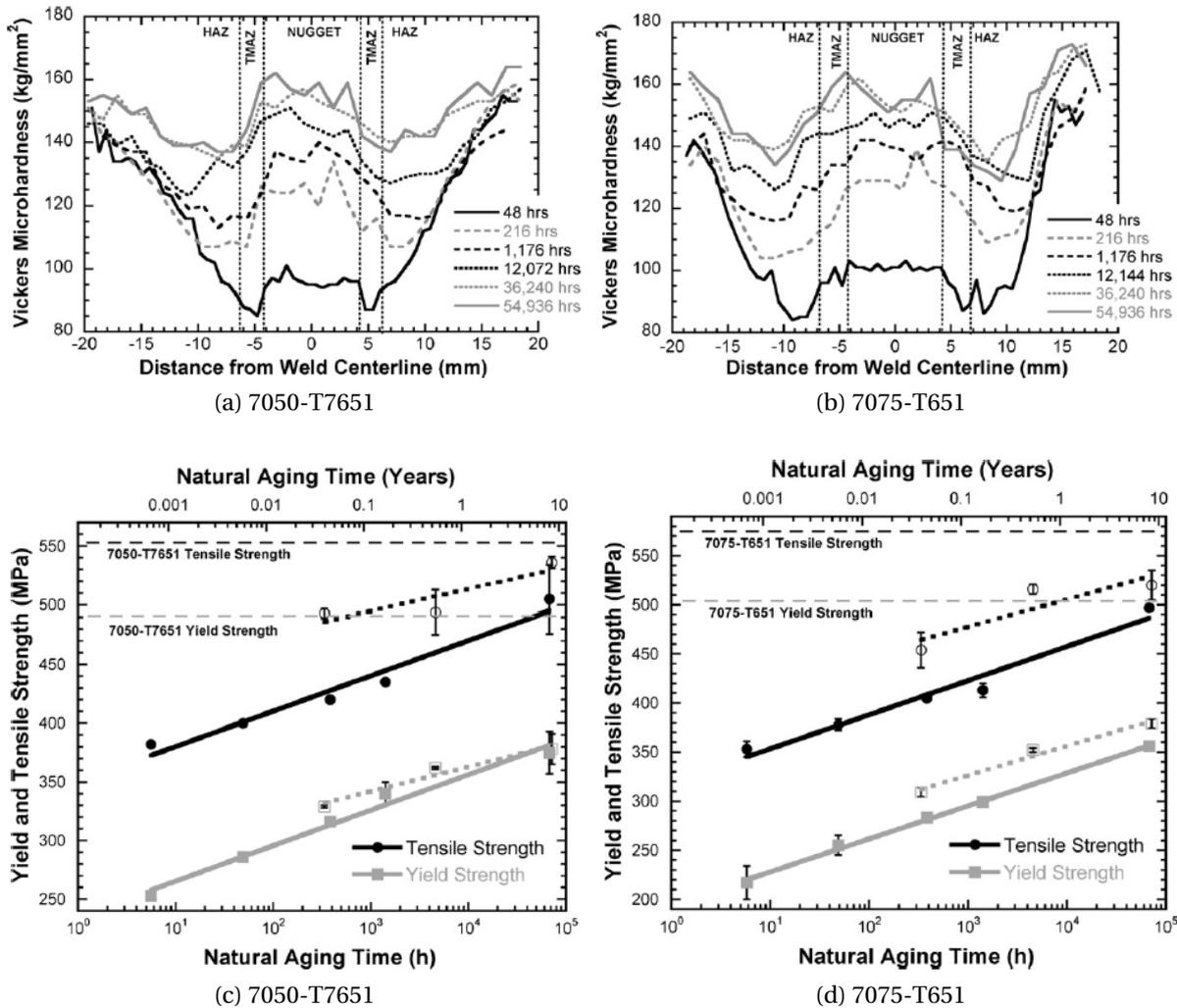


FIGURE 1.25 – Profils de microdureté Vickers pour différentes durées de vieillissement au travers des cordons FSW pour les alliages (a) 7050-T7651 et (b) 7075-T651. Propriétés en traction en fonction de la durée de vieillissement des cordons FSW pour les alliages (c) 7050-T7651 et (d) 7075-T651. D’après [40].

Assemblages hétérogènes

Les fortes variations de structures des assemblages hétérogènes rendent leur analyse mécanique délicate. De plus, l’utilisation de tels assemblages à l’état soudé ne permet pas de les considérer totalement comme une pièce homogène et les interprétations liées aux résultats de comportement mécanique sont à faire avec précautions. En effet, le comportement mécanique de chaque matériau engagé peut déclencher des phénomènes de localisation importante de la déformation, perturbant ainsi la déformation globale. Il est fréquemment établi que lorsque l’on souhaite établir un état de performance d’un assemblage hybride, la comparaison doit être faite par rapport au matériau le plus faible de l’assemblage [46, 54]. Dans les cas évoqués ci-dessous, on pourra remarquer que de fortes différences de comportement mécaniques peuvent être présentes.

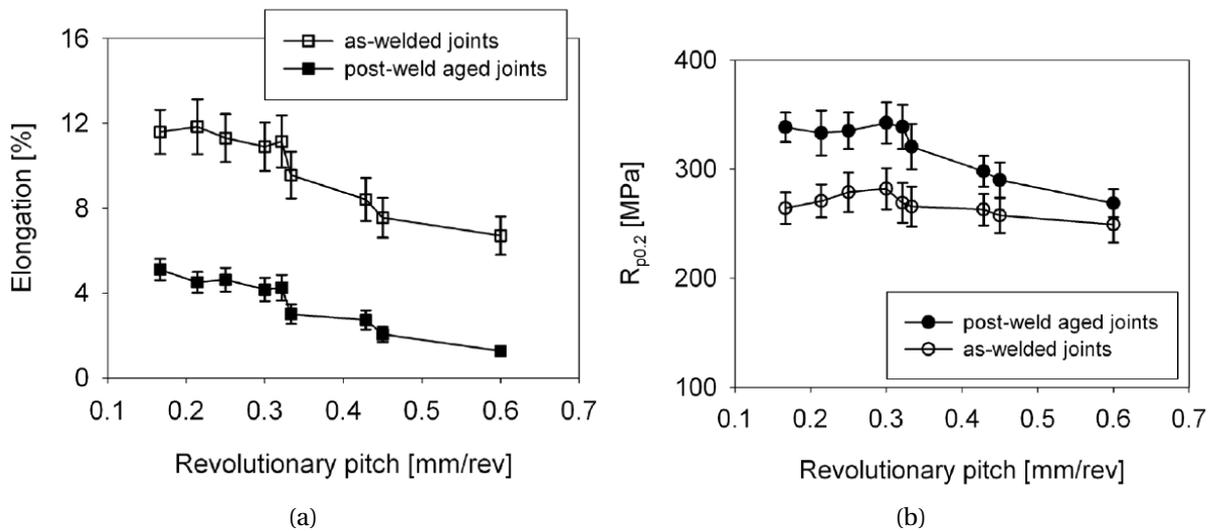


FIGURE 1.26 – Évolution des propriétés en traction pour des éprouvettes AA2139 à l'état brut de soudage et traitées thermiquement : (a) allongement à rupture et (b) limite élastique [103].

En soudage hétérogène il est très fréquent de considérer que le profil de dureté obtenu est une combinaison des profils de dureté des deux matériaux lorsqu'ils sont soudés indépendamment en configuration homogène [95, 13, 116, 110]. La Figure 1.27 présente les profils de dureté obtenus dans les travaux de Simar et al. [116] pour le soudage FSW sur des alliages d'aluminium de nuances 6005A et 2017 dans différentes configurations (soudage homogène et hétérogène) et positions relatives des deux matériaux. La dureté est toujours la plus faible dans le côté 6005A et engendre un saut de dureté important pour rejoindre la dureté du côté 2017. On remarque bien que les profils des joints hétérogènes sont une composition des duretés des matériaux de base. En essai de traction, c'est en positionnant le matériau le plus faible (6005A-T6) du côté RS que la soudure obtenue est la plus performante. Ce constat a parfois été étendu par d'autres auteurs tels que Dilip et al. [29] mais aussi réfuté comme pour le cas du soudage 7075 / 2024 étudié par Hasan et al. [54]. Néanmoins, ce choix reste aussi sensible aux conditions de soudage utilisées.

La présence d'un saut de dureté est aussi constaté par Khodir and Shibayanagi [70] pour le soudage 7075 / 2024, mais il tend à se réduire lorsque la vitesse de rotation est augmentée. Comme pour le soudage homogène, l'utilisation d'une vitesse de rotation élevée génère les températures les plus hautes et donc la chute de dureté la plus importante [46, 54]. Le mélange de matière à l'intérieur du cordon est un point clef dans la détermination du comportement mécanique. Alors qu'une vitesse de rotation élevée semble générer le plus haut niveau de malaxage en se basant sur un critère microstructural (section 1.2.2), Hasan et al. [54] ont montré que des micro-fissures présentes dans le noyau font chuter de manière importante les propriétés et provoquent une rupture anticipée au centre du cordon.

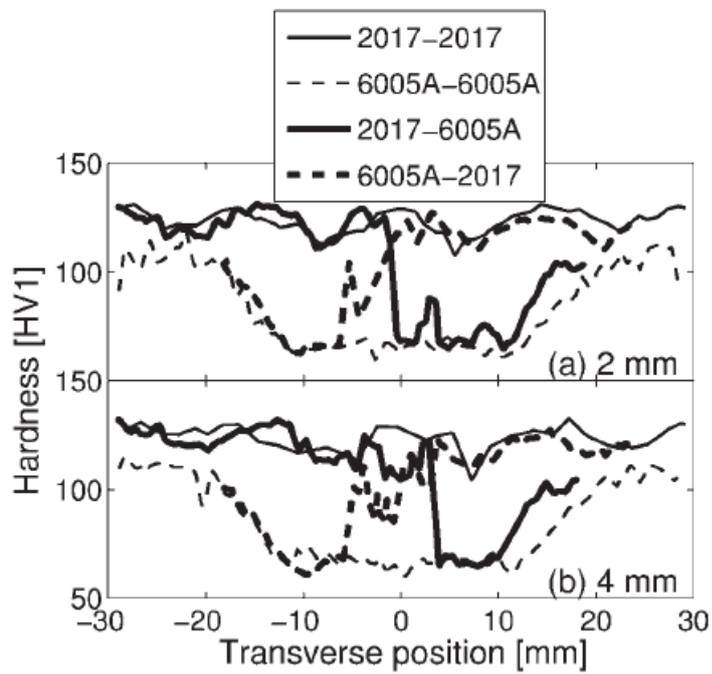


FIGURE 1.27 – Profils de dureté à différentes profondeurs pour des alliages 2017 et 6005A en configuration homogène et hétérogène [116].

1.3 Simulation numérique du procédé de soudage FSW

1.3.1 Généralités

Même si relativement peu de paramètres process contrôlent le soudage FSW, nous remarquons que de nombreux paramètres annexes doivent être maîtrisés pour assurer la qualité des joints. On peut notamment citer la géométrie de l'outil qui impacte directement les efforts de soudage et le malaxage de matière [106, 150], la qualité des accostages entre tôles, la rigidité des outillages de soudage ou encore les échanges thermiques avec les supports envers [54]. Il est actuellement nécessaire de passer par une phase expérimentale très conséquente et quasi-systématique pour vérifier la faisabilité et la bonne qualité de l'assemblage que l'on souhaite étudier. Ainsi, il est souvent long et coûteux de réaliser de nombreuses itérations de soudage avant de maîtriser totalement la qualité du joint produit et de connaître ses performances.

Les outils actuels, de modélisation et simulation des procédés de fabrication sont des aides importantes et performantes pour la compréhension de certains phénomènes. Depuis sa création, des études massives sur la modélisation et la simulation du procédé de soudage FSW ont vu le jour. Le passage par une étape de simulation numérique peut être d'une grande aide car il n'est pas toujours possible d'avoir un accès direct à certaines données physiques du procédé : on peut, par exemple, citer la mesure de température à cœur dans le cordon ou encore la détermination des champs de déformation et de contraintes pendant l'écoulement.

Alors que les premiers travaux de modélisation portaient essentiellement sur une description analytique de la thermique du procédé [135], aujourd'hui les calculs par éléments finis permettent une description plus poussée de tous les phénomènes mis en jeu en pouvant aller jusqu'à la prédiction de la résistance mécanique des assemblages et de l'évolution des propriétés locales [79, 68, 122].

Un modèle numérique idéal pour le soudage FSW décrirait le comportement du matériau de manière thermo-élasto-viscoplastique tout en prenant en compte toutes les conditions de frottement aux interfaces (interface outil-matière par exemple). La combinaison de tous ces phénomènes implique alors de très forts couplages multi-physiques. Afin de gagner en temps de calcul et en efficacité, il est parfois possible de découpler le problème thermique et le problème mécanique.

D'importantes simplifications sont parfois réalisées pour réduire la taille des modèles et des temps de calcul. On retrouve notamment l'hypothèse majeure de symétrie du procédé afin de ne traiter que la moitié du modèle dans le calcul [16, 15]. Cependant, cette hypothèse vient à l'encontre de la nature du procédé et de l'écoulement de matière associé (distinction entre AS et RS, section 1.2.1).

Dans la plupart des modèles développés pour la simulation du procédé FSW, nous faisons le constat que le matériau est considéré comme équivalent à une seule plaque. De cette manière, l'interface présente entre les deux tôles à souder n'est pas prise en compte et évite les problèmes numériques [49, 17].

1.3.2 Formalismes

Différentes approches existent pour la modélisation du soudage FSW : on retrouve principalement les approches *Lagrangiennes*, *Eulériennes* et ALE. Le principe de ces approches sera détaillé par la suite.

Formulation Lagrangienne

L'approche *Lagrangienne* est une approche de calcul pas à pas très fréquemment utilisée en mécanique du solide et pour la simulation de procédés de mise en forme. Elle trouve cependant ses limites lors de l'utilisation en condition de grandes déformations. En effet, les points matériels sont attachés aux nœuds du maillage qui suivent alors la déformation pour une vitesse de maillage équivalente à celle de la matière (Figure 1.28). Dans certains cas, les niveaux de distorsions du maillage peuvent être tels qu'ils empêchent la bonne convergence des calculs. L'utilisation de maillages très fins est nécessaire pour pouvoir décrire finement les évolutions thermiques et mécaniques, mais en contrepartie ils engendrent des temps de calcul excessifs.

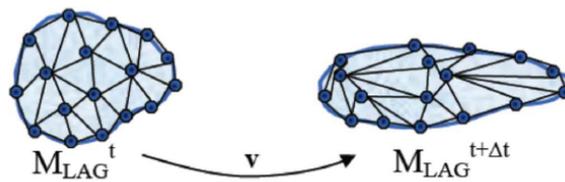


FIGURE 1.28 – Schématisation de l'évolution du maillage dans une formulation *Lagrangienne* [41].

Dans le cas du soudage FSW, le formalisme *Lagrangien* peut permettre de suivre et étudier le mouvement de l'outil et plus particulièrement sa rotation. Si de telles simulations semblent être très utiles pour étudier l'étape de pénétration de l'outil dans le matériau, il prend beaucoup de temps pour arriver à obtenir le flux de matière dans des conditions de soudage à l'état stationnaire. De plus, étant donné le principe même du procédé FSW (on joue sur la déformation à chaud de la matière par l'outil) et comme le maillage suit le flux de matière, les grandes déformations entraînent des distorsions inacceptables des éléments finis. La modélisation locale des effets mécaniques nécessite alors des mailles raffinées tout le long de la trajectoire de la zone de malaxage, ce qui entraîne une augmentation significative de la taille des problèmes numériques qui doivent être résolus. Ceci peut être évité au moyen d'un raffinement de mailles uniquement au voisinage de la zone de soudage par l'utilisation d'une procédure de remaillage. Cependant, cette approche augmente considérablement le coût de calcul, car il est nécessaire de projeter les données thermomécaniques calculées à chaque pas de temps sur les nœuds des éléments du maillage, et cela pour toutes les modifications de la discrétisation et tout le long de la simulation réalisée.

Pour ces raisons, il est difficile d'envisager une approche purement *Lagrangienne* en modélisation du soudage FSW. Quelques applications ont tout de même été développées avec cette approche.

Entre autres, Gemme et al. [43] ont réalisé une simulation de la phase stationnaire du procédé une fois que l'outil a pénétré dans la tôle, avant que le mouvement d'avance ne

soit déclenché. Un formalisme *Lagrangien* adapté a été utilisé pour la modélisation. La procédure de calcul implique un remaillage automatique après 10 incréments de temps ainsi qu’une étape de remaillage manuel en cours de calcul après 1/4 de rotation. Ces étapes successives sont très pénalisantes en terme de temps de calcul.

Afin de s’affranchir des problèmes numériques liés au maillage, Chen and Kovacevic [16, 14] ont développé un modèle numérique *Lagrangien* sous ANSYS pour le soudage d’un alliage d’aluminium AA6061-T6, en ne prenant en compte une source de chaleur issue uniquement du frottement outil-matière. Cette source de chaleur est définie selon les différentes conditions opératoires (paramètres de soudage, géométrie de l’outil...) ainsi que de la condition de frottement entre l’outil et la matière. Par contre ce modèle simple et grossier limite considérablement la précision des résultats obtenus.

Soundararajan et al. [118] ont repris les travaux précédents [16, 14] en développant des conditions de contact non-homogènes aux interfaces, plus particulièrement entre la tôle à souder et l’enclume. Ces améliorations permettent alors de s’adapter aux importants efforts de compression dans la tôle, surtout dans la zone pâteuse pendant le soudage.

Formulation Eulérienne

Dans le cas d’un formalisme *Eulérien*, la discrétisation est réalisée par le biais d’un maillage fixe dans lequel les noeuds et éléments forment une grille rigide indéformable, tandis que le matériau, ou bien souvent un fluide, vient s’écouler au travers de cette grille (Figure 1.29). De cette manière, il est donc possible de se placer dans un repère fixe. À partir de ce moment on remarque qu’un régime stationnaire est atteint d’un point de vue process et entraîne des variables thermiques et mécaniques constantes [6]. La formulation *Eulérienne* évite l’utilisation de procédures de remaillage en cours de simulation, ainsi les problèmes de transport des données calculées pour les différents états de remaillage sont totalement évités.

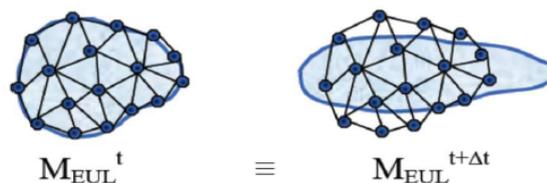


FIGURE 1.29 – Schématisation de l’évolution du maillage dans une formulation *Eulérienne* [41].

Comme la plupart des procédés de soudage, le procédé FSW implique une zone soudeée de petite taille par rapport aux dimensions globales de la structure soudeée étudiée. On peut alors supposer qu’un état stationnaire est atteint lorsque la structure soudeée présente une géométrie de translation sur une longue distance. Cependant, pour le soudage FSW, cet état stationnaire ne peut exister que pour des géométries d’outil axisymétriques. Dans le cas d’outils à géométrie plus complexe, on parle plutôt d’un état quasi-périodique [34]. Par conséquent, le flux de matière pendant la phase de stabilisée de soudage peut être calculé à l’aide d’une analyse au travers d’une grille de référence liée à la vitesse de soudage, ce qui réduit considérablement les difficultés et le temps de calcul en évitant l’analyse transi-

toire. Cependant, le formalisme *Eulérien* ne permet pas de tenir compte aisément d'un effet d'histoire du point de vue mécanique. En effet, dans une telle approche, seuls les taux de déformation sont accessibles facilement. Il est très difficile de connaître le champs de déformation de la matière dans le domaine d'étude et d'intégrer l'élasticité à l'analyse. Ceci nécessite la mise en place d'algorithmes complexes de suivi des trajectoires de particules qui ne sont pas suffisamment robustes à l'heure actuelle pour assurer une convergence systématique des calculs. Pour ces raisons, il est difficile de déterminer les distorsions et les contraintes résiduelles générées par le soudage.

Certains modèles ont été développés avec une approche fluide (*Computational Fluid Dynamics* - CFD) pour la simulation du procédé FSW. Nous pouvons notamment citer les travaux de Bastier et al. [6, 5] qui ont mis en place un couplage fluide / structure en deux étapes de calcul. La première étape consiste en un calcul thermomécanique *Eulérien* pour déterminer le flux de matière et le champ de température. À la suite, un calcul "solide" à l'état stationnaire est réalisé via une loi de comportement élasto-viscoplastique afin de connaître les contraintes résiduelles induites par le soudage. La suite de cette étude [5] permet de modéliser simplement l'évolution de l'état de précipitation dans le cordon.

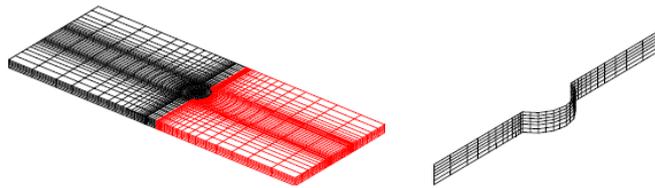


FIGURE 1.30 – Distinction du domaine "solide" (rouge) et du domaine "fluide" (noir) [6].

En approche *Eulérienne*, il est fréquent de décomposer les différentes étapes de calcul. Ainsi, Jacquin et al. [61] ont créé un modèle *Eulérien* simple réalisant le calcul en deux temps. Les champs de vitesse autour de l'outil sont d'abord déterminés analytiquement via une décomposition en champs de vitesse de contournement (écoulement fluide autour de l'outil), de torsion (frottement entre épaulement-tôle) et vortex (effet du filetage de l'outil). Ces données sont alors introduites dans un calcul thermique stationnaire pour calculer le champ de température pendant le soudage.

Colegrove and Shercliff [20] ont aussi divisé leurs simulations du procédé FSW pour le soudage d'alliage 7449 en forte épaisseur (20 mm). La simulation CFD est réalisée par deux calculs : le premier est un calcul thermique 3D utilisé pour mieux comprendre la génération de chaleur et les transferts thermiques. Le second est un modèle bidimensionnel permettant d'étudier les flux de matière à proximité du pion en négligeant les effets induits à proximité de l'épaulement et de l'enclume. L'avantage principal de ce modèle local est le gain de temps conséquent lors d'une étude paramétrique. Dans ces travaux, plusieurs géométries d'outils sont comparées en se référant aux taux de déformation et efforts générés lors du soudage. D'autres auteurs comme Chen et al. [17] ont aussi utilisé une formulation *Eulérienne* afin de prendre en compte une géométrie complexe d'outil de soudage.

Formulation Arbitrairement-Lagrangien-Eulérien

L'approche *Arbitrairement-Lagrangien-Eulérien* (ALE) peut être utilisée pour obtenir des temps de calcul réduits comme suggéré par Assidi et al. [3] et Timesli [133]. Il consiste à introduire un mouvement relatif entre le maillage et le matériau soudé afin de diminuer ou supprimer partiellement les soucis de distorsions de mailles. L'inconvénient principal de cette approche reste le choix du mouvement relatif.

Une autre approche consiste à utiliser des techniques sans maillages telles que la méthode *Smoothed Particle Hydrodynamics* (SPH) [126, 133, 97] ou la "méthode des éléments discrets" - *Discrete Element Method* (DEM) [128]. Cependant ces méthodes sont encore peu connues et délicates à mettre en place, ce qui limite leurs applications.

La formulation ALE mise en place par Gastebois and Fourment [42] est un exemple typique des étapes successives nécessaires au bon déroulement du calcul. Elle passe par une approche découplée en trois étapes qui consiste en la détermination des champs de pression et de vitesse dans tout le domaine, suivi du calcul de la vitesse de maillage puis le transfert des champs de l'ancien maillage vers le nouveau pour chaque pas de temps.

Dans leurs travaux, Assidi et al. [3] ont utilisé une formulation ALE qu'ils ont comparé aux résultats obtenus à partir d'une formulation *Eulérienne* dans les mêmes conditions de soudage. Comme le montre la Figure 1.31, des écarts existent entre les deux surfaces de contact générées dans la simulation. La condition de frottement se retrouve alors modifiée et fait évoluer les températures maximales atteintes dans le joint. Ces températures sont sous-estimées dans le cas du formalisme *Eulérien*. Toutefois il est aussi important de noter de fortes différences sur les temps de calcul pour les deux conditions : le temps de calcul est deux fois plus court en *Eulérien*. L'augmentation du temps de calcul en ALE est majoritairement expliqué par l'utilisation d'une étape de régularisation et d'évolution du maillage. Cette procédure de remaillage adaptatif est basée sur une estimation d'erreur tirée de travaux issus de la simulation du procédé de forgeage (géométrie 3D complexe, grandes déformations et hautes températures) [9].

Le développement de procédure de simulation ALE telles que celles construites par Fourment and Guerdoux [37] ou Assidi et al. [3] rend possible la simulation de la formation de défauts pendant le soudage, par l'intermédiaire de la modélisation de la surface des tôles en temps que surface libre. La Figure 1.32 illustre la génération des défauts de type " bavures flash " lorsque la pénétration de l'outil est trop importante. Cet outil numérique est très intéressant dans le cas d'analyses inverses. Il a néanmoins été montré que la composante de vitesse sur cette surface libre peut être négligée tout en obtenant des résultats thermiques et mécaniques cohérents [6].

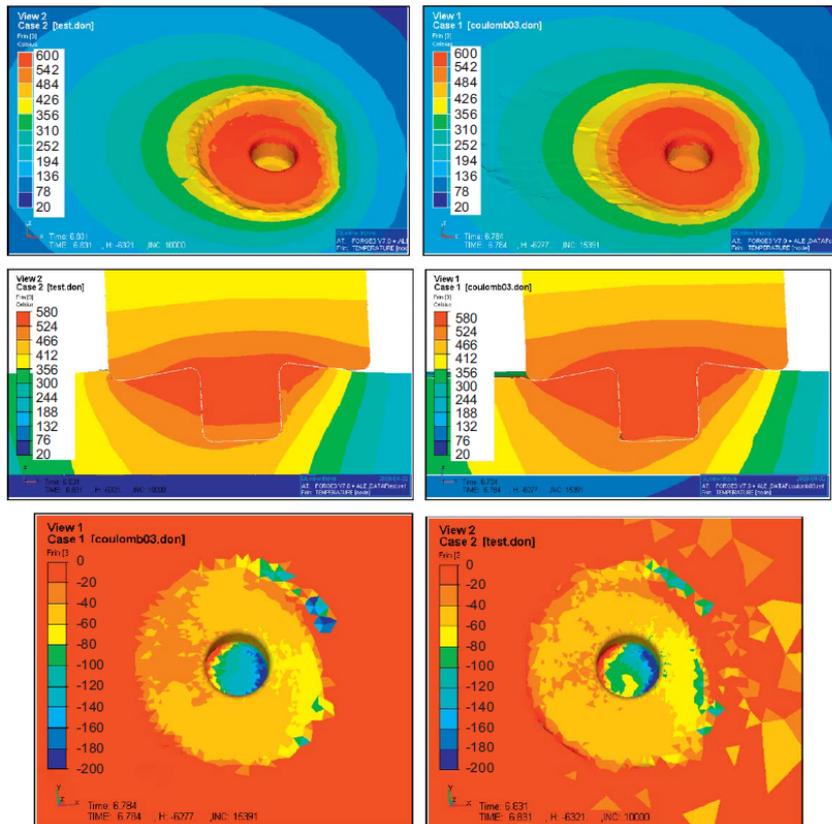


FIGURE 1.31 – Distributions de contraintes normales (bas), cartes de température (milieu) et géométries de soudure (haut) en utilisant les formulations *Eulérienne* (gauche) ou ALE (droite) dans les mêmes conditions de soudure [3].

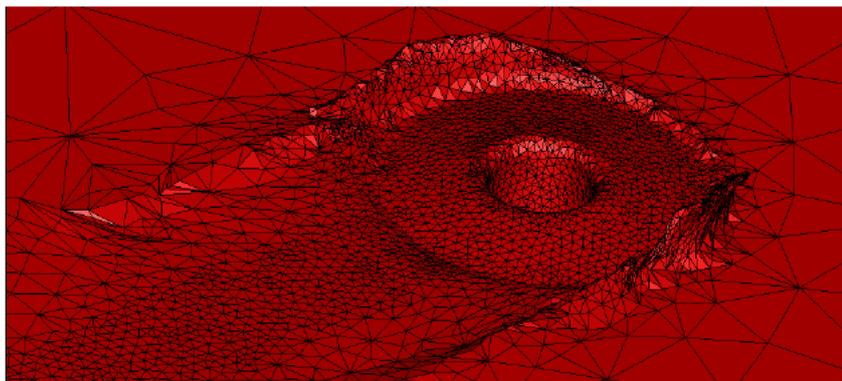


FIGURE 1.32 – Simulation de la formation de défauts du type bavures pendant le soudage [37].

Afin de simplifier la discrétisation des modèles utilisés et de continuer à éviter les distorsions de mailles trop importantes, la prise en compte du filetage pouvant être présent sur le pion de l'outil est généralement modélisée par l'ajout d'une composante de vitesse verticale V_{filet} pour prise en compte dans la condition de frottement [37, 42]. Jacquin et al. [61] ont aussi développé une condition de champ de vitesse vortex pour simuler l'effet d'un filetage sur le pion pour un formalisme *Eulérien*.

$$V_{filet} = \frac{2\pi\Omega p}{60} \quad (1.1)$$

où Ω vitesse de rotation (tr/min) et p le pas du filetage (mm).

En complément des approches exclusivement ALE, il est possible d'utiliser des modèles avec formulations croisées dans lesquelles les formalismes sont couplés entre eux. Ainsi, c'est ce qui a été développé par Feulvarch et al. [34] avec un modèle qui intègre à la fois un formalisme ALE et *Eulérien*. Cette approche passe par le développement d'une technique de maillage mobile et permet de s'affranchir de toute déformation de maillage autour de l'outil en se basant sur une décomposition du modèle en deux parties : une zone mobile qui suit la rotation de l'outil et une seconde fixe autour de la zone de malaxage qui représente le matériau de base. Cette procédure permet alors d'intégrer en 3D des géométries complexes d'outils en s'affranchissant des distorsions de maillage. Cette technique a aussi été utilisée par Chiumenti et al. [19] pour la simulation du soudage FSW.

Bussetta et al. [10] ont validé numériquement la technique de maillage mobile en utilisant deux approches de modélisation : une formulation solide a été confrontée à un modèle fluide pour le même cas de soudage. Le modèle solide nécessite une étape de remaillage, pénalisante en temps de calcul, tandis que le modèle fluide doit uniquement respecter une condition de coïncidence des nœuds entre les parties du modèle. Le modèle solide a l'avantage de pouvoir être utilisé pour déterminer les contraintes résiduelles dans le cordon. L'utilisation de deux conditions de soudage et deux lois de comportement matériau permet de confirmer que les deux formulations mises en place amènent à des résultats identiques et cohérents avec ceux observés expérimentalement.

Une autre approche possible du problème de simulation a été réalisée par Tongne et al. [134] par l'intermédiaire d'une méthode couplée Eulérien-Lagrangien (CEL). Cette approche c'est montrée efficace pour la simulation des défauts interne pendant le soudage [1] et la compréhension de la formation des structures en bandes [134].

1.3.3 Modélisation de la physique

En mécanique des milieux continus, une loi de comportement est une relation permettant de relier la contrainte mécanique appliquée à la température, la déformation et la vitesse de déformation dans tout le matériau. Même si de nombreux modèles existent, dans cette partie nous nous attarderons sur deux modèles en particulier, très fréquemment utilisés lors de simulation numérique de procédés de mise en forme.

Modèle de Johnson-Cook

Obtenue à partir d'une large campagne d'essais réalisée sur une dizaine de matériaux dans différentes conditions de sollicitations et de vitesses, le modèle de Johnson-Cook [64] permet d'exprimer la contrainte d'écoulement selon la loi suivante :

$$\sigma_Y = \underbrace{\left(A + B(\epsilon_{eq}^{pl})^n \right)}_{\text{écrouissage}} \times \underbrace{\left(1 + C \ln \frac{\dot{\epsilon}_{eq}^{pl}}{\dot{\epsilon}_0} \right)}_{\text{vitesse d'écrouissage}} \times \underbrace{(1 - T_h)^m}_{\text{adoucissement thermique}} \quad (1.2)$$

où $\sigma_Y, \epsilon_{eq}^{pl}, \dot{\epsilon}_{eq}^{pl}, \dot{\epsilon}_0$ sont respectivement, la contrainte de Von Mises, la déformation plastique équivalente, la vitesse de déformation plastique équivalente et la vitesse de déformation de normalisation ($\dot{\epsilon}_0 = 1.0 \text{ s}^{-1}$). A, B, n, C, m sont les cinq constantes du matériau qui décrivent les trois comportements du matériau : écrouissage, vitesse d'écrouissage et adoucissement thermique. La température homologue T_h est définie selon :

$$T_h = \left(\frac{T - T_{amb}}{T_f - T_{amb}} \right)^m \quad (1.3)$$

où T est la température absolue du matériau, T_f la température absolue de début de fusion et T_{amb} la température ambiante.

L'utilisation de la température homologue de déformation permet notamment de définir deux domaines de déformation : $T_h < 0.3$ est le domaine de la mise en forme à froid, tandis que $T_h < 0.5$ constitue le domaine de mise en forme à chaud pour lequel les phénomènes métallurgiques tels que la restauration et la recristallisation dynamique se mettent en place.

Cette loi de comportement a été mise en application par Lorrain et al. [79] pour la simulation du soudage FSW, Yang [148] pour le formage superplastique d'alliages d'aluminium ou encore par Fras et al. [38] pour la simulation du comportement d'un alliage 7020 sous chargement dynamique local (impact balistique).

Plusieurs adaptations du modèle ont été faites depuis sa création pour prendre en compte de manière plus réaliste les effets de viscosité à haute vitesse de déformation, de l'évolution de l'écrouissage lorsque la vitesse de déformation augmente ou encore de l'adoucissement du matériau aux hautes températures. Ces informations sont résumées dans les travaux de Courbon [22].

Alors que dans la version originale de la loi de Johnson-Cook, l'évolution de la déformation plastique est supposée être entièrement contrôlée par le durcissement par écrouissage (augmentation de la densité de dislocations et de la résistance à leur déplacement), en réalité, l'évolution de la déformation plastique est contrôlée par une compétition entre l'écrouissage et la recristallisation dynamique. En effet dans le cas du soudage FSW, les conditions de hautes températures et de grandes déformations plastiques permettent le déclenchement de recristallisation dynamique de la matière dans le noyau. Afin d'introduire les effets de la recristallisation dynamique, Grujicic et al. [49] ont proposé une relation phénoménologique simple intégrant une composante additionnelle (négative) $\dot{\epsilon}_{pl,dyn-rec}$ dans la vitesse de déformation plastique équivalente présentée dans l'équation 1.4.

$$\dot{\epsilon}_{pl,dyn-rec} = 21.5 \exp^{-1/(\epsilon_{pl}^{2.9} \cdot T_h)} \quad (1.4)$$

Modèle de Norton–Hoff

Ce modèle est basé sur une évolution en loi puissance qui permet de décrire le comportement viscoplastique du matériau étudié. On le retrouve souvent combiné à une approche Eulérienne. On peut le définir de la façon suivante :

$$\sigma = K(T)\sqrt{3}(\sqrt{3}\dot{\epsilon})^{m(T)} \quad (1.5)$$

où $\dot{\epsilon}$ est le taux de déformation, K la consistance et m la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau ($0 < m \leq 1$).

On remarque dans l'équation 1.5 que les paramètres K et m sont thermo-dépendants. Une représentation de leur évolution en fonction de la température pour un alliage 6061 est proposée sur la Figure 1.33. Certains auteurs ont fait évoluer cette loi vers une version régularisée permettant de supprimer les problèmes numériques [36] ou de prendre en compte les effets d'écroutissage, les effets temporels ou encore d'évolution de la microstructure [148].

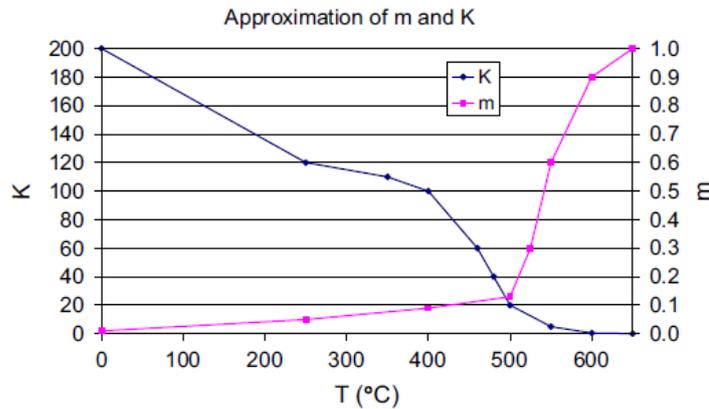


FIGURE 1.33 – Valeurs calculées de la consistance du matériau K et de la sensibilité au taux de déformation m en fonction de la température pour le modèle de Norton-Hoff appliqué à un alliage AA6061. D'après Assidi et al. [3].

Contrairement à la loi de Johnson-Cook, lorsque le taux de déformation est abaissé à zéro, il n'y a plus de contraintes présentes dans le matériau : il n'y a donc plus possibilité de prendre en compte le calcul de contraintes résiduelles.

De nombreux procédés de mise en forme utilisent une telle loi de comportement pour décrire le matériau dans des conditions de hautes températures et grandes déformations : on peut de nouveau citer l'étude réalisée par Yang [148] sur la modélisation du formage superplastique d'alliages d'aluminium où ce modèle rhéologique est comparé au modèle de Johnson-Cook. On retrouve également l'utilisation de la loi de Norton-Hoff dans les travaux de Assidi et al. [3] pour la simulation du soudage FSW. Cette loi vient en remplacement d'une première hypothèse dans laquelle le comportement est modélisé par une loi de Hansel-Spittel. L'implémentation de cette nouvelle loi de comportement permet d'obtenir un modèle plus pertinent et qui peut décrire de manière plus fidèle le comportement du matériau dans une grande plage de températures. En complément, Feulvarch [35, 36], Guerdoux [52], Gastebois and Fourment [42] ou encore Bussetta et al. [10] ont aussi utilisé cette loi de comportement pour la simulation du soudage FSW.

1.3.4 Modélisations couplées

La prise en compte de toute la chaîne de modélisation est un des objectifs finaux pour la modélisation des procédés. Elle permet d'arriver à décrire et prédire les relations procédé-structure-propriétés à différentes échelles.

La Figure 1.34 issue des travaux de Feulvarch [35] résume les différents couplages physiques que l'on peut retrouver entre la thermique, la métallurgie et la mécanique lors de la modélisation d'une étape de soudage, et plus particulièrement appliqué au soudage FSW. Il faut noter que pour maîtriser la boucle de modélisation complète, il est important de connaître toutes les étapes intermédiaires. Par exemple une sollicitation mécanique peut impacter la thermique par dissipation de chaleur due aux déformations plastiques, mais aussi la métallurgie par le biais d'évolutions de microstructure sous chargement (écrouissage, adoucissement.).

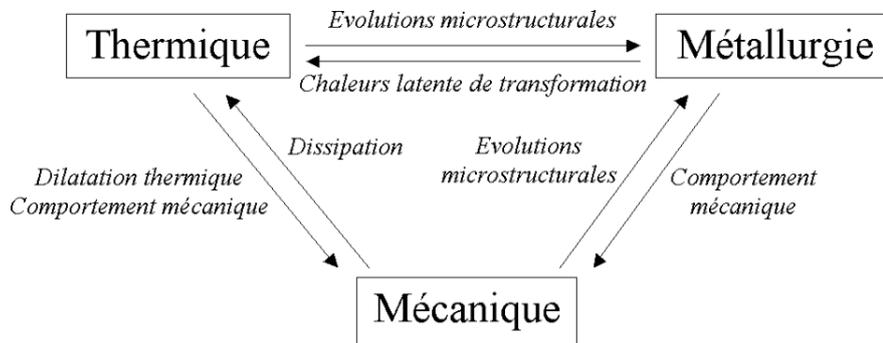


FIGURE 1.34 – Schéma des interactions physiques présentes au cours du soudage [35].

Si les liens Thermique-Mécanique et Mécanique-Métallurgie sont fréquemment intégrés dans les modèles de soudage, le lien direct Thermique-Métallurgie est peu traité dans le cas des alliages d'aluminium. En effet, la complexité des modèles nécessite la connaissance de beaucoup de données propres au matériau de l'étude, difficiles à documenter et pas toujours complètement maîtrisées.

Puydt [104] a développé une modélisation complète des effets du soudage par faisceau d'électrons sur l'alliage 7020-T652. La modélisation intégrée du procédé prend en compte les effets sur la microstructure, l'endommagement et les propriétés mécaniques jusqu'à la modélisation de la rupture. Le but final étant de ressortir un modèle complet pouvant être intégrée à des calculs de dimensionnement.

En soudage FSW, une modélisation intégrée de la précipitation, pour un alliage 2024-T3, appliquée aux cycles thermiques du soudage FSW a, par exemple, été développée par Hersent [56]. Toutefois le modèle thermomécanique [61] mis en place trouve ses limites par un effet de taille de domaine et fait fortement évoluer la justesse des résultats des modèles de précipitation.

Nous pouvons également citer les travaux de Robson and Sullivan [111] qui ont intégré un modèle thermique pour prédire les cycles thermiques dans un cordon FSW (AA7449 en 40mm d'épaisseur) couplé d'un modèle métallurgique afin de prédire la variation de dureté

dans le joint (Figure 1.35). Ce modèle va jusqu'à intégrer le vieillissement naturel du matériau pour prendre en compte les évolutions de dureté à plus long terme. Si sa mise en place est délicate, ce modèle permet néanmoins une excellente prédiction de la dureté et des zones faibles dans un joint soudé.

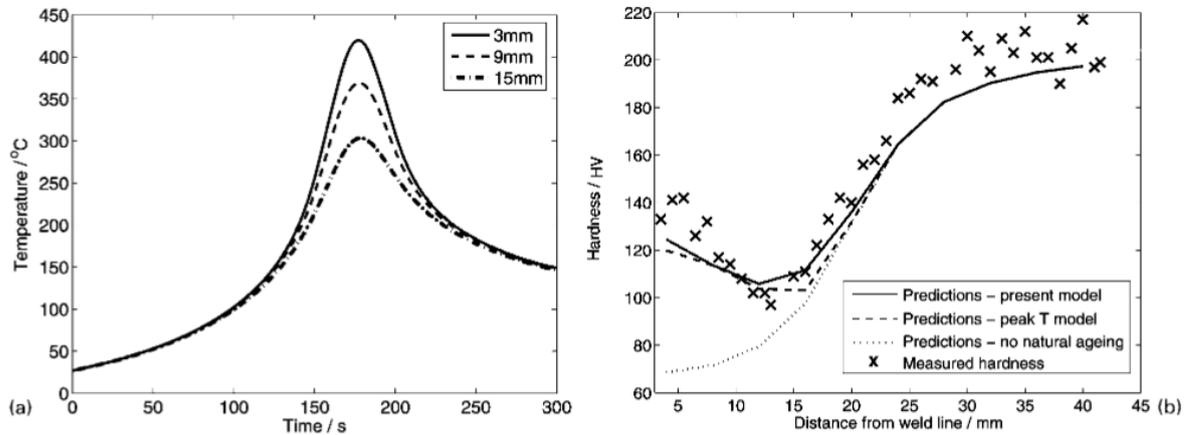


FIGURE 1.35 – (a) Profils de température simulés pour 3 distances au centre du cordon; (b) Prédiction de la variation de dureté en fonction de la distance au centre du joint pour différents modèles métallurgiques et comparaison avec un profil de dureté mesuré expérimentalement [111].

Le modèle thermomécanique 3D de simulation du procédé FSW établi par Grujicic et al. [50] permet de ressortir la distribution de température dans le cordon simulé ainsi que le champ de déformation plastique équivalente. Les évolutions microstructurales des alliages 2139-T8 et 5083-H131 sont spécifiquement prises en compte (écrouissage, raffinement de grains, durcissement par précipitation...). Les résultats thermomécaniques permettent alors une prédiction de évolutions de dureté dans tout le joint. La comparaison des grandeurs simulées avec les données expérimentales autorise la description qualitative mais aussi quantitative du modèle.

Nous voyons donc que la plupart des modèles s'arrêtent à la prédiction de la dureté dans le joint. Cependant certains auteurs vont plus loin, comme les travaux réalisés par Simar et al. [117] pour le soudage FSW des alliages d'aluminium de la série 6xxx. Cette étude met en place une démarche complète de modélisation intégrée permettant de faire le lien entre le procédé de soudage (les données d'entrée du modèle sont les paramètres de soudage) et les performances pouvant être atteintes par le joint en utilisation. La mise en place de plusieurs modèles indépendants : modèle thermique, modèle d'évolution de microstructure (précipitation durcissante), modèle d'écrouissage et modèle d'endommagement, permet d'obtenir par calculs successifs une bonne estimation de la microstructure et des propriétés mécaniques générées (Figure 1.36).

S'il est bien évidemment très intéressant de maîtriser cette modélisation pour éviter de nombreux essais pouvant être coûteux, il faut aussi garder à l'esprit qu'elle nécessite le contrôle de nombreux aspects matériaux souvent difficiles à documenter. Au travers de ces différents exemples il apparaît très clairement que la boucle entière de modélisation doit être maîtrisée pour le développement d'un modèle complet.

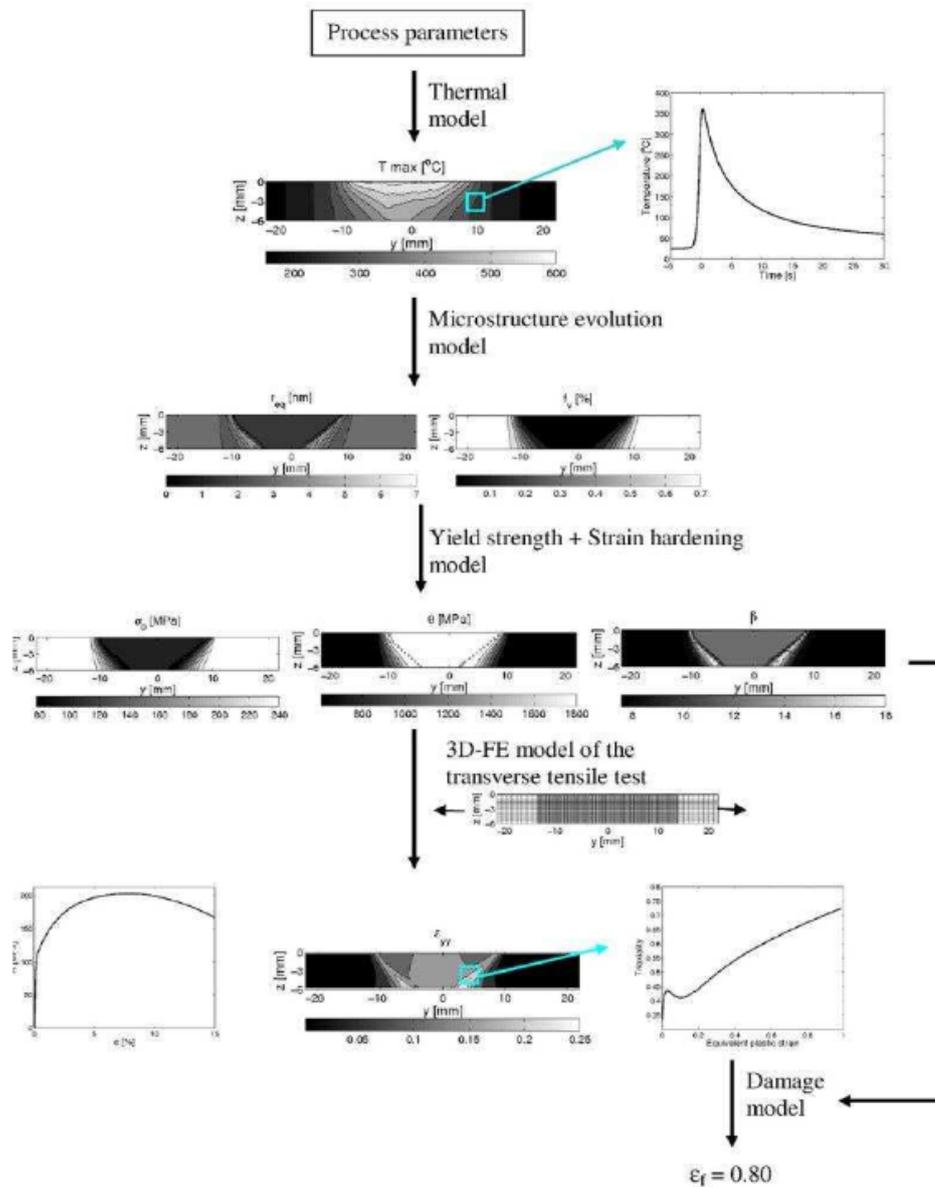


FIGURE 1.36 – Déroulement de la modélisation intégrée pour le procédé de soudage FSW pour les alliages d'aluminium série 6xxx [117]

CHAPITRE 2

Caractérisation microstructurale des assemblages hétérogènes 2xxx/7xxx

La connaissance s'acquiert par l'expérience, tout le reste n'est que de l'information.

Albert EINSTEIN

Sommaire

2.1 Introduction	52
2.2 Techniques expérimentales	53
2.2.1 Microscopie optique	53
2.2.2 Microscopie électronique à balayage (MEB)	54
2.2.3 Microdureté	54
2.3 Caractérisation métallurgique des matériaux de base	55
2.3.1 Métal de base : AA2139-T8	55
2.3.2 Métal de base : AA7020-T651	57
2.4 Éprouvettes hétérogènes 2139-T8 / 7020-T651	58
2.4.1 Soudage FSW	58
2.4.2 Microdureté	65
2.4.3 Évolution de la précipitation durcissante	72
2.5 Conclusions du chapitre	73

2.1 Introduction

L'ensemble des soudures FSW d'une épaisseur inférieure à 10 mm a été réalisé par TRA-C industrie sur une machine dédiée au soudage FSW (Figure 2.1) et produite par l'entreprise CFSW (*China Friction Stir Welding Center*).

Les spécifications de la machine sont les suivantes :

- Effort maximal de poussée $F_z = 30$ kN ; vitesse de rotation maximum de 2000 tr/min et vitesse d'avance jusqu'à 2000 mm/min ; zone utile de soudage de 500 x 600 x 250 mm ; possibilité de soudage 2D + courbes dans le plan par la conservation du tilt avec rotation de l'axe C.



FIGURE 2.1 – Machine FSW utilisée pour tous les essais de soudage.

Le développement de nouvelles géométries d'outil n'étant pas un des objectifs de cette thèse, il a été choisi de ne travailler qu'à partir d'outils commerciaux commandés directement chez le fournisseur. La géométrie choisie a fait ses preuves pour les applications de soudage bout à bout sur aluminium : outil Triflat® pour une épaisseur de tôles de 5mm (illustration de la géométrie en Figure 2.2). Il est constitué d'un épaulement ($\Phi_{\text{épaulement}} = 15$ mm) présentant un usinage sous la forme de cercles concentriques (ou *scrolled shoulder*). L'épaulement est légèrement concave pour une utilisation optimisée intégrant une inclinaison d'outil ou *angle de tilt*. Le pion ($l_{\text{pion}} = 5$ mm) est de forme conique avec présence



FIGURE 2.2 – Outil Triflat® de 5 mm utilisé pour la réalisation des essais de soudage.

d'un filetage. L'ajout de 3 facettes usinées permet un meilleur malaxage de la matière lors du soudage.

Afin d'établir un référentiel d'orientation, les différentes directions des éprouvettes soudées suivent les dénominations suivantes : WD - *welding direction* / direction de soudage, CWD - *cross-welding direction* / direction transverse à la soudure et ND - *normal direction* / direction normale ou sens de l'épaisseur de la tôle (Figure 2.3).

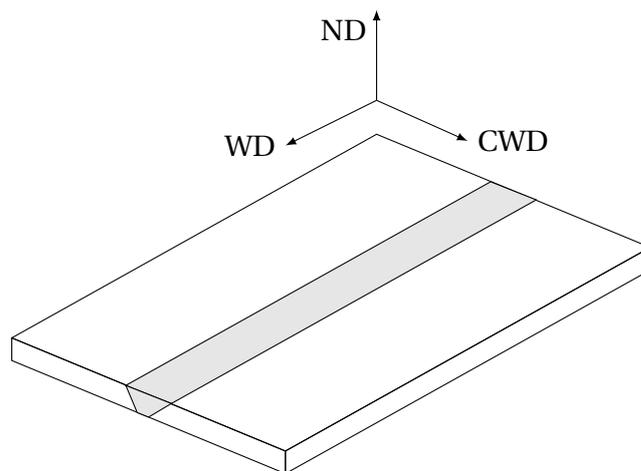


FIGURE 2.3 – Définition des directions de référence pour les éprouvettes soudées.

2.2 Techniques expérimentales

2.2.1 Microscopie optique

Un microscope confocal à balayage laser OLYMPUS LEXT OLS4100 a été utilisé pour réaliser des prises de vue sur une forte profondeur de champ. En complément, en se basant sur des vues de détails, cet équipement permet une reconstruction automatique d'une vue globale d'un échantillon complet.

Préparation des échantillons

Tous les échantillons de joints soudés ont été prélevés dans une coupe transverse à la soudure, c'est à dire dans le le plan CWD-ND. Après prélèvement, les échantillons ont tout d'abord subi un polissage manuel par étapes successives jusqu'au grade 0,05 microns à la silice colloïdale; suivi d'une finition au Vibromet pendant 17h au grade 0,05 microns pour supprimer toutes rayures potentielles de polissage.

Le métal de base 2139-T8 a subi une attaque de 7s au réactif de Keller [2 mL HF (48%), 3 mL HCl (conc.), 5 mL HNO₃ (conc.), 190 mL H₂O], tandis que le métal de base 7020-T651 a été attaqué en 2 temps : 30s au réactif de Graff-Sargent [15.5 mL HNO₃ (conc.), 0.5 mL HF (48%), 3 g CrO₃, 84 mL H₂O] suivi de 7s au réactif de Keller [2 mL HF (48%), 3 mL HCl (conc.), 5 mL HNO₃ (conc.), 190 mL H₂O]. Étant donné la sensibilité différente des deux matériaux, l'attaque en deux temps est nécessaire pour permettre de révéler la totalité de la microstructure des joints soudés.

2.2.2 Microscopie électronique à balayage (MEB)

Un Microscope Électronique à Balayage à effet de champ HITACHI SU-70 a été utilisé pour toutes les analyses fines. En fractographie, l'analyse des faciès de rupture a été réalisé en mode électrons secondaires (SE : *Secondary Electrons*) pour mettre en avant le contraste topographique des surfaces. Ce moyen d'analyse permet des observations dans une plage d'échelle très importante allant du millimètre à quelques microns, pour une profondeur de champ très étendue.

Préparation des échantillons

Pour l'étude des faciès de rupture, aucune préparation spécifique des éprouvettes rompues n'est nécessaire, afin de préserver l'apparence des surfaces et éviter de faire disparaître les éventuelles inclusions.

2.2.3 Microdureté

Une machine automatique de microdureté CLEMEX a été utilisée pour la réalisation des filiations multiples au travers du joint. Le déplacement automatique et l'utilisation de faibles charges permettent la création de cartes de microdureté de grandes dimensions tout en conservant une bonne densité d'indentation pour suivre finement les évolutions micro-structurales.

Les mesures ont été conduites par le biais d'essais de dureté Vickers (indenteur diamant en pointe pyramidale de base carrée) avec une charge de 50 gf appliquée pendant 10s. Afin d'éviter les perturbations entre mesures, une indexation de 120 µm entre indentations a été choisie. Pour la réalisation des cartes de dureté, 39 lignes de 193 points ont été indentés au travers des soudures. Un post-traitement numérique des données via MATLAB® est ensuite réalisé pour la visualisation des cartes 2D.

Pour toutes les analyses et discussions réalisées par la suite, les mesures de microdureté sont réalisées sur une coupe transverse locale. Les prélèvements sont faits dans une zone où

la formation du cordon est stabilisée et suit un régime stationnaire. Toutefois, même s'il est parfois périodique, on considère que la zone étudiée est représentative de toute la longueur du cordon.

Préparation des échantillons

Les échantillons soudés ont été polis manuellement jusqu'au grade 0,05 microns. Après polissage il est conseillé d'éviter l'utilisation d'attaque chimique complémentaire pour conserver une bonne lisibilité optique de l'empreinte et ne pas troubler la mesure des diagonales.

2.3 Caractérisation métallurgique des matériaux de base

Deux types d'alliages d'aluminium à durcissement par précipitation sont considérés dans cette étude : respectivement le 2139-T8 et le 7020-T651. Les détails de composition, microstructure et évolutions à l'état soudé sont détaillés dans les sections ci-dessous.

2.3.1 Métal de base : AA2139-T8

Le 2139-T8 est un alliage corroyé de la série 2xxx, appartenant plus particulièrement au groupe des Al-Cu-Mg-Ag. Il ne rentre actuellement pas dans le domaine normatif européen, mais est un dérivé de l'industrie aérospatiale (norme AMS 4468). On le retrouve en application aux États-Unis suivant la norme militaire MIL-DTL-32341. Sa dénomination peut être décomposée comme suit (on le retrouve aussi sous la dénomination commerciale *KEIKOR*® chez le producteur d'aluminium Constellium) :

- 2139 : nuance fonction de la composition chimique (cf. Tableau 2.1)
- T8 : traitement thermique sur-revenu (cf. Tableau 1.2)

Dans toute l'étude, le matériau a été utilisé à l'état brut de réception, sans traitement thermique additionnel avant ou après soudage.

	Zn	Mg	Fe	Si	Cu	Ag	Cr	Mn	Ti	Ni	Al
2139-T8	0.041	0.43	0.07	0.031	4.92	0.33	0.0022	0.31	0.12	0.005	Bal.

TABLEAU 2.1 – Composition de l'alliage d'aluminium 2139-T8, pourcentage massique.

La Figure 2.4 présente une reconstruction 3D réalisée à partir de 3 macrographies, après attaque chimique, dans les différentes directions. On retrouve alors la direction de laminage (RD - *rolling direction*), la direction normale (ND - *normal direction*) et la direction transverse (TD - *transverse direction*). Il présente des grains légèrement allongés dans la direction RD, mais de forme plus équiaxe dans les deux autres directions.

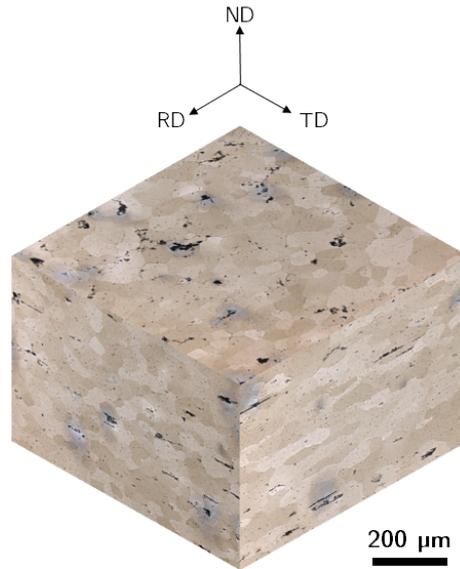
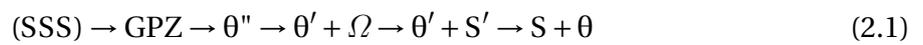


FIGURE 2.4 – Pseudo vue 3D de l’alliage d’aluminium 2139-T8. Observations dans les 3 directions au microscope optique. RD : direction de laminage; ND : direction normale; TD : direction transverse

D’un point de vue métallurgique, la séquence de précipitation typique d’un alliage Al-Cu-Mg-Ag lors d’un traitement thermique est la suivante [50] :



SSS : solution solide saturée, GPZ : zones de Guinier-Preston.

Pour les alliages d’aluminium Al-Cu (série 2xxx), la phase principale participant au renforcement est la phase θ' de structure tétragonale. L’ajout d’une petite quantité d’argent (Ag) et de magnésium (Mg) à la composition de l’alliage, comme c’est le cas pour le 2139 (alliage quaternaire Al-Cu-Mg-Ag), favorise la formation de précipités métastables Ω uniformément dispersés, en lieu et place des précipités θ' [60]. L’ajout de Mg est crucial pour l’étape de formation de la phase Ω dans les alliages Al-Cu, tandis que l’Ag accélère cette précipitation. En effet, la forte interaction entre Ag et Mg entraîne la génération de clusters de Mg-Ag qui agissent comme sites préférentiels pour la germination de Ω . La formation de la phase Ω sur le plan de glissement $\{111\}_\alpha$ est la raison principale des hautes propriétés mécaniques pouvant être obtenues pour le 2139-T8 après l’étape de vieillissement artificiel [50, 103].

L’excellente résistance mécanique et résistance au fluage sont attribuées à la répartition fine et uniforme de Ω . Contrairement à la phase θ' , sa remarquable stabilité thermique à des températures allant jusqu’à 200°C, font des alliages Al-Cu-Mg-Ag de bons candidats pour les applications hautes températures [100, 103, 60]. Cependant, lors d’un vieillissement prolongé, la phase Ω est progressivement remplacée par la phase S' . Au fur et à mesure que S' précipite et évolue vers S, on remarque une dissolution graduelle de Ω .

En utilisation, on retrouve le 2139-T8 pour des applications dans les secteurs aéronautique [93] ainsi que de la défense [84] car il présente un bon comportement et une bonne résistance aux sollicitations dynamiques, aussi bien ballistiques que de souffle mine (blast). Sa

tolérance aux dommages élevée, couplée à une grande stabilité thermique et une excellente résistance à la corrosion à l'état T8 en font également un bon candidat pour les applications aéronautiques [2, 138]. Initialement développé pour être utilisé à l'état T8 (augmentation des performances et de la précipitation à l'état vieilli artificiellement), sa mise en forme à l'état de tôle est plus facile pour un état de vieillissement naturel T3. En utilisation, sous charge mécanique par exemple, il reste préférable de l'utiliser à l'état T8.

2.3.2 Métal de base : AA7020-T651

Le 7020-T651 fait partie des alliages de la série 7xxx et est plus particulièrement désigné par la dénomination complète EN AW-7020-T651 [Al Zn4,5Mg] qui peut être décomposée comme suit :

- EN : Norme Européenne
- AW : Aluminium Wrought (Aluminium de corroyage)
- 7020 : nuance fonction de la composition chimique (cf. Tableau 2.2)
- T6 : traitement thermique au pic de durcissement (cf. Tableau 1.2)
- +51 : détensionnement par traction après l'étape de trempe

Dans toute l'étude, le matériau a été utilisé à l'état brut de réception, sans traitement thermique additionnel avant ou après soudage.

	Zn	Mg	Fe	Si	Cu	Cr	Mn	Al
7020-T651	4.0-5.0	1.0-1.4	0.40	0.35	0.2	0.10-0.35	0.05-0.5	Bal.

TABLEAU 2.2 – Composition de l'alliage d'aluminium 7020-T651, pourcentage massique.

La Figure 2.5 présente une reconstruction 3D réalisée à partir de 3 macrographies, après attaque chimique, dans les différentes directions. Pour cet alliage on retrouve aussi la direction de laminage (RD - *rolling direction*), la direction normale (ND - *normal direction*) et la direction transverse (TD - *transverse direction*). Ces dénominations seront utilisées par la suite pour faire référence aux différentes directions de chaque alliage. On remarque que le matériau de base possède une microstructure typique des matériaux laminés à chaud : grains fins et très allongés dans le plan RD-TD. Ce constat est accentué par l'étape de traction (+51) après le traitement thermique.

Selon les proportions des différents éléments d'alliage, la séquence de précipitation des alliages de la série 7xxx est encore controversée, mais peut être exprimée par la forme générique suivante :



SSS : solution solide saturée, GPZ : zones de Guinier-Preston, η' : précipité métastable, η : (MgZn₂) phase à l'équilibre

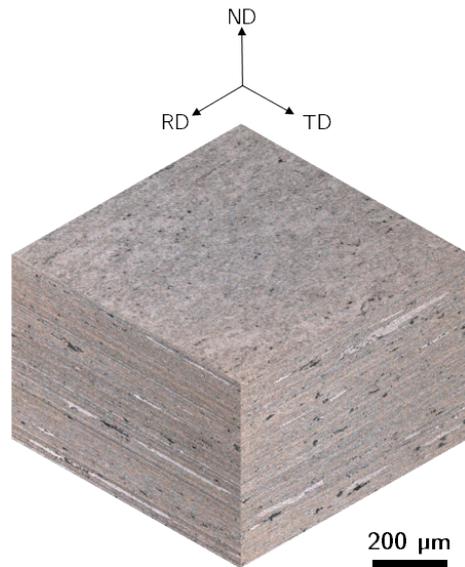


FIGURE 2.5 – Pseudo vue 3D de l’alliage d’aluminium 7020-T651. Observations dans les 3 directions au microscope optique. RD : direction de laminage; ND : direction normale; TD : direction transverse

C’est la phase η' qui est responsable de l’essentiel du durcissement structural pendant l’étape de vieillissement au pic de dureté (revenu). Lors d’un cycle thermique supplémentaire, ou représentatif d’une étape de soudage, la plupart des précipités métastables η' se dissolvent ou se transforment pour atteindre un état d’équilibre caractérisé par la phase η [67].

Ce matériau est fréquemment utilisé en applications de mécano-soudure soumises à d’importants chargements mécaniques. C’est notamment l’alliage le plus utilisé en demi-produits laminés ou filés dans différents domaines : transports, applications mécaniques et armement [137]. Il est notamment normé BLAL1 suivant la NF A50-800-1 pour les pièces du secteur Défense pour lesquelles il peut être utilisé en tant que matériau de blindage de véhicules.

2.4 Éprouvettes hétérogènes 2139-T8 / 7020-T651

2.4.1 Soudage FSW

Les travaux réalisés dans ce chapitre font suite à de précédentes études sur le soudage de l’alliage 7020-T651, notamment soudé en configuration hétérogène 7020-T651 / 6060-T6 par Giraud et al. [46]. Ces essais ont pu être poussés jusqu’à de hauts paramètres de soudage, intéressants d’un point de vue industriel, sans pour autant générer de défauts majeurs dans la structure soudée. Le domaine de soudabilité est relativement large et illustre une très bonne tolérance de l’alliage 7020 au procédé de soudage par friction-malaxage.

Dans le cas du soudage hétérogène, selon les matériaux envisagés, le comportement en soudage peut être très différent (propriétés relatives des matériaux, sensibilité à la température, contrainte d’écoulement à chaud...) et faire évoluer notablement le domaine de sou-

dabilité. Pour le cas du soudage 2139-T8 / 7020-T651, on remarque, de manière opératoire, que le changement de configuration réduit fortement la fenêtre opératoire. En effet, nous constatons l'apparition de grosses instabilités process dès que les paramètres sont trop élevés : pour une vitesse de rotation supérieure à 1000 tr/min par exemple. La vitesse d'avance étant relativement liée à la valeur de vitesse de rotation, il n'est pas possible d'augmenter nettement sa valeur.

Ces instabilités génèrent immédiatement des défauts internes et en surface (tunnel débouchant, écaillage, délaminage des couches malaxées comme illustré sur la Figure 2.6). Elles peuvent s'expliquer par une adhésion de la matière à l'outil qui vient alors se cisailier anormalement à la surface supérieure de la soudure sous l'épaulement [105, 53]. Ces défauts sont majoritairement dus à un excès d'apport de chaleur et peuvent être supprimés en ajustant correctement les paramètres de soudage. Tous les résultats présentés par la suite se limitent donc à des paramètres permettant d'obtenir des soudures saines exemptes de défauts.



FIGURE 2.6 – Exemple d'échantillon hétérogène 2139 / 7020 présentant des défauts importants en surface supérieure de la soudure.

La Figure 2.7 présente la matrice du domaine de soudabilité opératoire (DSO) pour le couple 2139 / 7020 tandis que le Tableau 2.3 détaille les différents paramètres de soudage relatifs aux cinq configurations de l'étude.

Réf.	Rotation, tr/min	Avance, mm/min	Ratio R , mm.tr ⁻¹
003	600	250	0.42
004	600	400	0.67
005	800	400	0.5
006	800	550	0.69
007	1000	550	0.55

TABLEAU 2.3 – Références des échantillons, paramètres de soudage et ratio R de vitesse pour les cinq configurations hétérogènes 2139-T8 / 7020-T651 soudées.

Le ratio R est défini comme le rapport des vitesses d'avance et de rotation utilisées lors du soudage et correspond à une avance par tour (mm/tr), paramètre que l'on retrouve fréquemment dans les études du domaine de l'usinage. En fraisage, il représente indirectement la quantité de matière pouvant être enlevée lors d'une rotation de la fraise. Dans le cas du

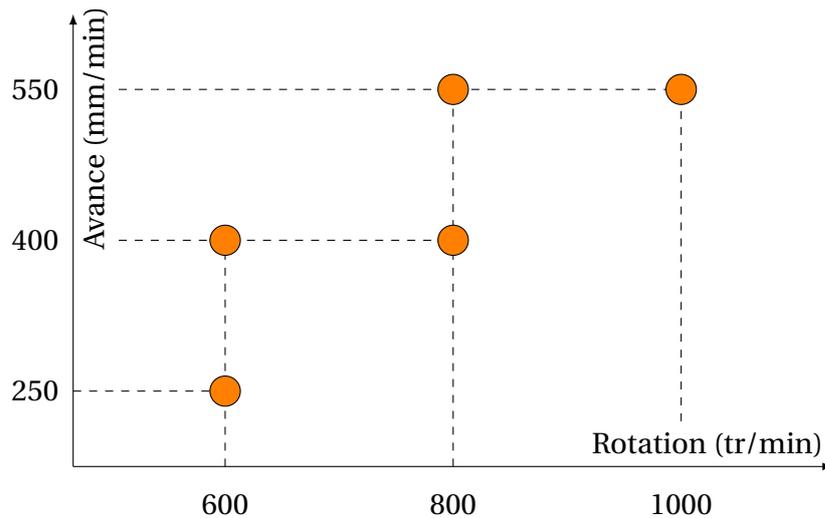


FIGURE 2.7 – Domaine de soudabilité opératoire pour le couple hétérogène 2139-T8 / 7020-T651

soudage FSW, la valeur du ratio R est un bon indicateur de la quantité de chaleur apportée par le process. Ce n'est pas une valeur quantitative, mais elle trouve beaucoup de sens lorsqu'on travaille sur plusieurs configurations de soudage que l'on souhaite comparer et évaluer. Conformément à la quantité d'énergie fournie localement aux tôles, un ratio R élevé est considéré comme une soudure froide et une faible valeur de R comme une soudure chaude [51, 46].

Les macrographies optiques obtenues pour des coupes transversales (plan CWD-ND) sont présentées en Figure 2.8. Les cinq configurations permettent d'obtenir des soudures saines dans lesquelles on ne remarque pas de défauts à l'échelle macroscopique, comme un défaut tunnel interne par exemple. La morphologie des joints est comparable et reproductible pour toutes les conditions de soudage.

Il convient de noter que, de manière systématique, le noyau se compose de deux parties, distinguées aisément par le contraste optique, l'attaque chimique et la structure révélée. Ces deux parties correspondent respectivement aux deux matériaux de base présents de chaque côté de la soudure que l'on retrouve dans le cordon sous l'effet du malaxage (Figure 2.9).

Le mélange entre les deux matériaux dans le cordon soudé n'est pas complet, même si on remarque bien un brassage des deux matériaux, particulièrement révélé par des évolutions microstructurales et une déformation importante de l'interface originale entre les matériaux. Seule une petite quantité de matériau d'un côté est présente de l'autre côté de l'interface de départ, comme illustré dans les images de la Figure 2.8. On remarque que le matériau présent du côté AS, soit l'alliage 2139-T8, subit un malaxage qui lui permet d'être présent en plus grande quantité de l'autre côté de l'interface.

Une particularité du soudage hétérogène concerne la formation d'une interface entre chaque matériaux suivant une forme en "*S-shape*" [46, 23, 110]. Elle se caractérise par une ligne très régulière et lisse entre les deux matériaux. Dans le cadre du soudage 2139-T8 / 7020-T651, les conditions thermiques et de malaxage ne sont pas réunies pour former une telle interface lisse. Étant principalement obtenue pour les paramètres de soudage avec une haute vitesse de rotation et une faible vitesse d'avance, il est probable que le domaine de soudabilité in-

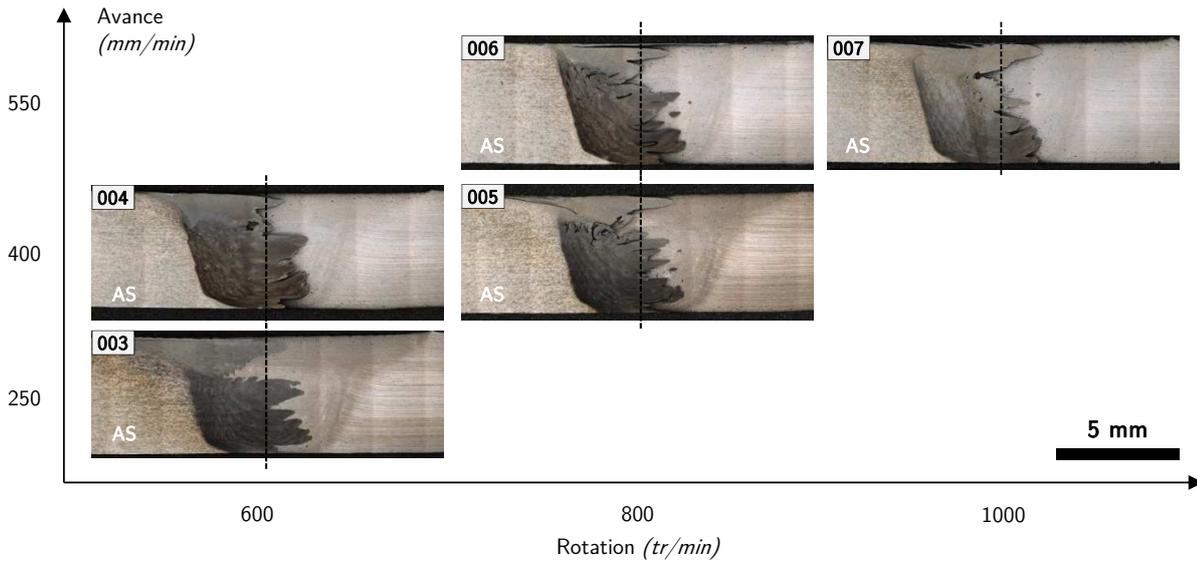


FIGURE 2.8 – Matrice des macrographies (plan CWD-ND) pour le couple hétérogène AA2139-T8/AA7020-T651.

vestigué dans cette étude ne couvre pas cette condition.

Il est également possible d’observer, pour toutes les conditions de soudage, la présence d’une structure *onion-rings* formée sur les deux tiers inférieurs du noyau. Une relative continuité de cette structure en bande existe entre les deux matériaux, même si la morphologie des bandes semble dépendante des paramètres process. Pour complément d’information, le détail des macrographies pour chaque joint soudé est présent en Annexe A.1.

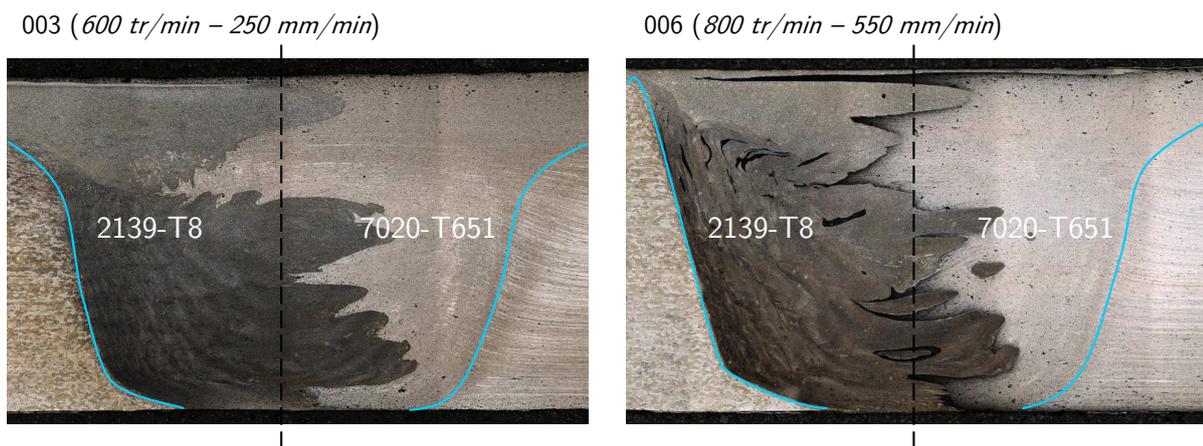


FIGURE 2.9 – Détails de structure et d’interface entre les matériaux dans les cordons soudés pour les conditions 003 et 006.

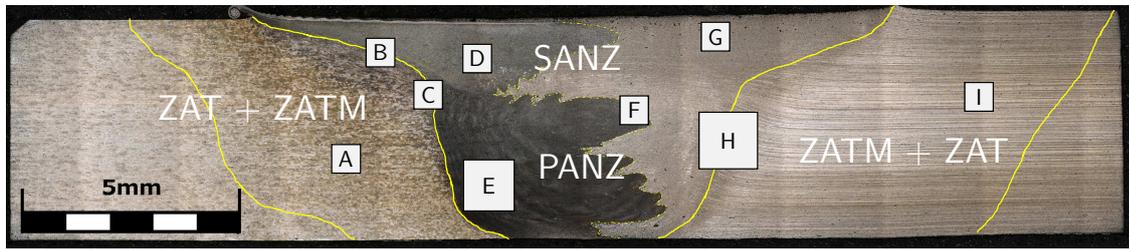
Sur la Figure 2.10a, est décrit en détails la microstructure obtenue pour la condition 003 (600 *tr/min* - 250 *mm/min*). On y retrouve les zones caractéristiques, habituellement définies pour les joints FSW : *Matériau(x) de Base* (MB), *Zone Affectée Thermiquement* (ZAT), *Zone Affectée Thermo-Mécaniquement* (ZATM) et *Noyau*. Le noyau est clairement visible, et comme précisé précédemment, on remarque une démarcation franche entre les deux matériaux où la taille de grains semble différente (détail F sur la Figure 2.10b). La ZATM est présente sur les extrémités du cordon avec un contraste microstructural relativement net du côté 2139 (AS) mais qui se révèle beaucoup moins franc du côté 7020 (RS). Ce sont les zones les plus déformées, car situées à la frontière entre l'outil et le matériau de base, et où les premières évolutions microstructurales apparaissent (détails C et H sur la Figure 2.10b). Il est difficile d'observer et d'identifier une zone franche pour borner la taille de la ZAT car il n'y a pas de phénomène de grossissement de grains ou de modification microstructurale suffisamment remarquable pour pouvoir être détectée en microscopie optique (détails A et I de la Figure 2.10b). En revanche, il est certain que la métallurgie de l'aluminium a dû évoluer car c'est une zone où la température peut encore être élevée. Pour les alliages d'aluminium, toute évolution de température conséquente induit un changement métallurgique plus ou moins marqué.

Nous remarquons que les indications de la Figure 2.10a font la distinction entre deux zones spécifiques dans le noyau, définies comme SANZ (*Shoulder Affected Nugget Zone* : noyau affecté par l'épaulement) et PANZ (*Pin Affected Nugget Zone* : noyau affecté par le pion) séparant ainsi l'influence de chaque élément composant l'outil de soudage. Chaque partie de l'outil ne génère pas les mêmes phénomènes lors du soudage et possède une influence plus ou moins importante dans l'épaisseur. Dans notre cas d'étude, le contraste microstructural est très flagrant sur cette configuration hétérogène, mais on comprend bien que l'épaulement n'a pas le même effet que le pion sur le matériau : la surface frottante de l'épaulement est beaucoup plus grande. On peut y associer un effet direct du forgeage lié à l'effort normal appliqué. La génération de chaleur par frottement est alors plus importante et est couplée à la chaleur provenant des fortes déformations plastiques : dans cette zone, la taille de grains générés est alors plus petite [84]. Cet effet se limite cependant à une zone proche de la surface supérieure. Pour le reste du noyau, formé par la PANZ, la microstructure et le mélange de matière résultant sont directement affectés par le reste de la géométrie du pion de l'outil comme le filetage et les facettes.

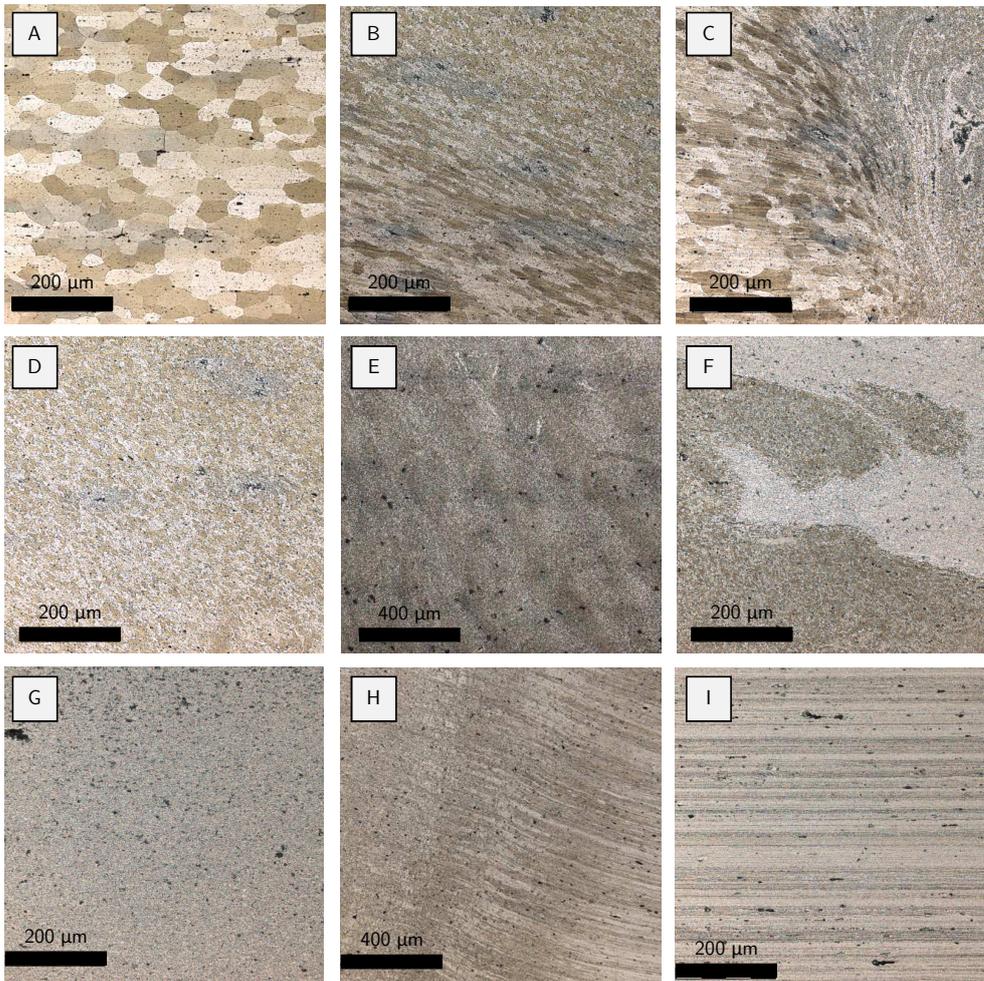
En se plaçant du côté 2139, nous distinguons que l'épaulement affecte la SANZ sur une profondeur plus réduite lorsqu'on augmente la vitesse d'avance : cela s'illustre par un bord du cordon de plus en plus net et une TMAZ orientée verticalement lorsqu'on se rapproche de la surface supérieure. La déformation plastique devient prépondérante dans le malaxage et la modification de la microstructure, au détriment du frottement outil/matière. A contrario, l'augmentation de la vitesse de rotation ne déclenche pas d'évolution majeure dans la SANZ ou la PANZ.

AA2139-T8 (AS)

AA7020-T651 (RS)



(a)



(b)

FIGURE 2.10 – Couple hétérogène 2139 / 7020 - Condition 003 (600 *tr/min* - 250 *mm/min*) : (a) macrographie optique d'une section transverse annotée avec les différentes zones caractéristiques d'un cordon FSW, (b) zooms sur les différentes zones spécifiques dans le cordon.

Flux de matière

Comme évoqué dans le paragraphe précédent, les macrographies permettent de constater la formation de structure en bandes dans le noyau. La Figure 2.11 présente plus spécifiquement une des zones dans laquelle la formation de structure en bandes est la plus caractéristique du cordon : elle se situe en pied de cordon du côté 2139. Le fort contraste de couleur dans la microstructure de l'alliage 2139-T8 rend aussi l'observation de cette structure plus aisée. Sur les cinq conditions étudiées, seulement deux conditions, aux positions "extrêmes" du domaine de soudabilité, ont été isolées : la condition 003 ($600 \text{ tr/min} - 250 \text{ mm/min}$) et la condition 006 ($800 \text{ tr/min} - 550 \text{ mm/min}$). On les nommera par la suite *condition chaude* et *condition froide* respectivement. Cette dénomination a été déterminée en se basant sur les ratios R de vitesses (Tableau 2.3).

On remarque que pour une soudure *chaude* (condition 003), les bandes sont bien alignées, forment des couronnes circulaires sur tout le joint et semblent suivre une évolution homothétique de l'intérieur vers l'extérieur du noyau. Tandis que pour une soudure *froide* (condition 006), l'évolution de la structure en bandes est bien plus chaotique et ne permet plus d'observer une évolution régulière et homothétique. Il est impossible de distinguer clairement le contour des différentes bandes. On note aussi beaucoup plus d'interpénétration de matière d'un côté à l'autre : c'est essentiellement le 7020 qui vient se placer entre les bandes formées par le 2139.

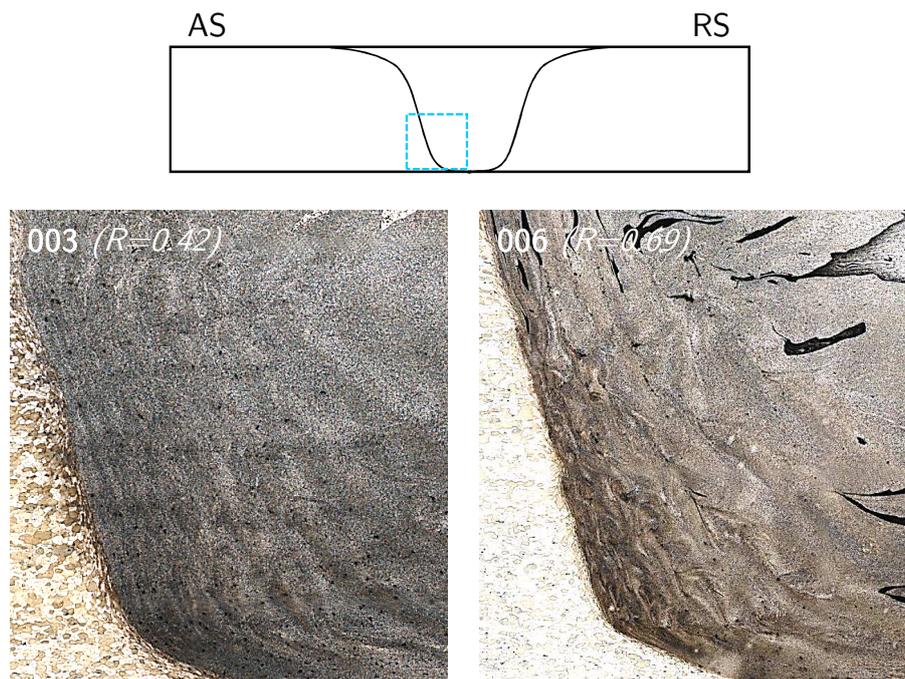


FIGURE 2.11 – Micrographies optiques de la zone présentant des *onion rings* pour les conditions présentant le ratio R le plus bas et le plus haut ($R=0.42 - R=0.69$).

2.4.2 Microdureté

Afin de mettre en évidence les évolutions microstructurales et métallurgiques qui ne peuvent pas toujours être révélées en observation optique, des essais de microdureté ont été effectués. Il est particulièrement connu que le soudage des alliages de la série 7xxx engendre un adoucissement en ZAT du cordon en raison du très fort lien existant entre la métallurgie et la microdureté des alliages d'aluminium. Indétectable par les observations précédemment réalisées, il devrait être possible de statuer sur la position et l'intensité d'un adoucissement localisé de la matière après soudage.

Même si ce point est aussi relatif à la mécanique car la dureté est fréquemment employée pour déterminer le comportement d'un joint soudé, il a été choisi d'évoquer les évolutions de microdureté des joints soudés dans ce chapitre.

Pour le soudage FSW hétérogène d'alliages d'aluminium, il est très fréquent de considérer le profil de dureté résultant comme une composition des deux profils de dureté type de chaque matériau de base soudé en condition homogène. Dans notre configuration 2139-T8 / 7020-T651, nous nous attendons alors à observer une combinaison entre les profils de dureté des alliages de la série 2xxx et 7xxx. Les alliages de la série 2xxx forment généralement des profils de dureté distinguables par leur forme en "U" pour lesquels le minimum de dureté est atteint au centre du cordon. Tandis que les alliages de la série 7xxx se distinguent par des profils de dureté en forme de "W" avec un minimum atteint dans la ZATM/ZAT de chaque côté du noyau. L'évolution des paramètres de soudage (implicitement, de la quantité de chaleur générée) est le facteur le plus important pour le contrôle de la métallurgie de l'alliage d'aluminium considéré et va donc piloter indirectement les évolutions de dureté. La Figure 2.12 présente les profils d'évolution de la dureté le long du joint, à mi-épaisseur dans la tôle, pour les cinq jeux de paramètres testés.

Lorsque l'on parcourt une coupe transversale du cordon FSW de part et d'autre depuis le côté AS vers le côté RS, on constate que le profil de dureté suit une décroissance progressive depuis le matériau de base côté 2139 pour atteindre une zone relativement stable au centre du cordon. Une seconde baisse de dureté est présente côté 7020 pour atteindre un minimum à une position variable entre 9 et 12 mm du centre du joint. Il est important de remarquer que cette valeur minimale est atteinte en dehors de la zone malaxée et se positionne donc en pleine ZAT (au delà de 7.5 mm du centre du joint) où uniquement un effet thermique peut faire évoluer la métallurgie de l'alliage et provoquer cet adoucissement.

La position du minimum de dureté évolue suivant deux positions maximales pour un $\Delta l = 3$ mm qui correspondent aux deux conditions "extrêmes" de soudage : la condition 003 et la condition 006. De la même manière que pour l'analyse du flux de matière et des *onion-rings*, la condition 003 est une soudure *chaude* ($R = 0.42$) tandis que la condition 006 est une soudure *froide* ($R = 0.69$). On constate donc très clairement que l'effet des paramètres de soudage a une incidence directe sur le décalage de la position de cette zone.

Dans l'hypothèse où, en dehors du joint, la thermique est l'unique phénomène qui régit les évolutions de dureté, la condition 003 présente la ZAT la plus large (12 mm du centre du cordon) mais aussi la plus importante chute de dureté ($HV_{\text{mini}} < 100 HV_{0.05}$). Par opposition, la condition 006 est la plus étroite (9 mm du centre du cordon), mais en se basant uniquement sur les informations de la Figure 2.12 il n'est pas possible d'affirmer que cette condition possède la plus faible chute de dureté. C'est la condition 005 qui semble subir le moins de

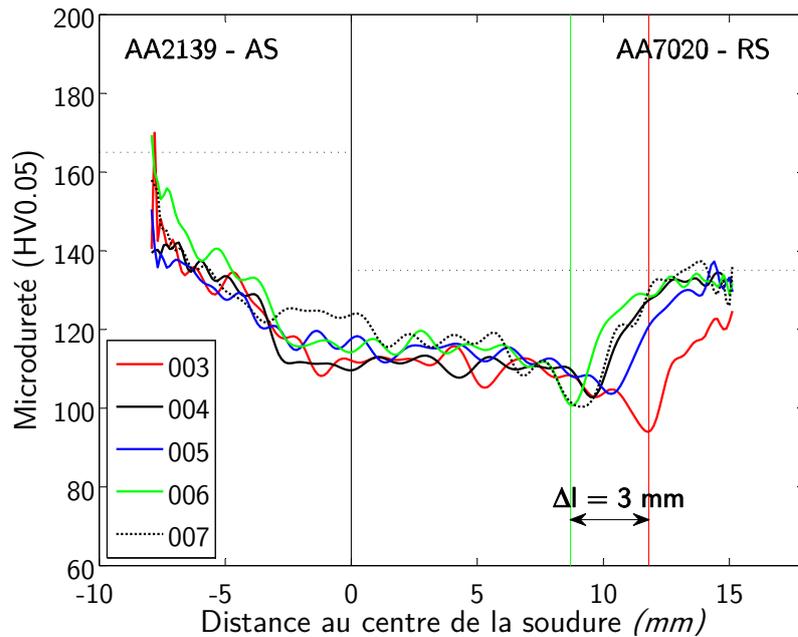


FIGURE 2.12 – Profils de microdureté à mi-épaisseur pour les 5 paramètres de soudage considérés. Les traits pointillés horizontaux représentent la dureté des matériaux de base présents de chaque côté du joint. Les traits verticaux verts et rouges représentent les positions extrêmes de la zone de dureté minimale.

variations de dureté sur l'ensemble du cordon.

Les valeurs moyennes de dureté dans le noyau sont, quant à elles, relativement peu influencées par les paramètres de soudage avec une variation $\Delta HV < 20 HV_{0.05}$. Pour une même valeur de vitesse d'avance (condition 004 associée à 005 et condition 006 avec 007), nous observons que les variations de largeur de ZAT et des valeurs de minimum de dureté sont très faibles. La condition 003 étant la seule condition soudée à une avance de 250 mm/min, il serait nécessaire de développer d'autres paramètres de soudage à cette vitesse pour étendre ce constat.

Les observations microstructurales précédemment réalisées ont mis en avant la présence d'une interface très marquée entre les deux matériaux dans le cordon. Si l'on ajoute à cela la différence notable de dureté des deux métaux de base, ces informations nous laissaient imaginer l'apparition d'une transition illustrée par la présence d'un saut de dureté singulier entre les deux matériaux dans le noyau. Les données présentes dans la littérature sur le soudage hétérogène confirment d'ailleurs ces hypothèses [25, 46, 116, 129]. Néanmoins, l'observation des profils met en évidence une dureté relativement homogène dans le noyau pour les différentes conditions de soudage. La valeur minimale atteinte dans le noyau côté 2139-T8 se raccorde progressivement avec la valeur de dureté du noyau côté 7020-T651. La condition 007 est l'unique condition de soudage à présenter un réel saut de dureté dans le centre du cordon (une dizaine de points de dureté HV).

Nous comprenons aisément que la réalisation d'une unique filiation centrale dans le cordon soudé possède de nombreuses limites dans la description et caractérisation précise des évolutions de dureté. Les observations microstructurales précédentes ont particulièrement

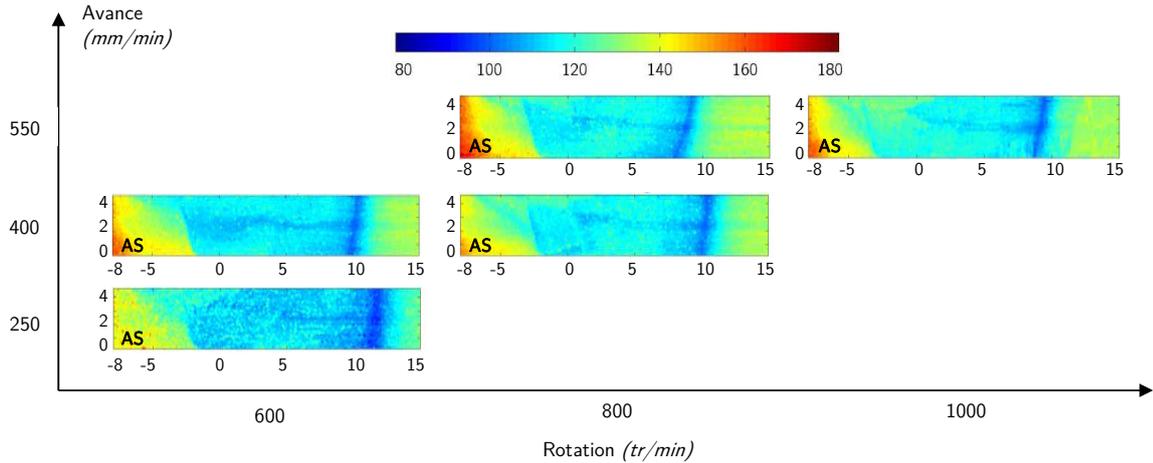


FIGURE 2.13 – Cartes transversales de microdureté ($HV_{0.05}$) du couple hétérogène 2139 / 7020. Comparaison pour les 5 configurations de soudage, positionnées dans le domaine de soudabilité opératoire.

révélé des évolutions notables entre le haut et le bas du cordon (distinction entre SANZ et PANZ). Il est donc difficile de considérer le joint complètement homogène sur toute son épaisseur : la persistance d'un effet conique lié à la géométrie d'outil amplifie les variations entre le haut et le bas de la tôle. Si la microstructure n'est pas homogène il est très probable que la dureté le soit tout autant (déformation plus importante proche de la surface supérieure avec l'effet de l'épaulement, forgeage etc ...). Pour cela, un niveau de caractérisation supplémentaire a été employé. La réalisation de multi-filiations de microdureté donne lieu à la reconstruction numérique des cartes 2D dans une section transversale CWD-ND : la Figure 2.13 regroupe ces résultats positionnés dans le domaine de soudabilité (cf. Figure 2.7). À la lecture de ces cartes transversales de dureté, il est possible de confirmer la présence d'une zone de faible dureté en ZAT, à l'extérieur du joint, côté 7020-T651, qui varie d'une distance entre 8/9 mm et 12 mm du centre du cordon. Cette dernière est présente systématiquement pour les cinq configurations de soudage sur toute l'épaisseur de la tôle et dénote bien de l'effet thermique associé en dehors du cordon. La largeur de cette zone de faible dureté est la plus élevée pour la condition 003. L'augmentation de la vitesse d'avance diminue cette largeur, mais les paramètres de soudage des autres configurations ne la font pas évoluer.

Par l'intermédiaire des cartes 2D de dureté, nous pouvons aussi remarquer que les paramètres de soudage ont une influence non négligeable sur l'inclinaison de la zone de dureté minimale : on sait qu'elle est à la fois due à la forme conique de l'outil de soudage et donc à la structure générale du joint formé, mais aussi à la diffusion de la chaleur dans les tôles. En effet, lors du soudage aux hautes vitesses d'avance, la diffusion de la chaleur est plus rapide générant une zone de dureté minimale suivant des isothermes relativement inclinées. Le maximum de déformation se concentre proche de la surface supérieure, où l'on combine les effets de l'épaulement et du pion, et se réduit jusqu'à être très faible au bout du pion. A contrario, pour des faibles vitesses d'avance, les isothermes sont beaucoup plus droites et engendrent une zone de faible dureté suivant la même orientation. Comme pour les observations précédentes, ces constats sont à nouveau les plus flagrants pour les conditions 003

et 006 qui sont respectivement les conditions *chaude* et *froide* du domaine de soudabilité.

Ces deux conditions de soudage sont considérées comme les extrêmes du domaine de soudabilité. Afin de faire la liaison entre une information locale (filiation de dureté à mi-épaisseur) et une information globale (carte 2D de microdureté), la comparaison est réalisée en Figure 2.14 et Figure 2.15. Grâce à cette comparaison, on voit nettement qu'une analyse qui se limiterait uniquement à un profil positionné à mi-épaisseur de la tôle a une validité très relative. En effet, dans un plan vertical, de fortes variations de dureté peuvent avoir lieu entre le haut et le bas de la tôle, surtout lorsqu'on se positionne dans les zones de grosses transitions de microstructure (ZATM par exemple). La condition 006 illustre très bien ce constat car elle présente une ZAT très inclinée : alors que le profil de dureté nous indique la zone de dureté la plus faible à 9 mm du centre du joint, on remarque finalement que sur toute l'épaisseur, cette zone de faible dureté évolue entre 8 et 10 mm du centre du joint. Pour illustration il a été choisi de ne présenter que les résultats de ces deux conditions, le reste des comparaisons est disponible en Annexe A.1.

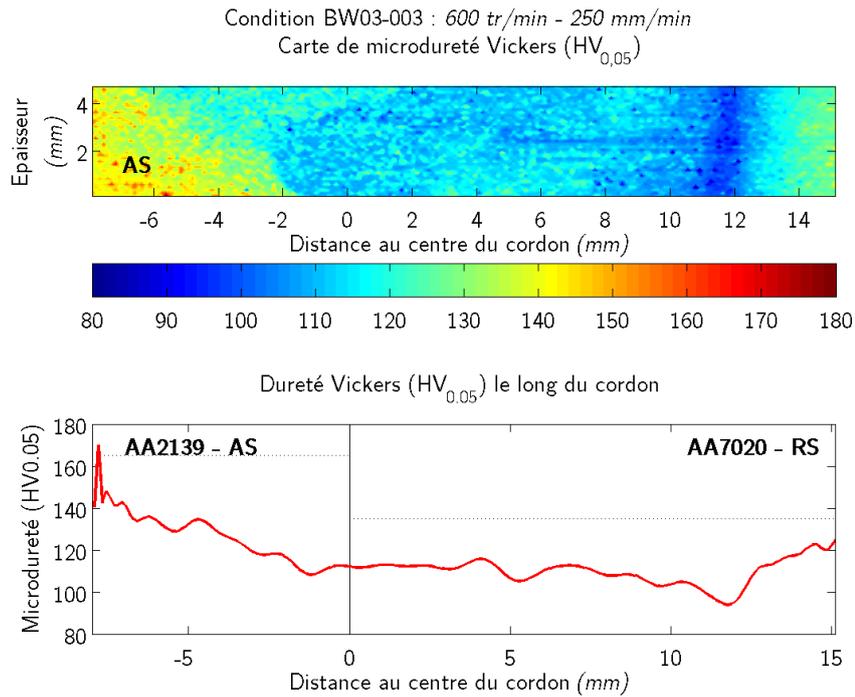


FIGURE 2.14 – Comparaison entre carte et profil de dureté à mi-épaisseur pour la condition 003 (600 tr/min - 250 mm/min).

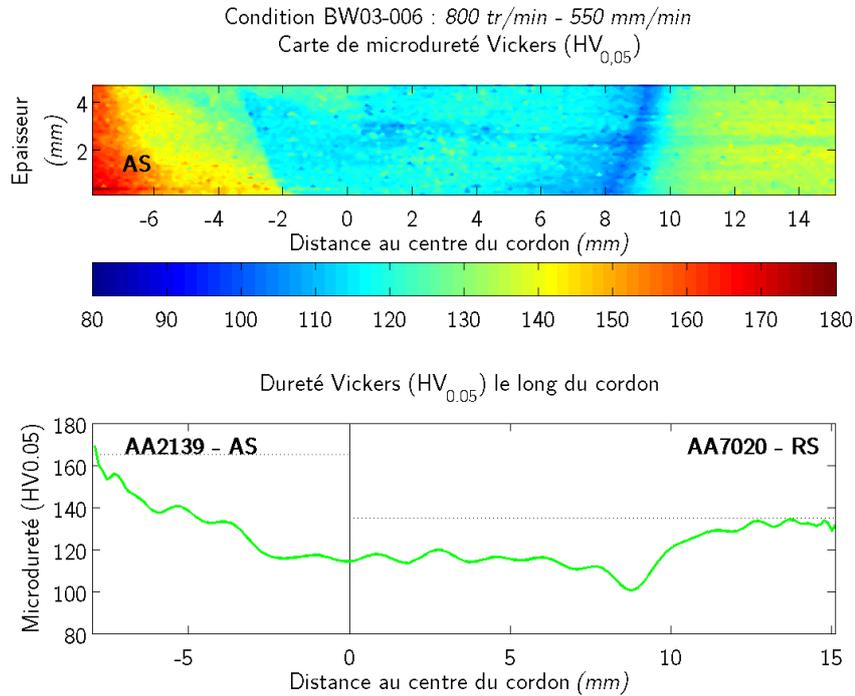


FIGURE 2.15 – Comparaison entre carte et profil de dureté à mi-épaisseur pour la condition 006 (800 tr/min - 550 mm/min).

De plus, pour les mêmes conditions de soudage isolées, la Figure 2.16 indique l'association directe que nous pouvons faire entre la morphologie du joint, la microstructure associée dans une coupe transverse et une carte de microdureté dans la même coupe. Les conditions 003 (soudure *chaude*) et 006 (soudure *froide*) présentent, non seulement, le plus de différence de morphologie de cordon, mais aussi de répartition de dureté au travers du joint entier. Ces observations confirment la corrélation très forte entre microstructure / métallurgie et dureté pour un alliage d'aluminium. Les cartes 2D de dureté sont riches d'informations et permettent déjà de faire des hypothèses sur la thermique et les évolutions métallurgiques induites (évolution de la précipitation notamment). Alors qu'en se basant uniquement sur les observations optiques de la microstructure, aucune évolution ne peut être constatée en ZAT du côté 7020, la caractérisation de la dureté dans le joint indique un haut niveau d'adoucissement très localisé.

Pour illustration il a été choisi de ne présenter que les résultats des conditions 003 et 006, le reste des courbes est disponible en Annexe A.1.

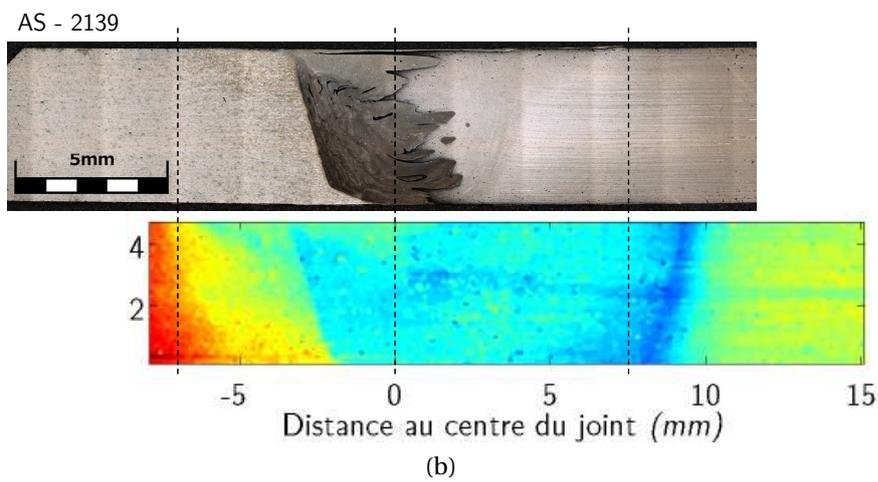
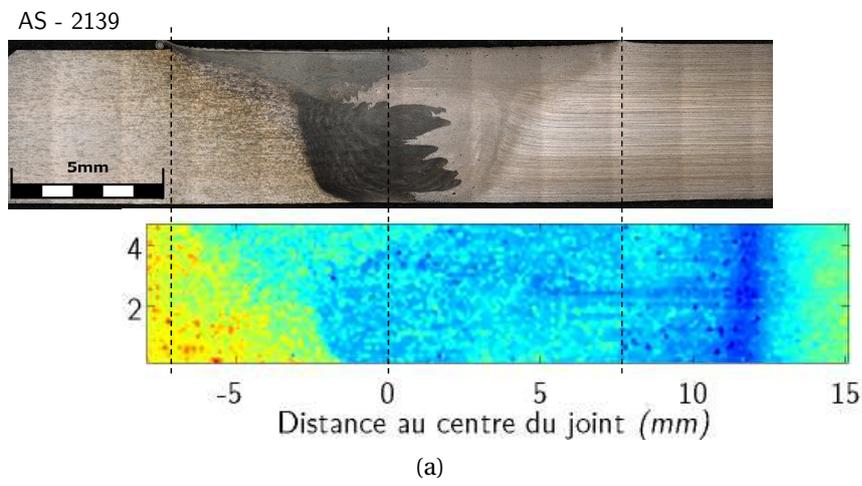


FIGURE 2.16 – Comparaison entre les macrographies optiques et les cartes de microdureté associées, dans une coupe transverse du joint, pour : (a) condition 003 (600 tr/min - 250 mm/min) ; (b) condition 006 (800 tr/min - 550 mm/min). Les traits pointillés verticaux représentent le centre du joint et le bord de l'épaulement de l'outil.

À partir des observations microstructurales réalisées précédemment (section 2.4.1) nous avons pu définir différentes zones dans le cordon (ZAT, ZATM, PANZ et SANZ pour chaque matériau). En isolant ces zones, il est alors possible de retrouver la dureté moyenne dans chacune d'elles et cela pour tous les paramètres de soudage. Le graphique en Figure 2.17 présente ces résultats.

Dans le noyau côté 2139-T8 (SANZ et PANZ assemblées), il est possible de regrouper les résultats de dureté en fonction de la vitesse de rotation. Les conditions 003 et 004 présentent des valeurs égales, ainsi que la condition 005 avec la condition 006. Cette remarque est essentiellement valable pour le 2139-T8 et ne peut pas s'étendre aux zones du noyau formées de 7020-T651 dans lesquelles la vitesse de rotation n'influence pas la valeur de dureté. De même, la séparation en PANZ₇₀₂₀ et SANZ₇₀₂₀ présente très peu d'écart entre zones lorsque les paramètres de soudage varient. Alors que les conditions 004 à 006 présentent des valeurs de dureté relativement identiques, la condition 003 est la seule qui s'illustre par une dureté clairement plus faible que les autres. Au contraire, on remarque que les écarts de dureté entre la PANZ₂₁₃₉ et la SANZ₂₁₃₉ sont conséquents, quels que soient les paramètres utilisés.

Pour quasiment toutes les zones (à l'exception de la ZATM₂₁₃₉ et ZAT₇₀₂₀), la condition 007 présente les valeurs de dureté moyenne les plus hautes, suivie par la condition 006 (soudure *chaude*). A l'opposé, et comme discuté précédemment, la condition 003 (soudure *froide*) affiche les valeurs de dureté moyenne les plus basses dans toutes les zones.

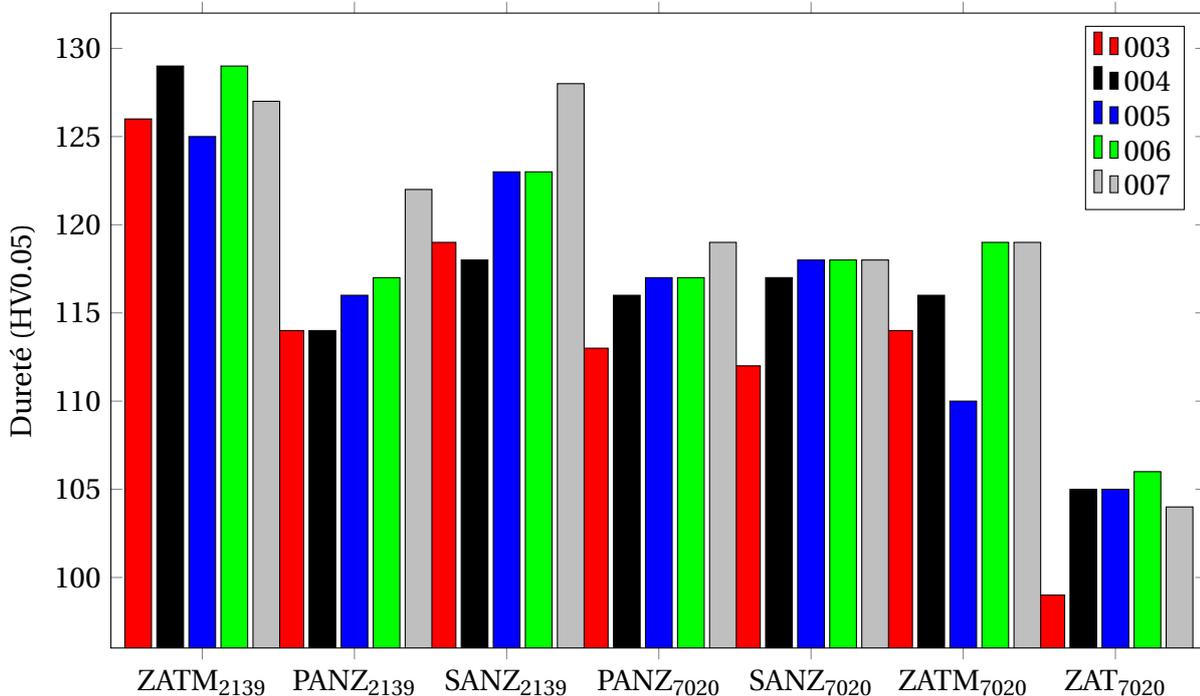


FIGURE 2.17 – Évolution de la dureté moyenne dans les différentes zones du cordon soudé, isolées par critère microstructural, pour les 5 configurations de soudage étudiées.

2.4.3 Évolution de la précipitation durcissante

Le point critique révélé par l'analyse de la microdureté au travers du joint à mis en avant une faiblesse en ZAT côté 7020. En revanche, du côté 2139, l'alliage ne montre pas de modification de dureté significative en ZAT, et un retour progressif jusqu'à la valeur de dureté du métal de base a lieu. La quantité de chaleur apportée suffit à déclencher une évolution du niveau de précipitation amenant à la réduction de la dureté de l'alliage, tout en s'estompant lorsqu'on s'écarte du centre du cordon.

En se référant à la séquence de précipitation des alliages 7xxx (page 57) et aux études bibliographiques, il est communément admis que la phase η' est responsable de l'essentiel du durcissement des alliages Al-Zn-Mg par l'intermédiaire de l'étape de revenu dans le traitement thermique [104]. Lors d'un cycle thermique suffisamment important, la transformation des précipités métastables η' vers la phase à l'équilibre η amène à un état de survenu de l'alliage comme on le constate dans la ZAT en soudage FSW [67]. Cette phase η présente sous forme de précipités intergranulaires, grossiers et incohérents avec la matrice d'aluminium, subit une coalescence plus rapide que les phases métastables et amène à une baisse de la dureté de l'alliage.

En réalité, en ZAT sur les alliages Al-Mg-Zn, il est fréquent de faire la distinction entre deux zones plus ou moins proches de la ligne de joint : une zone de dissolution et une zone de sur-vieillessement ou survenu [104]. On y retrouve donc une compétition entre, dans une partie, la dissolution totale de certains précipités initiaux suivi d'une re-précipitation pour récupérer un niveau de performances mécaniques proches du matériau de base, et dans l'autre, la coalescence des précipités due au survenu qui affaiblit le matériau. Ma and den Ouden [82] ont notamment montré à partir d'expérimentations et de simulations du soudage MIG sur un alliage 7020-T6 qu'un adoucissement dans la ZAT apparaissait à partir du moment où la température pic dépassait les 200°C. À partir de précédentes études réalisées sur le soudage hétérogène en présence de 7020 [46], nous avons vu que selon les paramètres de soudage utilisés, il n'est pas rare de dépasser les 200°C dans la ZAT. Ce constat est d'ailleurs largement répandu dans la littérature concernant le soudage FSW, même en configuration de soudage homogène.

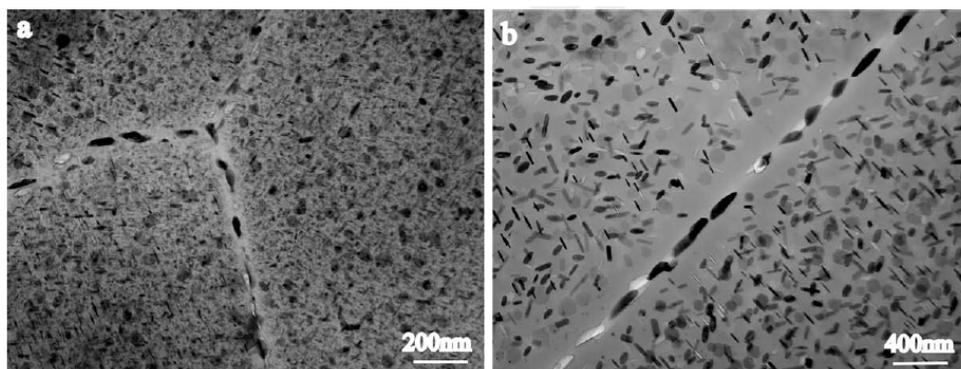


FIGURE 2.18 – Evolution de la précipitation dans un alliage 7050-T651 : (a) métal de base et (b) ZAT [123].

Dans cette étude, la présence d'une zone de faible dureté en ZAT du côté 7020, peut donc s'expliquer par le grossissement, ou coalescence, de certains précipités présents dans la microstructure en ZAT, avec pour origine le cycle thermique de soudage.

La Figure 2.18 présente un exemple de comparaison de la précipitation dans le métal de base et en ZAT d'un joint FSW sur un alliage 7050-T651 [123]. La caractérisation fine de la précipitation dans le joint ne faisant pas partie des objectifs de ces travaux, les différents constats se basent sur les travaux de la littérature.

Par la suite, des mesures de températures, à différentes positions dans la ZAT, pendant toute la phase de soudage permettront de savoir si l'hypothèse d'une température critique au-delà de 200°C est applicable avec les paramètres de soudage utilisés.

2.5 Conclusions du chapitre

Dans ce premier chapitre nous avons pu mettre en avant la possibilité de définir un domaine de soudabilité pour l'assemblage hétérogène des matériaux 2139-T8 et 7020-T651. Le domaine de soudabilité construit est relativement large avec une grande plage de paramètres de soudage. Tous ces paramètres correspondent à des conditions industrielles de soudage. Ces conditions industrielles passent par l'utilisation de vitesses de soudage élevées, contrairement à ce qui peut parfois être constaté dans la littérature, et qui n'est pas envisageable dans un contexte de production de pièces séries. De plus, le domaine défini permet de produire des assemblages soudés sains, exempts de défauts, avec une bonne reproductibilité.

L'étude des assemblages soudés a ensuite permis de présenter les évolutions de microstructure au travers du joint. La microstructure y est très hétérogène : de grosses variations de morphologie et de taille de grains apparaissent au sein du cordon. Dans le noyau, le mélange de matière semble incomplet et révèle une interface très nette entre les deux matériaux. La modification des paramètres de soudage entraîne de manière systématique la conservation de cette interface, même si la qualité et la compacité des soudures restent excellentes. En plus des zones classiquement définies pour un cordon FSW (ZAT, ZATM, Noyau), les fortes évolutions de microstructure dans le noyau permettent de faire la division en SANZ (*Shoulder Affected Nugget Zone*) et PANZ (*Pin Affected Nugget Zone*). Cette distinction se base à la fois sur la morphologie et la microstructure du joint. À une échelle macroscopique, ces différentes zones montrent une sensibilité faible aux paramètres du procédé. Cependant, à une échelle plus réduite, on remarque que les paramètres sont finalement influents sur le malaxage, la formation du cordon et la microstructure résultante.

En se basant sur le ratio R des vitesses (avance / rotation), les paramètres de soudage 003 (600 tr/min - 250 mm/min) et 006 (800 tr/min - 550 mm/min) peuvent être considérés comme les conditions "extrêmes" du domaine de soudabilité d'un point de vue apport de chaleur. Ces conditions présentent aussi les plus gros écarts de microstructure, surtout au cœur du cordon, dans le noyau.

L'analyse de la distribution de dureté met en avant une zone d'adoucissement fort en dehors du joint. Cette zone correspond plus particulièrement à la *Zone Affectée Thermiquement* (ZAT) du côté de l'alliage 7020-T651. Pour les alliages d'aluminium, la microdureté dans un joint soudé est principalement gouvernée par la nuance soudée et donc la composition chimique de l'alliage ainsi que par l'apport de chaleur. C'est le niveau de précipitation (évolution par dissolution partielle, reprécipitation et coalescence) qui évolue directement

selon les paramètres de soudage utilisés. Pour l'alliage 7020-T651, la transformation de la phase η' vers η amène à une diminution de la dureté dans les zones surrevenues (ZAT principalement).

Nous avons pu montrer que la position de cette zone de dureté minimum évolue avec les paramètres de soudage. Les valeurs obtenues pour les conditions 003 et 006 confirment l'hypothèse des conditions aux "extrêmes" du domaine car elles présentent les plus gros écarts de la zone d'adoucissement par rapport au centre du joint. Une condition de soudage froide (006) présente une zone de faiblesse le plus proche du centre du joint, tandis qu'une condition chaude (003) déplace la ZAT et la zone de faiblesse vers l'extérieur du centre du joint pour un $\Delta l = 3$ mm.

Le soudage d'un tel assemblage dans un état thermique différent pourrait être envisagé pour tenter de résoudre la grosse variation locale de dureté en ZAT pour le 7020. Le soudage à l'état de pic de durcissement T6 entraîne une difficulté de maîtrise de l'assemblage lors d'une étape de revenu supplémentaire. Le contrôle de la distribution de dureté dans l'assemblage pourrait aussi s'accompagner d'un traitement thermique post-soudage pour ramener l'alliage à l'état thermique souhaité (remise en solution puis vieillissement). Cependant la difficulté principale réside dans la possibilité de réalisation d'un traitement thermique homogène et adapté à un assemblage de deux matériaux, qui présentent chacun leurs spécificités et sensibilités aux traitements thermiques. En effet, alors que les alliages Al-Cu-Mg-Ag comme le 2139 tirent leur caractéristiques mécaniques d'un état surrevenu, les alliages Al-Zn-Mg peuvent être sensibles aux températures vécues ainsi qu'aux durées d'exposition.

CHAPITRE 3

Analyse du comportement mécanique

Aucune machine ne peut mentir.
Aucune machine non plus ne peut
dire la vérité.

Gilbert Keith CHESTERTON

Sommaire

3.1 Techniques expérimentales	76
3.1.1 Traction	76
3.2 Matériaux de base	77
3.2.1 AA2139-T8	77
3.2.2 AA7020-T651	80
3.2.3 Synthèse	82
3.3 Éprouvettes soudées 2139-T8 / 7020-T651	82
3.3.1 Macro-érouvettes	82
3.3.2 Fractographie	86
3.3.3 Micro-érouvettes	95
3.4 Contraintes résiduelles	109
3.4.1 Détermination de contraintes résiduelles	109
3.4.2 Contraintes résiduelles en surface	111
3.5 Conclusions du chapitre	116

3.1 Techniques expérimentales

3.1.1 Traction

La machine de traction utilisée pour tous les essais de traction à l'échelle macroscopique est une machine servo-hydraulique MTS 810 de capacité 100 kN. Les essais sont réalisés à une vitesse de déformation nominale de $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ pour une longueur d'extensomètre à contact $L_0=25,4 \text{ mm}$.

Une seconde échelle d'éprouvettes de traction a été mise en œuvre pour étudier le comportement mécanique plus local, on les nommera par la suite micro-éprouvettes. Les éprouvettes ont été sollicitées par l'intermédiaire d'une machine de micro-traction KAMMRATH & WEISS de capacité 5 kN équipée avec un micromètre optique KEYENCE LS-7030M. Une jauge de longueur calibrée pour $L_0=25 \pm 0.5 \text{ mm}$ permet le suivi de l'élongation globale de l'éprouvette pendant l'essai.

Macro-éprouvettes

La géométrie des macro-éprouvettes de traction quasi-statique a été définie selon la norme ASTM-E8 pour une position de joint perpendiculaire à la direction longitudinale de l'éprouvette et centrée dans la zone utile. Cette géométrie a été employée à la fois pour les essais sur métal de base et pour les essais sur joints soudés (cf. Figure 3.1).

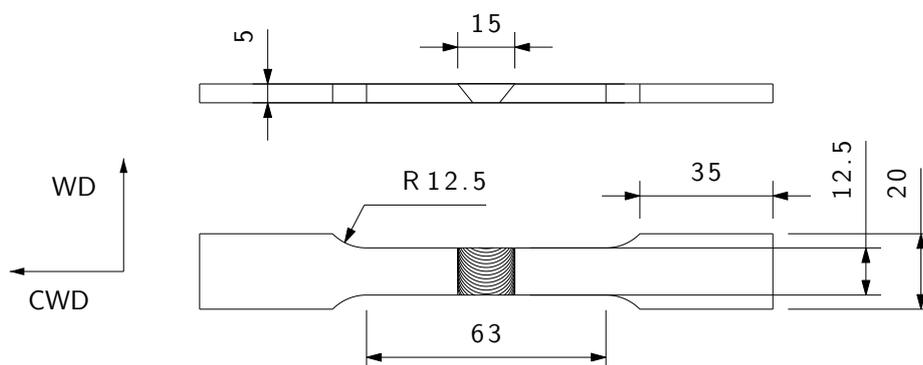


FIGURE 3.1 – Définition de la géométrie des macro-éprouvettes de traction (dimensions en mm).

Micro-éprouvettes

Le prélèvement des micro-éprouvettes de traction a été obtenu dans la tôle de 5mm d'épaisseur par l'intermédiaire d'une découpe à la tronçonneuse de précision puis d'un usinage. L'épaisseur de l'éprouvette est baissée à 4.7 mm de façon à éviter tout effet géométrique local des surfaces extérieures (bavures etc...). Afin de permettre la mise en place de la technique de mesure de déformations par corrélation d'images, un polissage de la section transverse du joint par étapes successives du papier SiC grade 240 jusqu'au grade 4000 a été réalisé. De la même manière que pour les macro-éprouvettes, cette géométrie a été utilisée à la fois pour les essais sur métal de base et pour les essais sur joints soudés (cf. Figure 3.2).

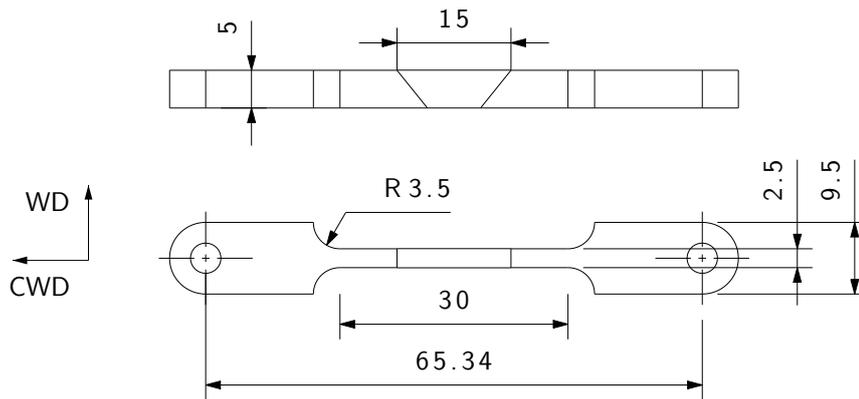


FIGURE 3.2 – Définition de la géométrie des micro-éprouvettes de traction (dimensions en mm).

3.2 Matériaux de base

Le comportement mécanique des métaux de base est caractérisé par le biais d'essais de traction monotone quasi-statique dans les différentes directions caractéristiques des tôles : sens de laminage (RD - *Rolling Direction*) et sens transversal (TD - *Transverse Direction*). L'objectif principal est de montrer si une anisotropie en plasticité existe pour chaque matériau afin de connaître l'influence d'un positionnement dans un assemblage soudé. Pour cela, il est caractérisé à deux échelles : l'essai macroscopique avec des éprouvettes de taille standard, et l'essai sur micro-éprouvettes. Ces éprouvettes de taille réduite vont servir par la suite pour la réalisation des essais instrumentés avec suivi de déformation. Il est alors nécessaire de connaître l'effet de réduction d'échelle sur le comportement mécanique à la fois des assemblages soudés, mais aussi sur les matériaux de base.

3.2.1 AA2139-T8

Macro-éprouvettes

Les Figures 3.3a et 3.3b présentent les courbes de tractions de deux essais réalisés pour, respectivement, le sens de laminage (RD) et le sens transversal (TD). La partie élastique ($\sigma \leq 500$ MPa) ainsi que tout le début de la zone plastique sont très répétables dans le sens de laminage, par contre des écarts sont observables dans la zone de striction. Dans le sens transversal, les mêmes constats peuvent être faits. En revanche, on remarque une quasi absence de striction qui fait chuter la contrainte nominale très rapidement après avoir atteint la limite à la traction R_m . Le Tableau 3.1 fait la synthèse des valeurs caractéristiques moyennées pour chaque sens de prélèvement (pour information, la valeur minimale de la norme MIL-DTL-32341 est indiquée). Les éprouvettes prélevées dans le sens de laminage présentent une élasticité légèrement supérieure (15 MPa) ainsi qu'un allongement à la rupture supérieur de 3.1%. L'anisotropie du matériau est légère en élasticité et très peu marquée en plasticité (jusqu'au début de la striction).

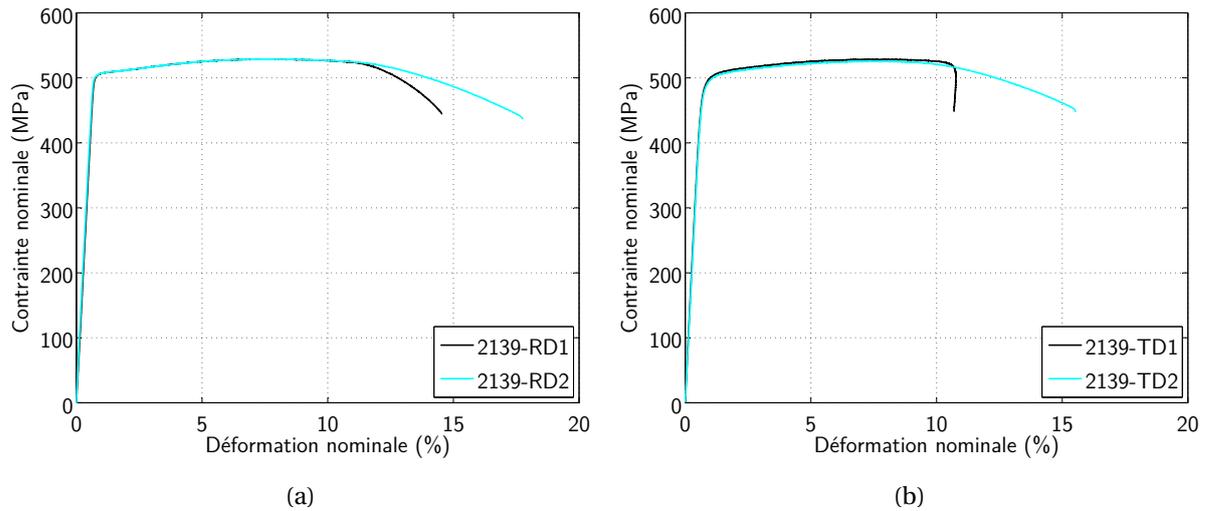


FIGURE 3.3 – Reproductibilité des essais de traction sur métal de base 2139-T8 : (a) sens de laminage ; (b) sens transversal.

	Rp0.2, MPa	Rm, MPa	Allongement, %
<i>Mini norme</i>	441	462	9
RD	505	529	15.6
TD	490	527	12.5

TABLEAU 3.1 – Propriétés mécaniques à la traction à température ambiante de l’alliage 2139-T8. RD : direction de laminage ; TD : direction transverse. Valeur minimum de la norme selon MIL-DTL-32341.

Micro-éprouvettes

Les Figures 3.4a et 3.4b présentent les courbes de deux essais de traction pour chaque sens de prélèvement dans la tôle afin de comparer l’influence possible de la réduction d’échelle sur le comportement mécanique. On remarque une bonne répétabilité entre les essais, aussi bien dans le sens de laminage que dans le sens transversal. Si le domaine élastique ainsi que le début de la zone plastique sont comparables dans les deux sens de prélèvement, on constate une baisse importante de la valeur de déformation engendrant le début de la striction. Dans le sens de laminage, la striction est entamée autour de 9% de déformation, alors que dans le sens transversal elle démarre pour un niveau de déformation autour de 6-7%.

Le Tableau 3.2 présente les valeurs moyennes des différentes caractéristiques mécaniques des micro-éprouvettes dans les deux sens de prélèvement. Comme observé sur les courbes contrainte-déformation, on note une différence conséquente d’allongement à rupture entre sens de laminage et sens transversal (4.8% d’écart).

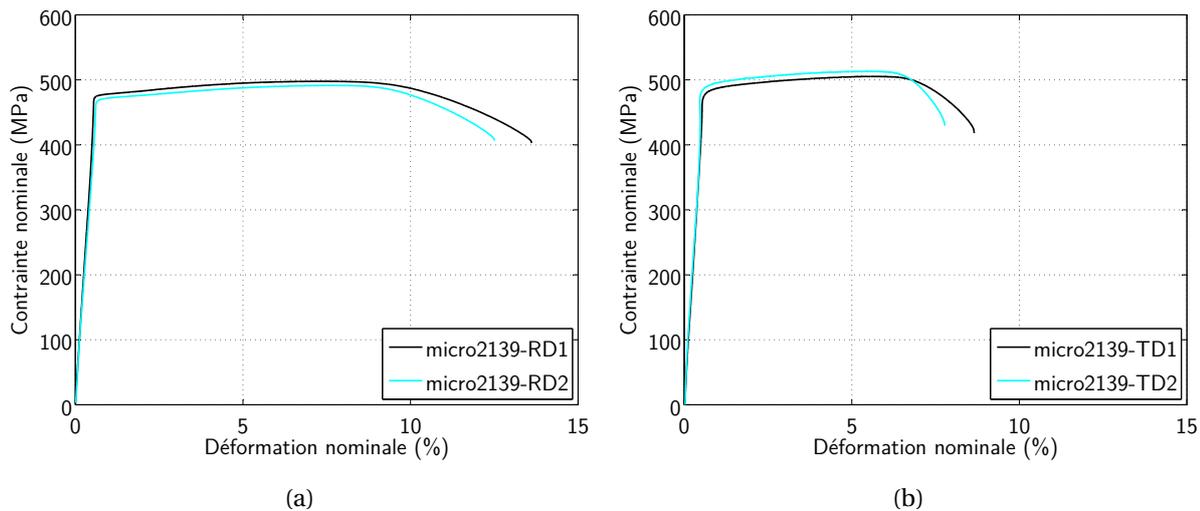


FIGURE 3.4 – Reproductibilité des essais de micro-traction sur métal de base 2139-T8 : (a) sens de laminage; (b) sens transversal.

	Rp _{0,2} , MPa	Rm, MPa	Allongement, %
RD	474	495	12.5
TD	488	509	7.7

TABLEAU 3.2 – Propriétés mécaniques des éprouvettes de micro-traction à température ambiante de l’alliage 2139-T8. RD : direction de laminage; TD : direction transverse.

Comparaison macro et micro

Les sections utiles des différentes éprouvettes de traction sont les suivantes :

- Macro-éprouvettes : section = $5 \times 12.5 = 62.5 \text{ mm}^2$
- Micro-éprouvettes : section = $5 \times 2.5 = 12.5 \text{ mm}^2$

Nous observons donc une réduction de 80% de la section de travail entre les deux échelles d’étude. Ces écarts sont principalement dus à l’utilisation d’éprouvettes relativement fines (2.5mm) pour les micro-éprouvettes de façon à maximiser la zone sollicitée, tout en respectant les capacités de la machine.

La limite élastique conventionnelle à 0.2% de déformation (Rp_{0,2}) obtenue en essai est plus basse dans le cas de l’utilisation des micro-éprouvettes que pour les essais avec macro-éprouvettes. Entre les deux essais, les systèmes de mesure de déformation diffèrent car un système à contact est utilisé pour les essais macro, tandis que nous avons employé un système optique pour les essais micro. La différence de précision des moyens utilisés, couplée à l’erreur de positionnement des marqueurs de l’extensomètre peuvent directement influencer les valeurs obtenues. Pourtant, alors qu’elle n’est pas obtenue à partir de la mesure de déformation, la limite à la traction Rm est aussi plus faible (de 18 à 34 MPa de moins) sur les essais avec micro-éprouvettes. La technique de mesure de la déformation n’est pas uniquement à l’origine des écarts de valeurs constatés. L’anisotropie entre RD et TD est plus

marquée dans le cas des micro-éprouvettes que pour les éprouvettes macro. Alors que la direction de laminage est la plus performante pour les macro-éprouvettes, c'est la direction transverse la plus performante dans le cas des micro-éprouvettes. L'allongement à rupture fait exception en étant toujours le plus bas pour la direction transverse, quelle que soit l'échelle d'observation. Il est aussi le plus faible pour les micro-éprouvettes.

3.2.2 AA7020-T651

Macro-éprouvettes

Les Figures 3.5a et 3.5b présentent les courbes de tractions de deux essais réalisés pour, respectivement, le sens de laminage (RD) et le sens transversal (TD). La reproductibilité est très bonne aussi bien dans le sens de laminage que dans le sens transversal. Néanmoins, dans les deux sens de prélèvement on constate que des écarts sont présents dans la zone de striction, modifiant en partie les valeurs d'allongement à la rupture. Le Tableau 3.3 fait la synthèse des valeurs caractéristiques moyennées pour chaque sens de prélèvement (pour information, la valeur minimale de la norme DIN EN 485-2 est indiquée). Les éprouvettes prélevées dans le sens de laminage présentent une élasticité légèrement supérieure (11 MPa) à celles prélevées dans le sens transversal, tandis que l'allongement moyen à la rupture est identique. L'anisotropie du matériau en élasticité et en plasticité est très peu marquée avec des valeurs évoluant d'une dizaine de MPa.

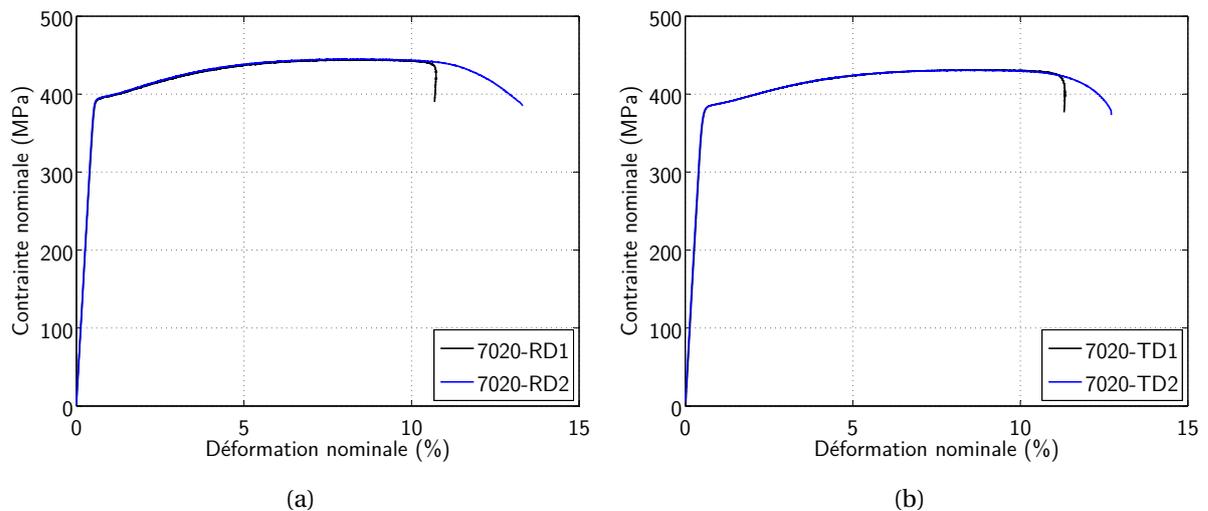


FIGURE 3.5 – Reproductibilité des essais de traction sur métal de base 7020-T651 : (a) sens de laminage; (b) sens transversal.

Micro-éprouvettes

Les Figures 3.6a et 3.6b présentent les courbes de deux essais de tractions pour chaque sens de prélèvement dans la tôle afin d'évaluer l'influence possible de la réduction d'échelle sur le comportement mécanique. On remarque une excellente répétabilité entre les essais, aussi bien dans le sens de laminage que dans le sens transversal.

	$R_{p0.2}$, MPa	R_m , MPa	Allongement, %
<i>Mini norme</i>	280	350	10
RD	395	445	11.5
TD	384	431	11.5

TABLEAU 3.3 – Propriétés mécaniques à la traction à température ambiante de l’alliage 7020-T651. RD : direction de laminage; TD : direction transverse. Valeur minimum de la norme selon DIN EN 485-2.

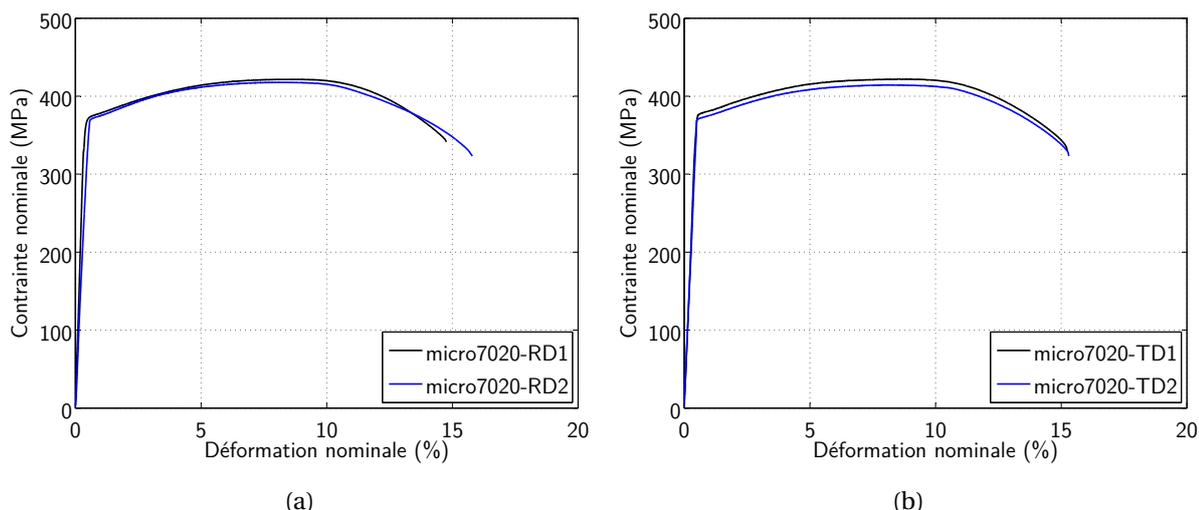


FIGURE 3.6 – Reproductibilité des essais de micro-traction sur métal de base 7020-T651 : (a) sens de laminage; (b) sens transversal.

Le Tableau 3.4 présente les valeurs moyennes des différentes caractéristiques mécaniques des micro-éprouvettes dans les deux sens de prélèvement. Les écarts constatés entre sens de laminage et sens transverse sont très minimes et révèlent une très bonne isotropie du matériau, même à une échelle plus locale. Il n’est pas à exclure que les faibles écarts constatés soient dans l’incertitude de mesure et la dispersion expérimentale.

	$R_{p0.2}$, MPa	R_m , MPa	Allongement, %
RD	373	420	14.9
TD	375	418	14.8

TABLEAU 3.4 – Propriétés mécaniques des éprouvettes de micro-traction à température ambiante de l’alliage 7020-T651. RD : direction de laminage; TD : direction transverse.

Comparaison macro et micro

La limite élastique conventionnelle à 0.2% de déformation ($R_{p0.2}$) obtenue est plus basse dans le cas de l’utilisation des micro-éprouvettes (écarts de 9 à 22 MPa). À nouveau, les variations de propriétés élastiques peuvent être en partie expliquées par l’évolution du sys-

tème de mesure de déformation entre les deux échelles. Toutefois, des écarts de valeurs de limite à la traction R_m (de 13 à 25 MPa de moins) persistent pour les micro-éprouvettes vis-à-vis des macro-éprouvettes. L'anisotropie entre RD et TD est plus marquée dans le cas des macro-éprouvettes que pour les micro-éprouvettes. La direction de laminage est plus performante que la direction transversale pour les essais sur macro-éprouvettes, tandis que très peu d'écarts sont visibles sur les micro-éprouvettes.

3.2.3 Synthèse

Les deux matériaux de base présentent des écarts conséquents de propriétés mécaniques : le 2139-T8 révèle un écart de plus de 100 MPa pour la limite conventionnelle d'élasticité ($R_{p0.2}$) et autour de 80 MPa pour la résistance à la traction (R_m) lorsqu'on le compare à l'alliage 7020-T651. Notons que ces valeurs sont parmi les plus hautes pouvant être atteintes par un alliage d'aluminium. Ces valeurs sont également plus élevées que celles de certains aciers de construction standards.

L'analyse des résultats mécaniques sur matériaux de base a permis de choisir l'orientation des tôles lors de l'étape de soudage (section 2.1). Toutes les éprouvettes ont été soudées en positionnant le sens de laminage (sens le plus performant quel que soit le matériau) perpendiculaire à la direction de soudage. De cette manière, lors des essais de traction, le sens de laminage se retrouve aligné avec le sens de sollicitation.

3.3 Éprouvettes soudées 2139-T8 / 7020-T651

Il est tout d'abord important de souligner que l'analyse de données obtenues lors d'essais de traction sur des structures soudées doit être réalisée avec précautions. Par la présence d'un cordon soudé, les hétérogénéités de microstructure sont telles qu'elles génèrent une forte hétérogénéité des propriétés mécaniques. De ce fait, les expressions de déformation globale n'ont pas de véritable sens car la répartition de déformation est variable au travers du joint. Il n'est pas rare de voir des zones privilégiées pour une localisation importante de déformation. Il est donc nécessaire d'être prudent lors de l'interprétation des résultats et de comparer les propriétés déterminées à partir de la déformation (limite conventionnelle d'élasticité à 0.2% ($R_{p0.2}$) et allongement A%) à partir de mesures réalisées avec le même extensomètre.

Ce constat démontre donc tout l'intérêt de l'étude détaillée par la suite, dans laquelle la réalisation d'essais de micro-traction avec instrumentation par corrélation d'images numériques (DIC - *Digital Image Correlation*) permettra d'évaluer la répartition de déformation plastique dans tout le joint. Ainsi, il devrait être possible de mettre en avant la possibilité pour certaines zones de se déformer à un niveau beaucoup plus important que celui de la déformation observée à l'échelle globale.

3.3.1 Macro-éprouvettes

Les résultats discutés dans cette section ont été obtenus à partir de trois échantillons. Le comportement mécanique de chacun est similaire et nous permet de ne présenter qu'une seule courbe de traction par condition. Ainsi, la Figure 3.7 présente les courbes contrainte-

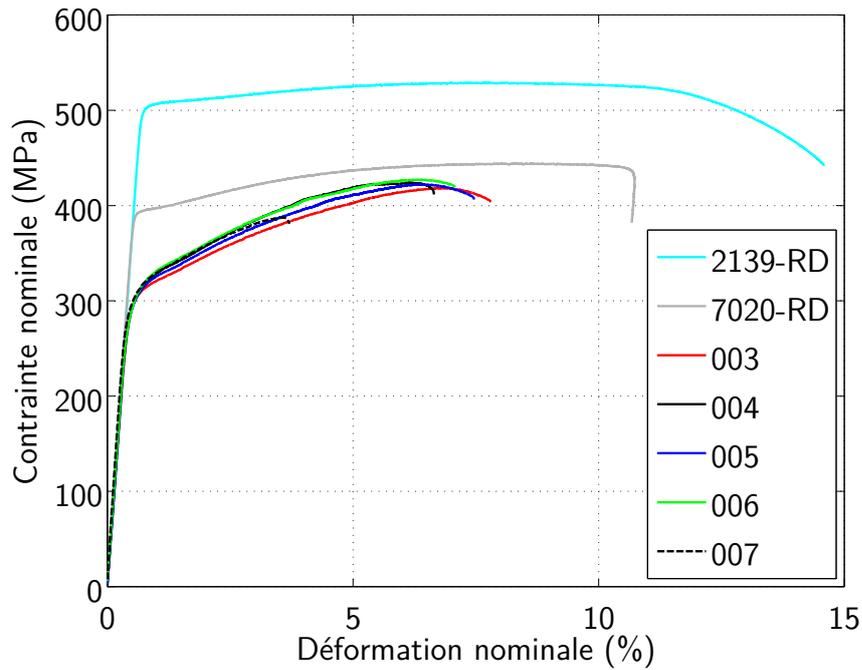
déformation pour les différents paramètres de soudage (introduits dans le chapitre 2) en les positionnant vis-à-vis des courbes des deux matériaux de base. Pour plus de lisibilité, la Figure 3.7b montre le détail de la zone de plasticité des cinq courbes correspondantes aux éprouvettes soudées.

L'observation des courbes des joints soudés montre qu'ils se caractérisent par un comportement plus proche de la courbe du métal de base 7020 que du 2139. Nous pouvons remarquer que les différents joints soudés mettent en évidence des écarts de comportement mécanique réduits lorsqu'on fait évoluer les paramètres de soudage. Tout le domaine élastique est identique et les courbes respectives de contrainte-déformation se chevauchent, tandis que le domaine plastique diffère, surtout lorsque l'on passe un niveau de contrainte supérieur à 400 MPa. En dehors de la condition 007 (*1000 tr/min - 550 mm/min*) qui se révèle plus fragile lorsqu'on passe le seuil de plasticité, les quatre autres conditions montrent toutes un début de striction autour de 6-7% de déformation nominale.

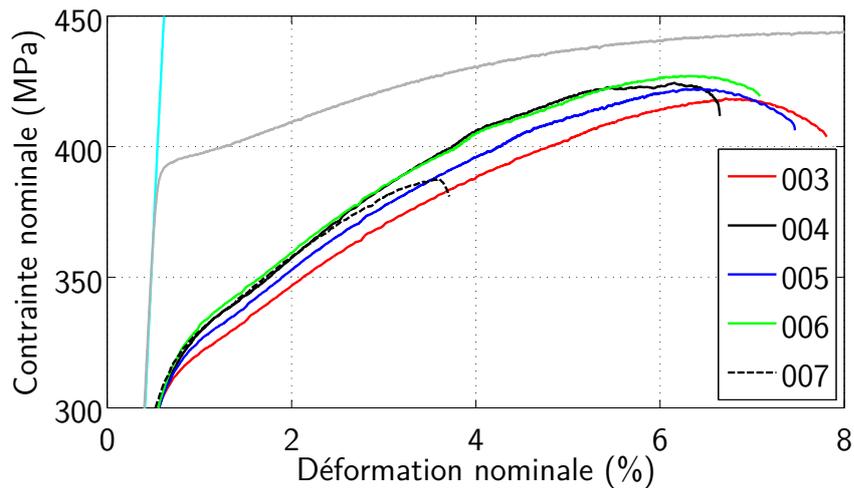
Le Tableau 3.5 présente la valeur moyenne (obtenue sur trois échantillons) des différentes caractéristiques mécaniques des éprouvettes soudées. Comme illustré par les observations sur les courbes contrainte-déformation, on ne constate que très peu d'écarts (variations entre 305 et 310 MPa pour le $R_{p0,2}$ par exemple) ainsi que peu de dispersions sur les résultats, quelles que soient les conditions de soudage utilisées.

Bien qu'elle présente un comportement élastique identique, la condition 007 est la seule à montrer une résistance à la traction plus faible, avec de fortes variations, associée à une faible elongation à rupture. Il a été constaté (et expliqué précédemment dans le chapitre 2) que cette condition était la condition la plus instable d'un point de vue process et pouvait amener à la formation de certains défauts. On voit donc clairement que l'effet de ces instabilités se retranscrit de manière immédiate sur les performances mécaniques et la variabilité des résultats.

Remarquons que pour tous les échantillons, le niveau de déformation totale est assez faible, et peu de striction est apparente avant d'amener à la rupture des éprouvettes (peu d'évolution de déformation après le passage du R_m sur les courbes contrainte-déformation de la Figure 3.7). Ce point est cohérent avec le comportement mécanique de l'alliage 7020-T651 très sensible à la déformation à froid.



(a)



(b)

FIGURE 3.7 – Courbes contrainte-déformation des assemblages hétérogènes 2139 / 7020 pour les 5 paramètres de soudage. Comparaison avec les courbes de traction des matériaux de base : (a) vue globale; (b) vue de détail.

Afin de comparer les valeurs obtenues pour les joints soudés vis-à-vis de leur performance à l'état de matériau de base, il est choisi de calculer le coefficient de joint, ou coefficient d'efficacité, défini dans la norme NF EN ISO 25239-4 relative au niveau de performance mécanique à atteindre pour un assemblage FSW. Le coefficient de joint f_e est communément calculé à partir de la limite à la traction R_m (Équation 3.1), mais il est souvent intéressant d'apprécier de la même manière les rapports de limite conventionnelle d'élasticité à 0.2% de déformation $R_{p0,2}$ et d'allongement à rupture $A\%$. Dans le cas du soudage hétérogène,

on privilégie généralement de calculer le coefficient de joint f_e en se basant sur le matériau le plus faible présent dans l'assemblage. Ainsi, pour l'assemblage 2139-T8 / 7020-T651 étudié ici, il est décidé de calculer les coefficients de joint en se basant sur les propriétés mécaniques de référence de l'alliage 7020-T651. En complément, dans ces travaux, les coefficients de joints pour les caractéristiques $Rp_{0,2}$ et $A\%$ ont été déterminés.

$$f_e = \frac{Rm_{joint}}{Rm_{MB}} \quad (3.1)$$

Comme expliqué en début de section, la comparaison des valeurs de limite élastique et d'allongement est possible car les longueurs d'extensomètre utilisées pour tous les essais sont identiques (pour rappel $L_0 = 25$ mm).

Les coefficients de joint par rapport au Rm , $f_{e(Rm)}$, atteints par les cinq assemblages hétérogènes évoluent de 88% (condition 007) à 96% (conditions 004 et 006). Ces valeurs sont très supérieures à celles fréquemment obtenues pour un assemblage soudé. Selon la norme NF EN ISO 25239-4, pour un alliage de la famille des alliages à durcissement structural soudé en FSW à un l'état initial T6 (pas de distinction faite pour les états survenus), le coefficient de joint attendu à l'état brut de soudage doit être supérieur ou égal à 0.6, c'est à dire 60% des propriétés du matériau de base. Notons toutefois que, dans la définition de la norme, cette valeur ne prend pas en compte la réalisation d'assemblages hétérogènes pour lesquels il est plus délicat de faire une évaluation des caractéristiques mécaniques moyennes. En atteignant des valeurs pouvant être supérieures à 90%, on peut donc positionner les assemblages 2139 / 7020 soudés en FSW comme des assemblages très prometteurs. Une comparaison rapide avec les procédés de soudage à l'arc pour les alliages d'aluminium rend compte de plusieurs points : au-delà des conditions opératoires difficiles pour la réalisation des assemblages (fissuration à chaud et à froid, formation de porosités dans le cordon ...), les performances pouvant être atteintes se limitent à un coefficient de joint effectif de l'ordre de 60%, nettement inférieur à ceux atteints par un assemblage soudé en FSW [32, 94].

Suite à ces observations, il est intéressant de remarquer qu'un assemblage peut atteindre un coefficient de joint de 88% pour la résistance à la traction (condition 007), tout en ayant une valeur d'allongement à la rupture qui reste faible.

Échantillon	$Rp_{0,2}$, MPa	Rm , MPa	Allongement, %	$f_{e(Rp0.2)}$, %	$f_{e(Rm)}$, %	$f_{e(A\%)}$, %
003	305 ± 0	417 ± 1.4	7.2 ± 0.1	77	94	63
004	308 ± 0,1	425 ± 0,3	6.4 ± 0,4	78	96	55
005	306 ± 0,1	422 ± 0,1	6.6 ± 0,4	78	95	57
006	310 ± 0,8	427 ± 0,2	7.2 ± 0,7	79	96	63
007	308 ± 0,7	389 ± 14,5	3.2 ± 0,3	78	88	28

TABLEAU 3.5 – Propriétés mécaniques à la traction à température ambiante des assemblages soudés. Coefficients de joint calculés par rapport à l'alliage 7020-T651 suivant RD. Valeurs moyennes calculées sur 3 échantillons.

Même si les courbes contrainte-déformation de la Figure 3.7 et le Tableau 3.5 rendent compte de comportements assez proches de toutes les soudures, dans le détail, les performances mécaniques des assemblages soudés montrent une certaine sensibilité aux paramètres de soudage. L'augmentation de la vitesse d'avance (conditions 003-004 et conditions

005-006) permet un renforcement simultanée des valeurs du $Rp_{0,2}$ et du Rm . Entre la condition 003 et 004 on note une baisse de l'allongement à rupture $A\%$, tandis que pour les conditions 005 et 006 l'allongement augmente avec la vitesse d'avance. A l'opposé, si la vitesse de rotation s'accroît (conditions 004-005 et conditions 006-007), les valeurs de $Rp_{0,2}$ et de Rm diminuent. Les allongements à rupture restent globalement peu sensibles aux variations de vitesse de rotation, à l'exception de la condition 007 qui s'illustre par une chute importante de son allongement à rupture.

Si on exclue cette condition 007, qui est plus instable que les autres conditions, on peut remarquer que l'ordre croissant de performances mécaniques en essai de traction est en remarquable corrélation avec le classement établi pour le ratio R des vitesses (Tableau 2.3). Lorsque le ratio R est le plus haut, les performances mécaniques atteintes sont les plus élevées. Si on diminue ce rapport de vitesses, on constate alors que les performances mécaniques diminuent comme présenté dans le Tableau 3.6. Cependant, ces variations restent très faibles, à une hauteur de 1,6% pour le $Rp_{0,2}$ et de 2.3% de variation pour le Rm .

Échantillon	Paramètres	ratio R , mm/tr	Rm , MPa %
003	600 - 250	0.42	417 ±1.4
005	800 - 400	0.5	422 ±0,1
007	1000 - 550	0.55	389 ±14,5
004	600 - 400	0.67	425 ±0,1
006	800 - 550	0.69	427 ±0,2

TABLEAU 3.6 – Classement des performances en traction en fonction des paramètres de soudage utilisés.

En se replaçant dans un contexte industriel, nous voyons ainsi qu'il est possible de trouver plusieurs paramètres de soudage amenant à des performances plutôt équivalentes. La flexibilité du procédé pourrait permettre, si besoin est, d'adapter des vitesses à une contrainte locale de la pièce à souder et/ou de son environnement : contrainte géométrique, limitation machine dans une direction ... Dans une optique de dimensionnement de composants hybrides / hétérogènes, le dimensionnement est couramment obtenu à partir d'un critère sur la limite élastique Re (ou $Rp_{0,2}$). Il est assez rare de rencontrer des cas de dimensionnement en statique dans lesquels on se base sur le Rm . Il est donc important de faire remarquer la bonne conservation des propriétés élastiques quelle que soit la condition de soudage.

3.3.2 Fractographie

Matériaux de base

Sur la Figure 3.8, nous pouvons observer la localisation de la zone de rupture du métal de base 2139-T8, tandis que la Figure 3.9 illustre le mode de rupture pour le métal de base 7020-T651. Les analyses ont été réalisées pour un prélèvement d'éprouvette dans la direction de laminage et la direction transversale. Pour les deux sens de prélèvement, la rupture des deux matériaux de base se produit en biseau pour un angle de 45 degrés environ par rapport à la direction de traction. La rupture apparaît franche et nette mais avec peu de striction de l'éprouvette autour de la zone de rupture. Ce constat est particulièrement net pour l'alliage

7020-T651. Ce sont les contraintes de cisaillement qui sont responsables de la rupture, en révélant une orientation en biseau formée par le glissement d'une bande de cisaillement lors de l'essai.

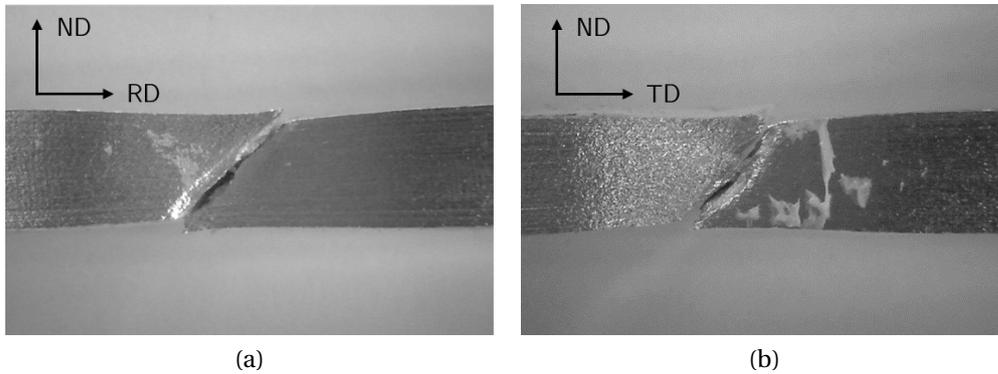


FIGURE 3.8 – Photographies des modes de rupture pour le métal de base 2139-T8 dans les deux directions de prélèvement : (a) direction de laminage; (b) direction transversale.

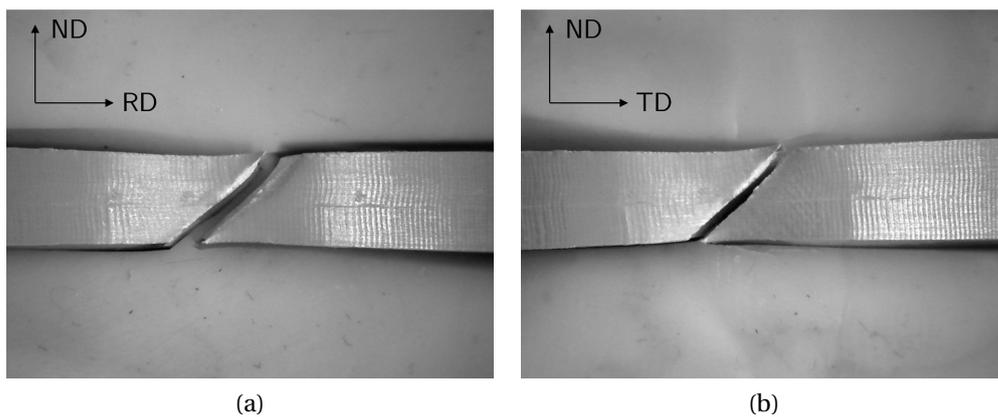


FIGURE 3.9 – Photographies des modes de rupture pour le métal de base 7020-T651 dans les deux directions de prélèvement : (a) direction de laminage; (b) direction transversale.

Nous verrons par la suite que la rupture des éprouvettes soudées se produit à l'extérieur du joint, du côté 7020-T651. Pour cette raison, l'analyse du faciès de rupture a été étendue à plus faible échelle pour ce matériau.

D'un point de vue microscopique, le faciès de rupture est typique d'une rupture ductile pour laquelle on retrouve la présence de grosses cavités et des cupules de plus faible taille (Figure 3.10). Le mode de rupture ductile est caractéristique des matériaux cubiques à faces centrées (*cfc*) comme les alliages d'aluminium, et se propage par la croissance de défauts internes, qui est due à l'augmentation de déformation plastique lors de l'essai.

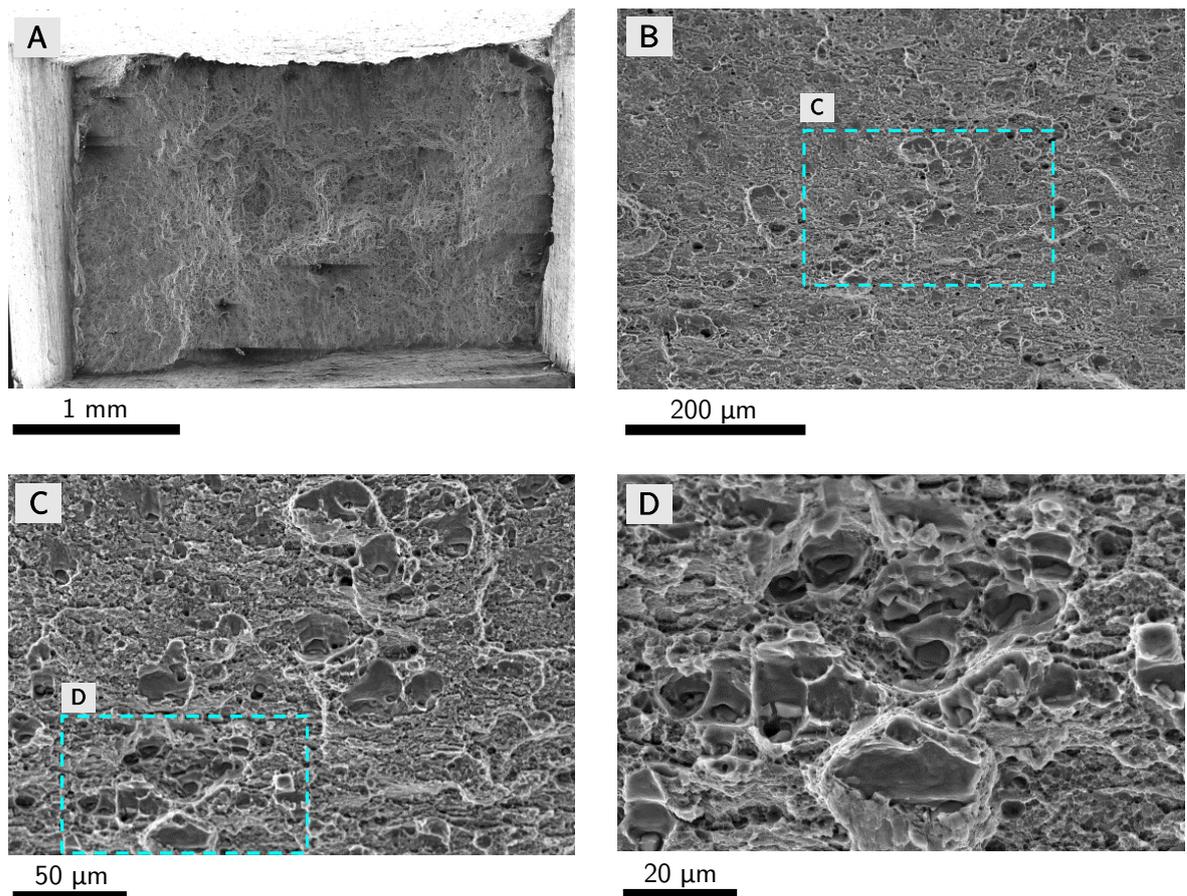


FIGURE 3.10 – Observation au MEB des faciès de rupture sur le matériau de base 7020 (sens de laminage-RD) à différents grossissements.

Soudures 2139 / 7020

Sur la Figure 3.11 est présenté un exemple de zone de rupture représentatif des lieux de rupture observés pour toutes les conditions de soudage qui rompent en dehors de la soudure. Celles-ci cassent à l'extérieur du joint, plus particulièrement en *Zone Affectée Thermiquement* (ZAT) du côté 7020. La rupture en ZAT est assez caractéristique de la qualité de soudure obtenue car elle permet de confirmer que la partie centrale du joint est saine et compacte. Ainsi, dans la ZAT ce n'est pas la présence de défauts macroscopiques qui déclenche la rupture dans le cordon, mais uniquement l'influence thermique du procédé de soudage car cette zone se situe en dehors du lieu de malaxage par l'outil.

La condition 007 ($1000 \text{ tr/min} - 550 \text{ mm/min}$) est l'unique condition de soudage qui présente une position de fracture variable. Sur les différents échantillons utilisés lors de la campagne d'essais, on constate que la rupture a parfois lieu en ZAT comme les autres conditions, mais aussi dans le noyau au milieu du cordon. Par conséquent, cette variation de lieu de rupture explique les fortes disparités de résultats mécaniques observées précédemment (baisse importante de l'allongement à rupture par exemple). Ce constat est aussi cohérent avec les observations réalisées dans le chapitre 2 concernant les instabilités du procédé et la formation de défauts de surface lors du soudage avec des vitesses élevées. Il est possible que des défauts internes microscopiques existent et déclenchent une rupture brutale prématurée qui se localise au niveau de l'interface très marquée entre les deux matériaux dans le noyau. La formation de particules intermétalliques à l'interface révèle probablement un manque de ténacité entre les deux parties du noyau.

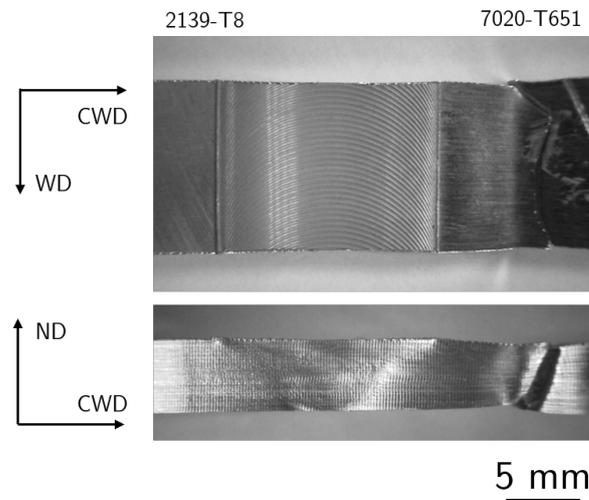


FIGURE 3.11 – Vues macroscopiques de la zone de rupture sur un assemblage FSW 2139/7020 après essais de traction uniaxiale. *Advancing Side* positionné à gauche.

Dans l'analyse de joints soudés, l'analogie entre la distribution de microdureté et la localisation de la rupture est régulièrement réalisée car les zones de faible dureté sont généralement les zones dans lesquelles une intense localisation de déformation amène à la rupture. À partir d'une observation dans une coupe transverse (plan (CWD-ND), la Figure 3.12 présente la comparaison du lieu de rupture en ZAT avec la position de la zone de dureté minimale pour la condition de soudage 003 ($600 \text{ tr/min} - 250 \text{ mm/min}$). Étant donné que toutes

les conditions de soudage ont révélé une zone de faible dureté en ZAT, on constate alors que la rupture a lieu quasi-systématiquement dans la zone de dureté minimale (exception faite des échantillons de la condition 007). Comme développé dans la section 2.4.2, la position de cette zone adoucie évolue légèrement avec les paramètres de soudage utilisés, pour un $\Delta l = 3 \text{ mm}$. Mais compte tenu des fortes déformations observées dans la zone de rupture (striction, déformations hors-plan ...) il est difficile d'annoncer avec autant de certitudes que la position de la fracture suit précisément les mêmes variations.

Les éprouvettes de la condition 007 ($1000 \text{ tr/min} - 550 \text{ mm/min}$) sont les seules à casser de manière irrégulière entre l'extérieur du cordon dans la ZAT et le centre du cordon. Cependant, cette condition présente bien une zone de plus faible dureté en ZAT comme illustré sur les Figures 2.12 et 2.13 dans le chapitre 2. L'hypothèse de la formation d'une couche fragile à l'interface entre les matériaux dans le centre du cordon est à nouveau mise en avant. L'utilisation de paramètres de soudage plus élevés (et plus instables) rendent-ils cette interface plus conséquente et donc plus fragile que pour les autres paramètres de soudage? Sa détection, basée uniquement sur un critère microstructural ou de dureté, n'est pas suffisante pour répondre à cette question.

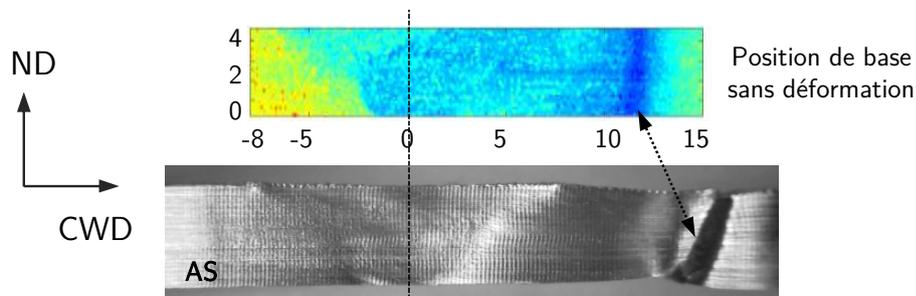


FIGURE 3.12 – Corrélation entre la localisation de la rupture et la carte de dureté pour le couple hétérogène 2139 / 7020. Condition de soudage 003 ($600 \text{ tr/min} - 250 \text{ mm/min}$). *Advancing Side* positionné à gauche.

Une analyse plus poussée des faciès de rupture a été menée pour essayer de comprendre pourquoi la localisation de déformation a lieu dans cette région du cordon et tenter d'expliquer avec plus de détails les modifications métallurgiques amenant à cette faiblesse. D'autres phénomènes mécaniques ou d'endommagement peuvent-ils être mis en avant pour expliquer ce comportement en plus de l'adoucissement constaté de l'alliage?

La Figure 3.13 illustre les faciès de rupture observés au microscope électronique à balayage (MEB) à divers grossissements pour un joint soudé FSW en configuration hétérogène 2139 / 7020. Toutes les conditions de soudage ont été analysées et présentent des caractéristiques similaires lorsque la rupture a lieu en ZAT. Ainsi, la condition de soudage 003 est la seule à être décrite dans ce document car elle est représentative des autres conditions. De plus, elle est la condition de soudage considérée comme la plus *chaude* ($R = 0.42$) et devrait se traduire par les plus fortes modifications métallurgiques (grossissement accru de précipités déclenché par le cycle thermique).

L'observation de ces faciès présente un mode de rupture ductile tout comme le métal de base 7020-T651. L'initiation de la rupture se fait par le biais de la déformation plastique

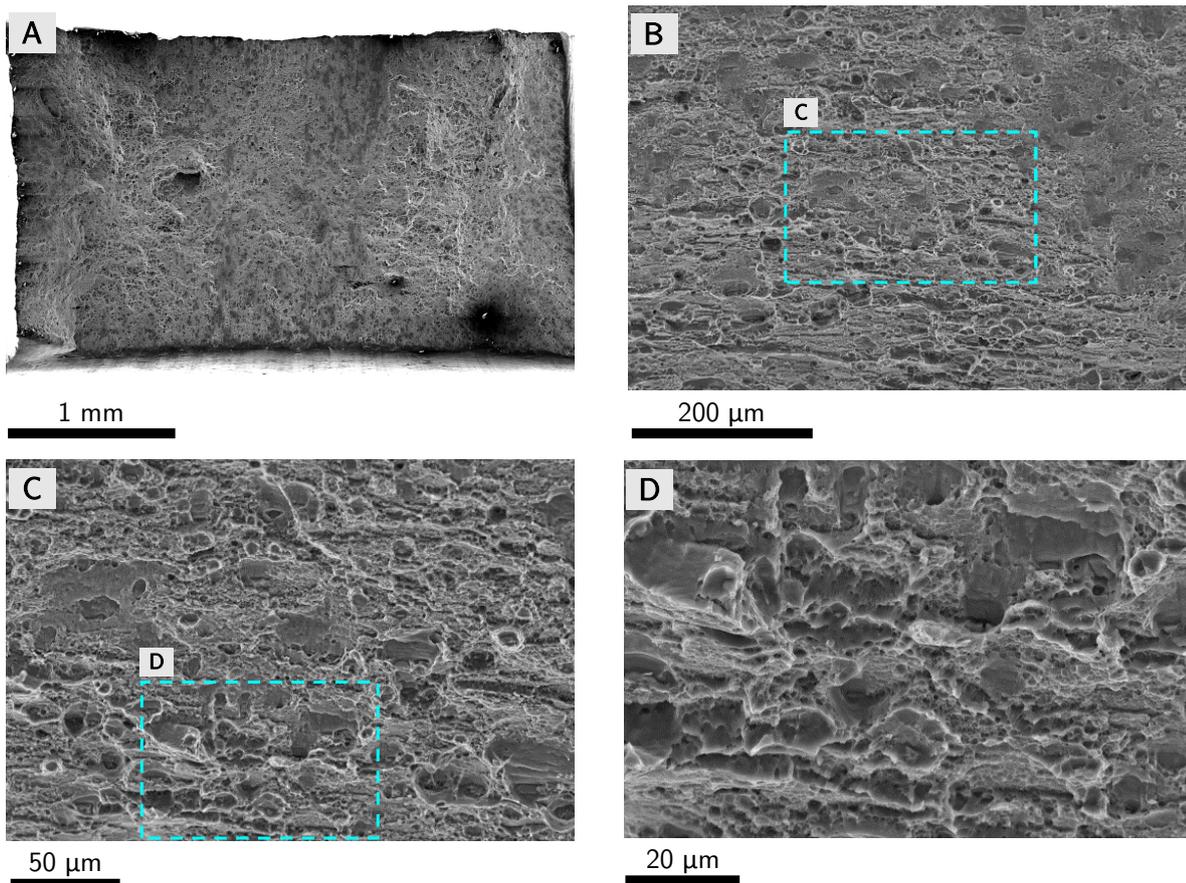


FIGURE 3.13 – Observations au MEB des faciès de rupture des macro-éprouvettes de traction à différents grossissements pour le soudage en condition 003 (600 *tr/min* - 250 *mm/min*).

autour des inclusions, ou petites particules intermétalliques, pour former des micro-cavités présentes sous la forme de cupules de diamètre inférieur à 10 μm après rupture.

Nous avons expliqué précédemment que l'adoucissement en ZAT côté 7020 est majoritairement dû à un phénomène de surrevenu, classiquement observé sur les alliages 7xxx. Lors du surrevenu, la coalescence de la phase η diminue le durcissement à l'état T651 présent à l'origine. Ces inclusions intergranulaires de plus grosse taille favorisent une propagation de la rupture lors d'un chargement mécanique élevé.

Les constats réalisés sur le comportement à la rupture des assemblages soudés sont typiques des zones à grandes déformations qui présentent, de plus, une forte triaxialité des contraintes. Cette augmentation de la triaxialité provient du fait que la déformation plastique a plus de difficultés à s'étendre dans une zone de faible limite d'élasticité dans le cas où les couches environnantes présentent une limite d'élasticité plus élevée. Dans notre cas d'étude, la zone d'adoucissement, plus ductile en ZAT du joint, favorise ce phénomène et permet d'expliquer la différence de comportement à la rupture des éprouvettes soudées par rapport aux éprouvettes des deux matériaux de base. Alors que la déformation plastique et le cisaillement pilotent la rupture des éprouvettes de métal de base, c'est la triaxialité qui régit

la rupture dans les soudures.

En complément, la Figure 3.14 montre le faciès de rupture observé au MEB de la condition 007 ($1000 \text{ tr/min} - 550 \text{ mm/min}$) pour une éprouvette ayant rompue au milieu du joint. Comme expliqué précédemment, cette condition est la plus instable d'un point de vue process et présente des disparités sur les lieux de rupture. Lorsqu'elle se produit en ZAT, elle est similaire aux ruptures des autres conditions; en revanche, pour une rupture dans le centre du cordon, il est nécessaire de déterminer l'origine d'un tel phénomène. À partir de cette figure, il est possible de séparer deux zones principales dans toute l'épaisseur. La première est située sur la partie supérieure de la tôle pour laquelle il est possible de faire l'analogie avec la SANZ définie plus haut (section 2.4.1 page 58). Cette zone est très lisse en raison d'une recristallisation intense de la matière proche de l'épaulement et la formation de grains de petites dimensions. La seconde comprend les 2/3 inférieurs de l'épaisseur de la tôle, associés à la PANZ, dans laquelle on observe une surface bien plus irrégulière et marquée par un motif régulier dans la direction de soudage. De plus, trois zones sont identifiées dans la région inférieure et nommées respectivement I, II et III. La présence de ce motif est caractéristique du mélange de matière alternatif dans le cordon. On peut remarquer que dans la PANZ, des sortes de pointes semblent pénétrer d'un côté à l'autre dans les régions I et III. Ces dernières présentent une surface lisse caractéristique d'une rupture par cisaillement. En effet, étant donné leur géométrie, un chargement uniaxial dans la direction transverse CWD génère une sollicitation en cisaillement.

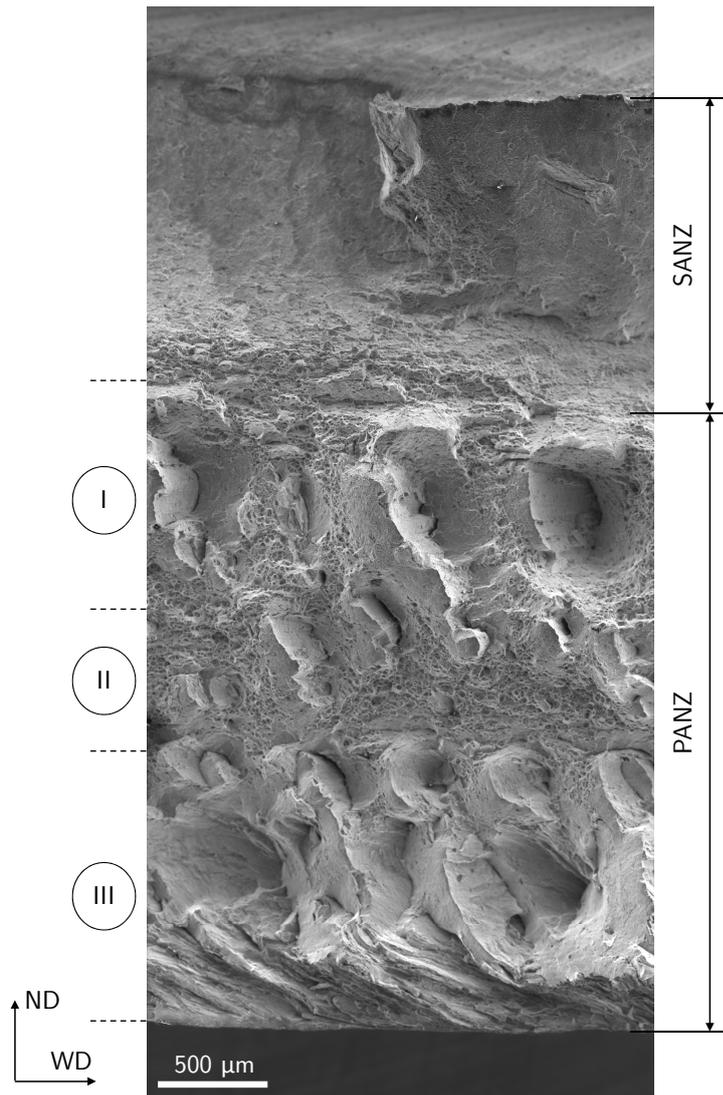


FIGURE 3.14 – Faciès de rupture dans le cordon de la condition 007 mettant en avant les caractéristiques très différentes entre la SANZ et la PANZ.

En observant les coupes macrographiques supplémentaires réalisées dans un joint soudé non rompu, et plus particulièrement la coupe longitudinale (plan WD-ND) du joint en Figure 3.15a, on remarque que, d'un point de vue microstructural, les mêmes particularités apparaissent (régions I, II et III). La spécificité du soudage hétérogène permet de suivre aisément le mélange de matière par la différence de sensibilité à l'attaque chimique des deux matériaux. Le 2139-T8 montre une sensibilité supérieure au 7020-T651 lorsqu'on l'attaque avec le réactif de Keller et se révèle par un noircissement des grains. De cette manière, on peut distinguer une zone claire et uniforme près de la surface supérieure, constituée uniquement de 7020 que l'on peut associer à nouveau à la SANZ. Tandis que les 2/3 de l'épaisseur restante sont formés par un mélange de matière complexe et périodique entre 2139 et 7020. La vue

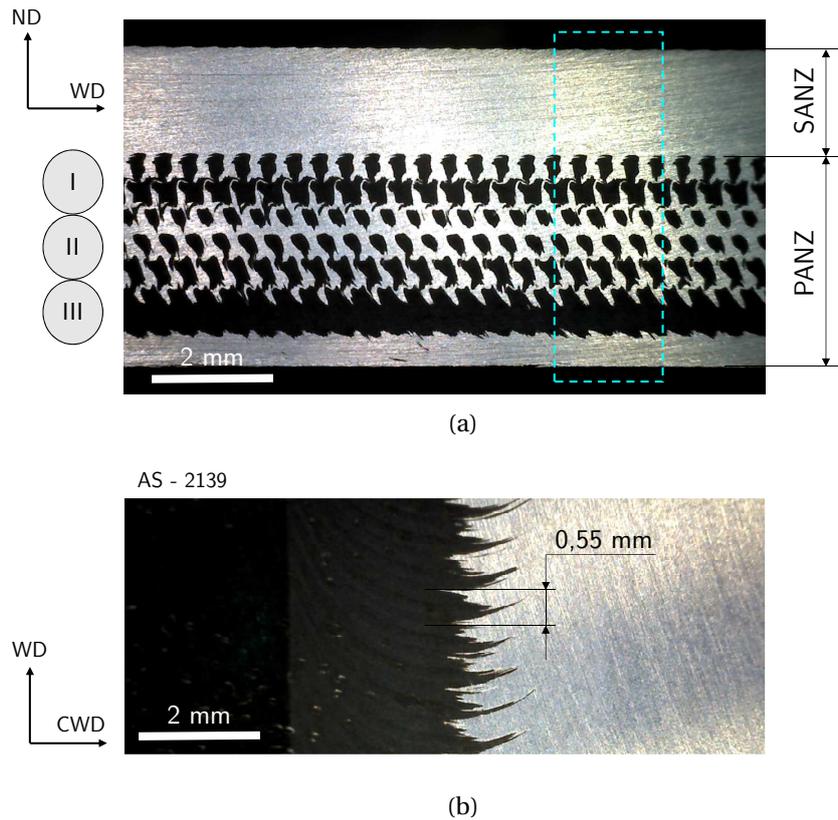


FIGURE 3.15 – Condition BW07 : (a) Vue de dessous dans le plan CWD-WD, (b) coupe longitudinale dans le plan WD-ND. Le matériau le plus foncé correspondant au 2139 et le plus clair au 7020.

de dessous dans le plan CWD-WD en Figure 3.15b illustre bien la périodicité très régulière de ce mélange de matière. On remarque que la distance entre deux éléments périodiques est équivalente au ratio R des vitesses ($R = 0.55$). Cette fois, cette grandeur n'est plus utilisée comme élément représentatif de la quantité de chaleur générée, mais bien comme l'avance par tour (mm/tr) [149]. Cette avance par tour est un indicateur du niveau de malaxage et de la quantité de matière déplacée par une rotation de l'outil. Contrairement à nos attentes, la géométrie complexe non-axisymétrique de l'outil (outil avec trois facettes sur le pion, Figure 2.2) n'engendre pas une périodicité égale à $1/3$ de l'avance par tour. La présence d'un filet semble prépondérant sur le malaxage de la matière et la création d'un flux de matière vortex [61].

La Figure 3.16 synthétise les différentes observations réalisées dans des plans successifs. En analysant en parallèle, le mélange de matière entre les deux matériaux et le faciès de rupture, nous remarquons bien que les pointes observées précédemment correspondent à des pointes de l'alliage 2139 qui pénètrent dans le 7020. Le long de ces pointes, il est possible de confirmer que c'est bien l'interface entre les deux matériaux qui cède lors du chargement mécanique. L'hypothèse de faiblesse d'une interface chargée de particules intermétalliques se formant lors du soudage semble fondée.

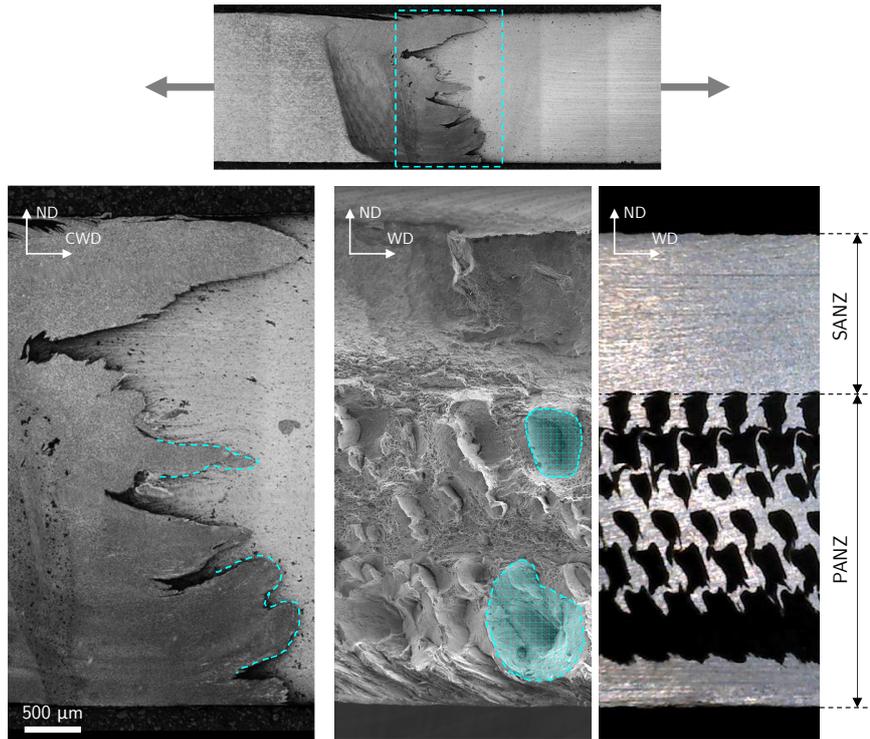


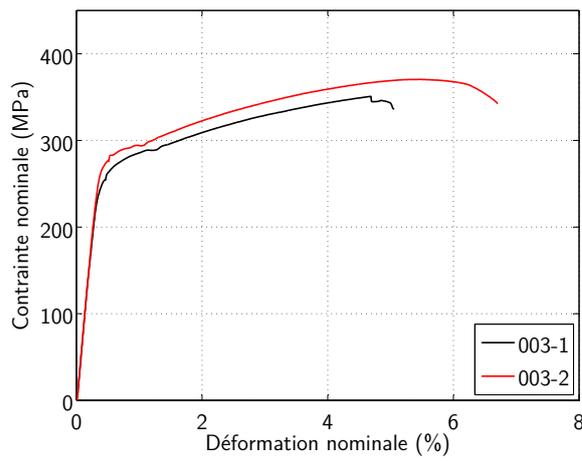
FIGURE 3.16 – Synthèse du lien entre microstructure du joint et faciès de rupture. Condition 007 (1000 *tr/min* - 550 *mm/min*).

3.3.3 Micro-éprouvettes

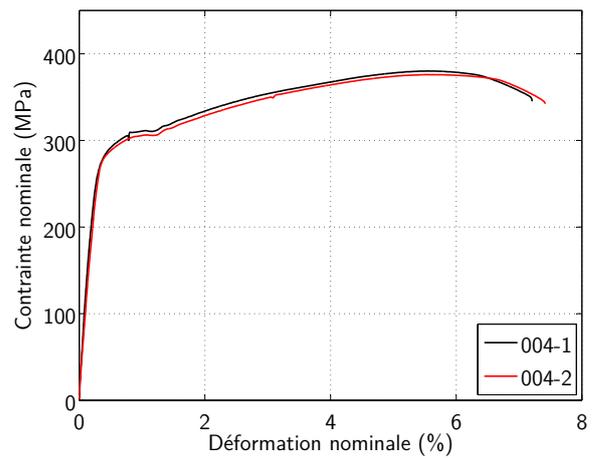
Comportement mécanique global en traction monotone quasi-statique

Nous avons vu dans le chapitre précédent que les joints soudés par procédé FSW présentent de très fortes hétérogénéités de microstructure : elles sont de surcroît accentuées par le soudage en configuration hétérogène. Il en découle alors d'importantes hétérogénéités de comportement mécanique local qui influencent grandement le comportement global de l'assemblage. Afin de déterminer les comportements locaux dans les joints soudés, une manipulation expérimentale a été mise en œuvre.

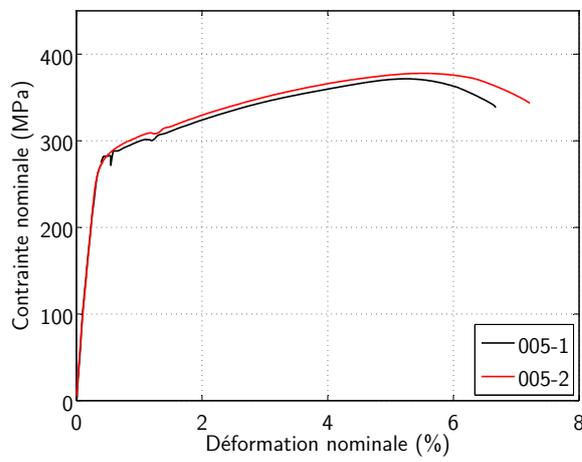
Comme pour les essais sur les matériaux de base, la longueur d'extensomètre est calibrée à $L_0 = 25 \pm 0.5$ mm pour les micro-éprouvettes de traction. La mesure de déformation se fait par le biais d'un extensomètre optique suivant le déplacement d'éléments marqueurs positionnés avec précision par rapport au centre du joint. Chaque élément est localisé à, respectivement, 10 mm du centre du joint pour le côté 2139 (AS) et 15 mm du centre du joint pour le côté 7020 (RS). Cette répartition non centrée permet de prendre en compte la rupture prévue en ZAT côté 7020, entre 8 et 12 mm du centre du joint, comme précédemment constaté sur les éprouvettes à l'échelle macroscopique.



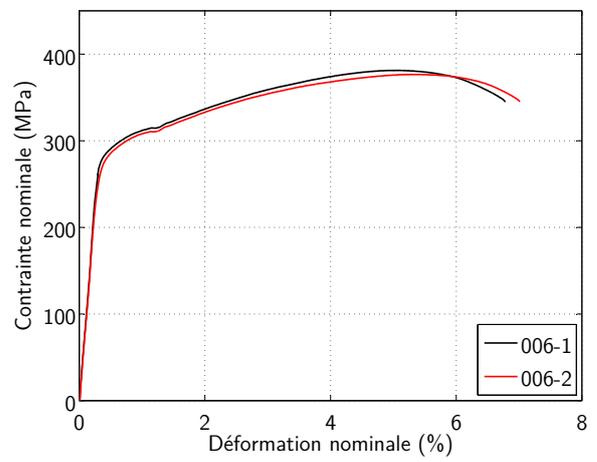
(a)



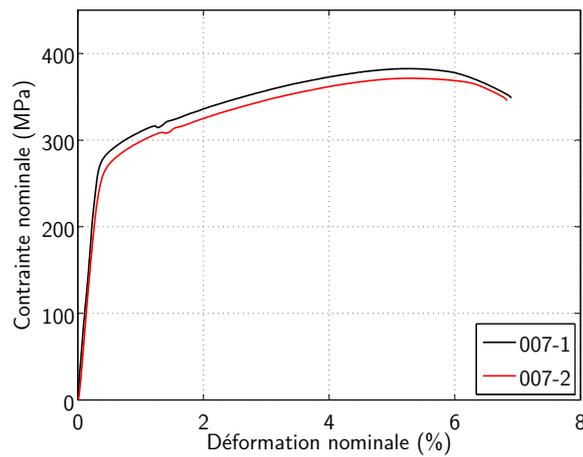
(b)



(c)



(d)



(e)

FIGURE 3.17 – Courbes contrainte-déformation globales sur micro-éprouvettes de traction pour les 5 paramètres de soudage.

Échantillon	Rp _{0,2} , MPa	Rm, MPa	Allongement, %	f _e (Rp _{0,2}), %	f _e (Rm), %	f _e (A%), %
003	275 ±11	361 ±1,4	5,4 ±1,2	74	86	37
004	291 ±0,7	378 ±0,3	6,9 ±0,1	78	90	47
005	285 ±2,5	375 ±0,1	6,5 ±0,4	76	89	44
006	289 ±3,9	379 ±0,2	6,5 ±0,2	78	90	44
007	282 ±9,5	377 ±14,5	6,5 ±0,1	76	90	43

TABLEAU 3.7 – Propriétés mécaniques des éprouvettes de micro-traction à température ambiante des assemblages 2139 / 7020. Coefficients de joint calculés par rapport à l’alliage 7020-T651 suivant RD. Valeurs moyennes calculées sur 3 échantillons.

La Figure 3.17 présente les courbes contrainte-déformation pour les différentes conditions de soudage. Comme à l’échelle des macro-éprouvettes, les performances en micro-traction des assemblages soudés se montrent légèrement sensibles aux différents paramètres employés pour le soudage (Tableau 3.7). Nous constatons qu’une augmentation de la vitesse d’avance (conditions 003-004 et conditions 005-006) engendre une augmentation du Rp_{0,2}, surtout pour la condition 004. La variation est par contre très réduite pour la condition 006. La limite à la traction Rm suit une évolution identique. L’allongement atteint sa valeur la plus élevée pour la condition 004, mais il reste relativement constant pour les autres conditions. A contrario, lorsque la vitesse de rotation s’accroît (conditions 004-005 et conditions 006-007), on note une baisse du Rp_{0,2} ainsi que du Rm. À nouveau, l’allongement à rupture n’évolue pas de façon très notable.

On peut aussi remarquer que la variabilité des valeurs est plus importante pour le Rp_{0,2} que pour le Rm : puisque ces valeurs sont déterminées à partir de la déformation, il est possible que les erreurs proviennent des variations liées au système de mesure.

Cependant, lorsqu’on analyse en détail les écarts de propriétés constatés entre les cinq conditions de soudage, on note que les plages de variation de propriétés sont de 14 MPa pour le Rp_{0,2}, 18 MPa pour le Rm et 1.5% pour le A%. Ces écarts sont relativement réduits étant donné les importantes variations de paramètres de soudage entre toutes les conditions de soudage.

Comparaison macro et micro

Comme présenté en section 3.3.1, pour les macro-éprouvettes la condition 006 est la plus performante d’un point de vue résistance mécanique en essai de traction, tandis qu’à l’échelle des micro-éprouvettes c’est la condition 004. Pour les deux échelles de l’étude, nous remarquons des écarts de valeurs relativement faibles entre chaque condition de soudage. Les valeurs d’allongement à rupture (A%) obtenues sont toujours assez basses quelle que soit l’échelle d’observation.

Comme à l’échelle des macro-éprouvettes, la condition 007 s’illustre par les variations les plus importantes de caractéristiques mécaniques à l’échelle des micro-éprouvettes.

Globalement, les valeurs obtenues sur les micro-éprouvettes présentent toutes des propriétés en traction plus faibles que celles obtenues sur les macro-éprouvettes. Il est possible de s’interroger sur l’influence de la variation d’échelle sur les résultats? On a pu voir précédemment que cette variation était présente tout en restant relativement faible pour les ma-

tériaux de base (sections 3.2.1 et 3.2.2). Elle peut être en partie expliquée par la variation du système de mesure de déformation entre les deux échelles. Lorsqu'on est en présence d'un assemblage soudé, les hétérogénéités de microstructure dues au cordon soudé influencent grandement les données mesurées. De plus, la réduction d'échelle engendre une réduction de la section de travail de 80%. Si l'on cumule ces phénomènes, les écarts constatés (réduction moyenne de 7% du $R_{p0.2}$ et de 10% du R_m entre macro et micro-éprouvettes) peuvent être expliqués.

On remarquera que dans le cas des micro-éprouvettes de traction, aucune analyse spécifique des lieux et surfaces de rupture n'a été réalisée. Il a cependant été vérifié que les lieux et modes de rupture sont cohérents avec les précédents résultats à l'échelle des macro-éprouvettes. On peut alors confirmer que la rupture des éprouvettes correspondantes aux conditions de soudage 003 à 006 se produit en ZAT, tandis que la condition 007 s'illustre toujours par une variabilité importante des propriétés et des lieux de rupture.

Corrélation d'images (DIC)

Technique expérimentale

La corrélation d'images est une technique très fréquemment utilisée en mécanique expérimentale pour évaluer les champs de déformations en temps réel sur la surface visible d'une éprouvette que l'on vient solliciter mécaniquement. C'est une mesure 2D, sans contact, qui repose sur la comparaison d'images à deux instants donnés [136]. Ainsi, cette comparaison fournit les champs de déplacements entre les différents points des images, ce qui permet ensuite d'obtenir, par calcul, les champs de déformations. La sollicitation est très classiquement une sollicitation en traction [25, 104, 28, 139, 129], mais on peut également solliciter en compression ou flexion [24]. L'acquisition des images se fait par l'intermédiaire de caméras numériques qui suivent les déplacements tout le long de l'essai. Le suivi des déplacements des points matériels de la surface observée, entre chaque image successive, est réalisé par une analyse par groupe de pixels. Chaque groupe est bien souvent matérialisé par une texture aléatoire, aussi appelée mouchetis, obtenu par pulvérisation de peinture noire sur une surface d'origine blanche qui permet d'obtenir une répartition aléatoire des niveaux de gris. Ce gradient de niveaux de gris doit être suffisamment fin vis-à-vis de la résolution d'images attendue.

Les observations DIC sont communément réalisées sur une seule face de l'éprouvette. Cette raison vient principalement de la nécessité de doubler tout le matériel d'acquisition et de synchroniser toutes les mesures. Une procédure spécifique à l'analyse de joints soudés FSW, sollicités en traction, a toutefois été développée par Demmouche [25] pour suivre l'évolution de la déformation sur deux faces de l'éprouvette, en simultané, par l'intermédiaire d'une installation optique complexe.

Dans cette étude, l'analyse des champs de déformations sur les micro-éprouvettes s'est limitée à une seule face correspondant à une section transversale (plan CWD-ND en Figure 2.3). L'originalité des travaux provient de l'utilisation de la technique DIC, non pas avec des caméras, mais en se positionnant sous un microscope confocal. L'acquisition des images se fait alors directement via le microscope. Le moyen de traction déployé est identique à celui utilisé pour les micro-éprouvettes de traction avec extensomètre. L'utilisation d'un microscope pour la réalisation des prises de vue permet alors de s'affranchir de la réalisation

de mouchetis sur la face d'observation : étant donné la préparation des éprouvettes, c'est la microstructure elle-même qui est employée comme marqueur et qui sert au suivi des déplacements des points matériels. La chaîne d'acquisition et de post-traitement suivante a été utilisée :

- Machine de micro-traction Kammrath & Weiss de capacité 5kN (détails dans la section 3.1).
- Microscope confocal Olympus DSX500 équipé avec une lentille MPLFLNX5BDP (grossissement $\times 5$) en mode de fonctionnement en champ sombre pour l'acquisition des images sur toute l'éprouvette, tout au long de l'essai.
- Calcul des déplacements avec le logiciel OpenDIC à partir des images précédemment réalisées [136], par rapport à une image de référence.
- Calcul des déformations via une routine développée sous MATLAB®.
- Visualisation des champs de déformations et post-traitement avec le logiciel ImageJ.

Le sens de sollicitation utilisé pour les essais correspond à une traction selon la direction CWD que l'on définit alors comme l'axe Y. De la sorte, les résultats d'instrumentation permettent d'obtenir les déformations ϵ_{YY} dans le sens de traction, ϵ_{XX} dans le sens transversal et ϵ_{XY} pour le cisaillement.

Conditions d'essais

Différents niveaux de chargement sont définis pour arriver à observer les champs de déformation tout au long de l'essai de traction monotone. Pour cela, il a été choisi de regarder à 80%, 90% et 100% de la limite conventionnelle d'élasticité à 0.2% ; puis une fois dans le domaine plastique, d'étager les niveaux de chargement tous les 0.5% de déformation globale jusqu'à la rupture de l'éprouvette (points noirs sur la Figure 3.18).

Lors de l'acquisition sous microscope, 14 images (ou zones d'intérêt) d'une résolution de $4\,792 \times 3\,594$ pixels, sont prises à chaque incrément de chargement et permettent de balayer le joint entier ainsi que sa périphérie : nous savons qu'il y a un très fort intérêt de connaître les variations locales de déformation dans la ZAT (côté 7020 par exemple) car elle est le lieu d'une baisse conséquente de dureté et de la rupture en traction. La longueur totale recouverte permet d'obtenir une zone d'étude de 4.7×30 mm² avec un recouvrement de 50% entre chaque image successive pour faciliter la reconstitution numérique d'une vue complète du joint (Figure 3.19).

Il est important de noter que pour ces essais, toutes les images sont prises à un état déchargé (contrainte nominale $\sigma_{nominale} = 0$ MPa) pour tous les incréments de chargement afin d'éviter tout phénomène de relaxation / fluage pendant le temps d'acquisition de toutes les photos (points bleus sur la Figure 3.18) permettant de couvrir la surface complète. En effet, l'acquisition étant réalisée sur un échantillon de faibles dimensions, sur 14 zones et sur de multiples plans focaux pour chaque chargement, il est primordial de ne pas négliger l'influence temporelle à l'état chargé.

Par la suite, nous utiliserons le terme **déformation résiduelle** et non *déformation plastique* car les hétérogénéités de déformation (que l'on cherche à estimer) peuvent contenir des déformations élastiques entre des zones déformées plastiquement.

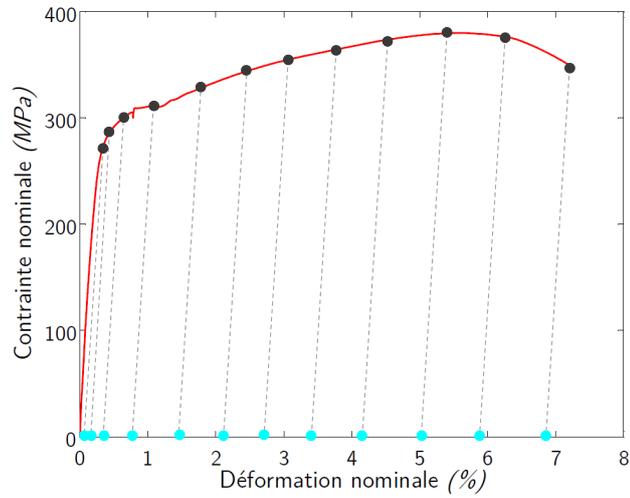


FIGURE 3.18 – Courbe contrainte-déformation présentant schématiquement les différents niveaux de chargement (points noirs) et déchargement (points bleus) pendant l'essai de micro-traction sur éprouvette soudée 2139/7020.

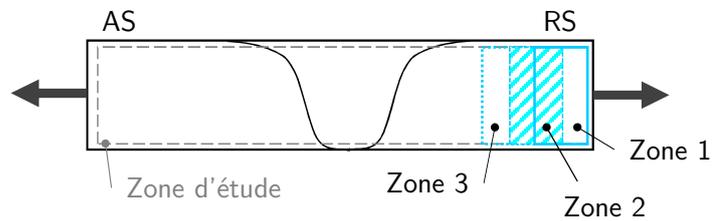


FIGURE 3.19 – Représentation schématique de la zone d'étude et des zones d'intérêt avec recouvrement des images de 50%.

Résultats d'instrumentation avec corrélation d'images

Pour valider les résultats de traction sur micro-éprouvettes avec mesure de déformation par corrélation d'images, une comparaison des résultats obtenus à l'échelle globale (mesure de déformation par extensomètre) et à l'échelle locale a été réalisée. Pour les déformations obtenues par corrélation d'image, la déformation ϵ_{YY} moyennée sur toute la surface balayée a été prise en compte. A partir de cette information il est possible de retracer l'évolution de la contrainte globale en fonction de la déformation ϵ_{YY} moyenne. Il est cependant nécessaire de prendre en compte un recalage de données pour les mesures DIC : les mesures étant réalisées une fois le chargement relâché, on ne prend en compte que la déformation globale résiduelle.

La Figure 3.20 présente la comparaison des courbes contrainte-déformation pour des déformations mesurées par extensomètre et calculées lors de la corrélation d'images. Pour illustration, il a été choisi de ne présenter que la condition 004 ($600 \text{ tr/min} - 400 \text{ mm/min}$). Le reste des courbes est disponible en Annexe B.2. On peut remarquer une excellente corrélation entre les deux méthodes de suivi de la déformation. Notons que la surface totale prise en compte pour la mesure de déformation par DIC a une longueur de 30 mm alors que les mesures avec extensomètre sont réalisées pour une longueur $L_0 = 25 \text{ mm}$. Les faibles écarts constatés sur les courbes de la Figure 3.20 peuvent alors être expliqués par cette variation de longueur. En effet, la prise en compte d'une surface plus grande tend à faire baisser les hétérogénéités de comportement et donc à diminuer la déformation moyenne pour un niveau de contrainte donné.

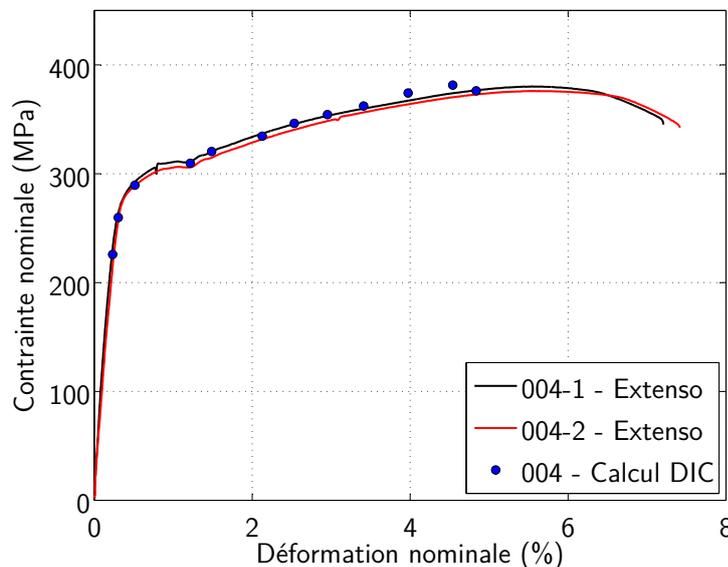


FIGURE 3.20 – Courbes contrainte-déformation sur micro-éprouvettes avec mesures de déformation par extensomètre et par calcul DIC. Comparaison pour la configuration de soudage 004 ($600 \text{ tr/min} - 400 \text{ mm/min}$).

Après post-traitement des données, l'instrumentation par DIC nous permet de visualiser les champs de déformations dans le joint à différentes étapes de chargement. La Figure 3.21 décrit l'évolution des différentes composantes de déformation dans le plan d'observation

(ϵ_{YY} , ϵ_{XX} et ϵ_{XY}) pour plusieurs niveaux de chargement macroscopique tout au long de l'essai de traction. Pour illustration, il a été choisi de ne présenter que les résultats obtenus pour la condition 003 (600 tr/min - 250 mm/min). Pour les autres paramètres de soudage, le reste des courbes est disponible en Annexe B.2.

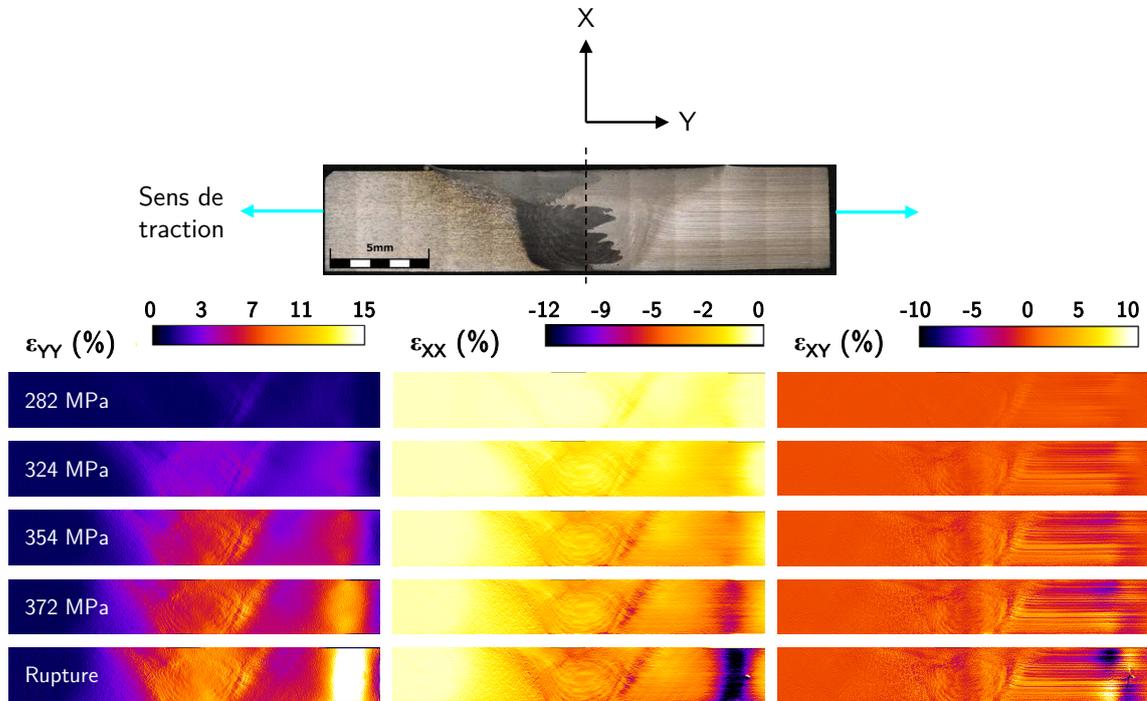


FIGURE 3.21 – Champs de déformation ϵ_{YY} , ϵ_{XX} et ϵ_{XY} déterminés par corrélation d'image pour la condition de soudage 003 (600 tr/min - 250 mm/min). Évolution en fonction du chargement au cours de l'essai de traction sur micro-épreuve. *Advancing Side* positionné à gauche de chaque image.

On peut remarquer que le côté 2139 en dehors du cordon ne se déforme pas : dans le matériau de base et même dans la *Zone Affectée Thermiquement*, le niveau de déformation résiduelle est quasiment nul. Dans les *Zones Affectées Thermo-Mécaniquement* du 2139 et du 7020, pour de faibles niveaux de chargement, on constate que ce sont des zones où la déformation résiduelle subit une localisation initiale légère. Par la suite, lorsque le chargement s'intensifie, une accentuation est présente du côté 7020 qui devient une des premières zones ayant une forte localisation de déformation résiduelle. Dans les étapes intermédiaires, observables sur la Figure 3.21, on remarque bien que la déformation dans le noyau n'est pas homogène. En effet, en se basant sur la microstructure observée, on voit bien que la moitié 7020 du noyau se déforme à un niveau plus élevé que la moitié 2139. Pour les chargements à 354 MPa et 372 MPa, il est possible de discerner les deux régions du noyau et de faire la distinction entre chaque matériau. En revanche, la déformation dans le noyau tend à être relativement homogène à des niveaux élevés de chargement. Notons tout de même que la partie supérieure du noyau côté 2139 (équivalent à la SANZ-2139) reste la zone la moins déformée. La localisation finale de déformation résiduelle en ZAT côté 7020 n'est pas immédiate. Une première étape de localisation importante a lieu en ZATM-7020, puis apparaît la ZAT dans laquelle la déformation résiduelle devient plus importante ($\geq 15\%$ sur la Figure 3.21).

L'observation des composantes de déformation ϵ_{XX} et ϵ_{XY} a tendance à révéler la structure en bande ou *onion-rings* dans le noyau du cordon soudé en affichant clairement des cercles concentriques avec des niveaux de déformation variables. Ce constat montre bien que ces zones ne sont pas des zones homogènes d'un point de vue mécanique, comme démontré pour d'autres régions par Texier et al. [129] ou Dhondt et al. [28], et doivent être étudiées comme une structure hétérogène à part entière.

En outre, la déformation ϵ_{XY} montre de manière très caractéristique le fibrage de l'alliage 7020-T651, caractéristique du haut niveau de laminage, comme observé en analyse microstructurale, aligné avec la direction de traction. On retrouve alors les constats faits classiquement lors d'une rupture ductile, avec un amorçage au centre de l'épaisseur de la tôle, puis une propagation en biseau ou formant des lèvres de cisaillement. La déformation ϵ_{XY} est essentiellement présente en ZAT-7020, mais est néanmoins quasi absente dans le reste de l'éprouvette, y compris dans le cordon soudé où l'on observe uniquement des faibles niveaux de déformation. Même si sa microstructure est moins fibreuse, la déformation dans l'alliage 2139-T8 ne montre pas de fibrage.

Lorsqu'on analyse plus en détail le profil de répartition de la déformation maximale ϵ_{YY} pendant l'essai de traction le long d'une ligne au travers de la soudure (Figure 3.22), on remarque bien que certaines zones du cordon localisent la déformation bien avant les autres. Pour illustration, il a été choisi de ne présenter que les résultats obtenus pour la condition 003 (*600 tr/min - 250 mm/min*). Pour les autres paramètres de soudage, le reste des courbes est disponible en Annexe B.2.

Les traits en pointillés représentent schématiquement le diamètre de l'épaulement de l'outil de soudage sans prendre en compte la variation de largeur due à la déformation globale. Progressivement, la localisation de déformation résiduelle évolue depuis le centre du cordon pour finalement devenir prépondérante en bord de noyau ainsi qu'à l'extérieur du cordon. Les zones assimilées à la ZATM et la ZAT du joint du côté 7020 (entre 10 et 15 mm du centre du joint) apparaissent très clairement comme les zones avec les plus hauts niveaux de déformation résiduelle. Comme vu précédemment, cette déformation maximale a lieu à l'endroit où se déclenche la rupture en traction.

Alors qu'on mesure une déformation globale à la rupture autour de 6% avec extensomètre (Tableau 3.7), on peut remarquer, à partir des mesures locales, que la déformation résiduelle peut ponctuellement mais très rapidement atteindre 10%, voir même dépasser les 15% dans la zone de rupture.

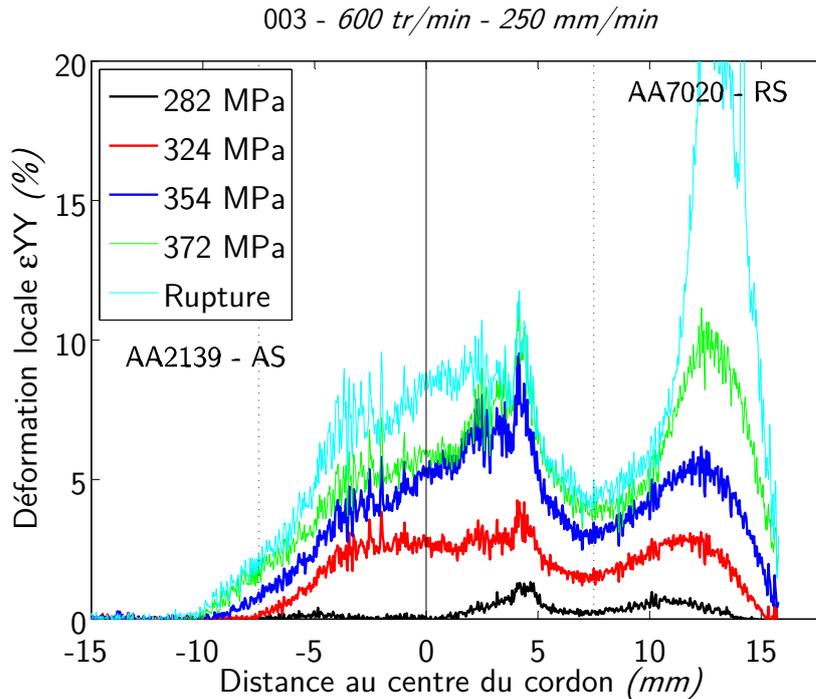


FIGURE 3.22 – Profils de déformation ϵ_{YY} maximale le long d'une ligne centrée dans l'épaisseur. Les traits verticaux en pointillés représentent le diamètre de l'épaulement de l'outil. Condition 003 (600 tr/min - 250 mm/min).

Comme mis en avant dans la section 3.3.2, la tenue à la traction est très fortement dépendante de la dureté, et de ses variations, au travers de tout le joint. La corrélation entre les cartes de dureté réalisées dans une coupe du joint et les champs de déformation ϵ_{YY} obtenus à partir des essais avec DIC sont présentés en Figure 3.23. On constate que la principale localisation de déformation, pour de hauts niveaux de chargement, est systématiquement obtenue dans les zones de faible dureté et plus particulièrement en ZAT du côté 7020. Cette zone est aussi le lieu de rupture pour toutes les conditions de soudage (à l'exception de la condition 007 qui rompt parfois dans le cordon comme détaillé précédemment).

Ces résultats concordent avec les précédentes hypothèses réalisées où un adoucissement lié à la thermique du procédé se produit en ZAT. En essai de traction, cet adoucissement permet ainsi une localisation de déformation importante entraînant la rupture de l'éprouvette.

Concernant la condition de soudage 007, nous avons démontré que la rupture de l'assemblage avait tendance à avoir lieu en alternance entre la ZAT-7020 et le centre du cordon. Il est donc naturel de s'interroger sur l'apparition d'une localisation importante de déformation en ZAT lorsque la rupture se produit dans le centre du cordon. À partir des champs de déformation, nous constatons que cette localisation en ZAT est bien présente, mais qu'un défaut en pied de cordon semble apparaître. Il peut être assimilé à un manque de cohésion dans le noyau du joint en zone inférieure. La Figure 3.24 nous autorise à confirmer que cette zone correspond effectivement à l'interface entre les deux matériaux au sein du noyau et qu'un manque de cohésion peut amener à la formation et la propagation d'une fissure dans cette région. Les remarques réalisées sur le faciès de rupture de la condition 007 en Figure 3.14

amènent à nouveau à valider l'hypothèse de la formation d'une liaison intermétallique faible dans le noyau.

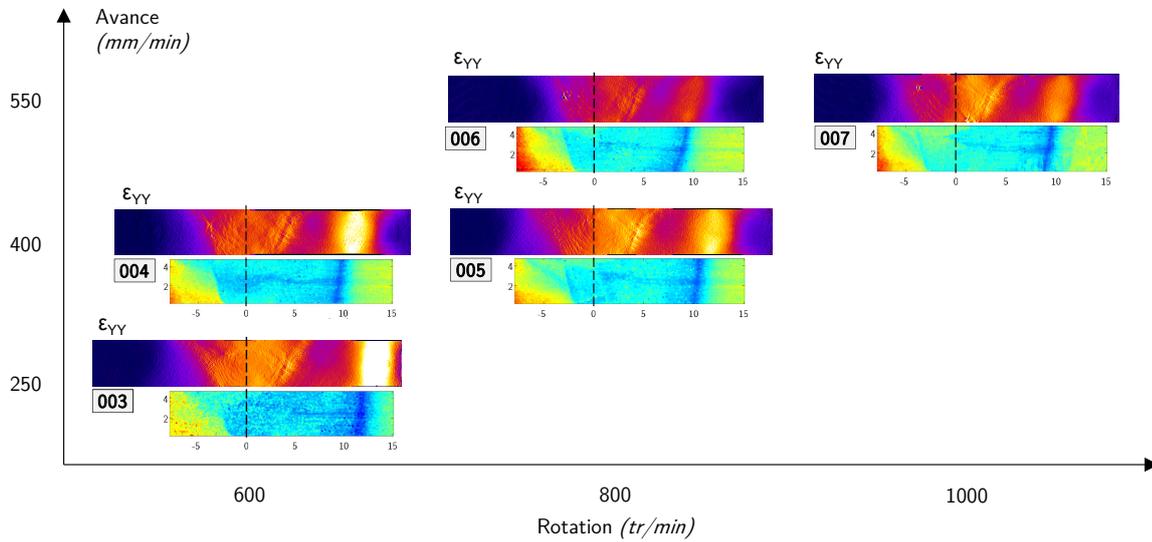


FIGURE 3.23 – Champs de déformation ϵ_{YY} obtenus en DIC et comparaison avec les cartes de microdureté réalisées dans une coupe du joint avant chargement mécanique. Comparaison pour les 5 paramètres de soudage.

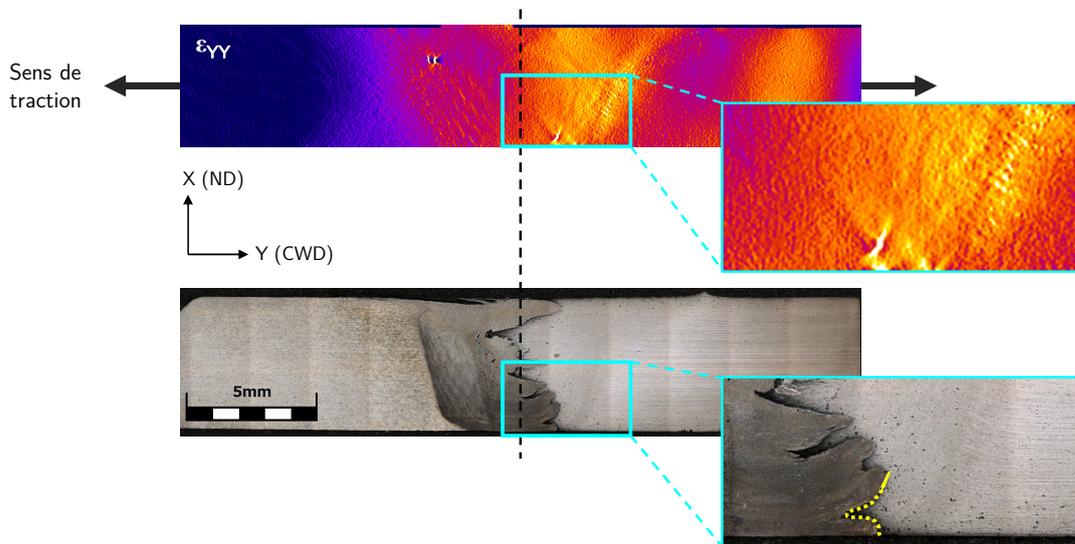


FIGURE 3.24 – Corrélation entre le champ de déformation ϵ_{YY} révélant un manque de cohésion et la microstructure du joint. Condition de soudage 007 (1000 tr/min - 500 mm/min).

Comportement mécanique local en traction monotone quasi-statique

Afin d'avoir accès aux comportements locaux, six régions de 40×40 pixels ont été prélevées à mi-hauteur dans l'épaisseur selon le schéma présenté en Figure 3.25. Ces régions sont censées représenter de manière macroscopique une zone caractéristique d'un joint soudé. De ce fait, il a été choisi d'isoler la ZAT et la ZATM du côté 2139, le noyau, la ZATM et la ZAT du côté 7020. De plus, connaissant la zone de rupture lors des essais, il a été convenu de prélever une région supplémentaire dans cette zone singulière. À partir de la Figure 3.21, nous distinguons qu'au sein d'une même zone, de fortes hétérogénéités peuvent apparaître dans l'épaisseur de la tôle. Typiquement, le noyau est la zone qui révèle le plus d'hétérogénéités internes dues au malaxage de la matière. Pour cette raison, le prélèvement des six régions représentatives se révèle parfois délicat.

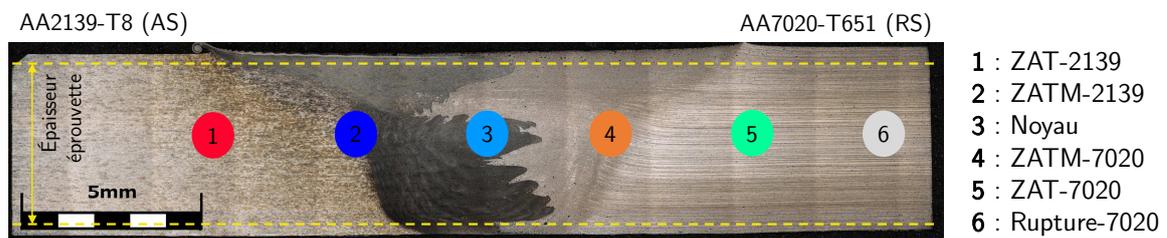


FIGURE 3.25 – Définition des régions pour le prélèvement des données nécessaires au tracé des courbes locales de traction.

À partir de ce découpage, sur la Figure 3.26, les courbes locales de traction ont été tracées par analyse inverse, en suivant l'évolution de la contrainte nominale, ou contrainte macroscopique, en fonction de la déformation résiduelle déterminée par DIC, pour tous les paramètres de soudage (5 conditions). Nous pouvons ainsi faire les observations suivantes :

- La ZAT-2139 ne présente quasiment pas de déformation résiduelle : les conditions 004 et 005 sont les seules révélant un faible niveau de déformation pour les niveaux de contrainte les plus élevés.
- D'importantes différences de comportement mécanique entre ZATM-2139 et ZATM-7020 sont présentes. Pour un niveau de contrainte fixe, la ZATM-2139 se déforme beaucoup moins que la ZATM-7020. Néanmoins, les paramètres de soudage peuvent aussi affecter son comportement.
- La zone de rupture ainsi que la ZATM-7020 sont les zones les plus ductiles avec des niveaux de déformation hauts (jusqu'à plus de 10%) et relativement équivalents.
- La ZAT-7020 est la région présentant le comportement le plus proche de celui du comportement global de l'assemblage.

Il est important de noter que pour un même niveau de chargement, la capacité à se déformer selon les régions est très variable. Si on remarque une déformation d'environ 4-5% à l'échelle globale du joint (autour de 6% pour la mesure avec extensomètre, cf. Tableau 3.7),

on observe des déformations résiduelles locales pouvant être bien supérieures à 10% dans la ZATM-7020 ou la zone de rupture. Ces observations confirment bien le postulat d'un comportement mécanique très hétérogène au travers de tout le joint soudé.

Même à partir des champs de déformation on constate qu'il est difficile d'en tirer les comportements locaux car la sélection d'une zone singulière est parfois délicate. Les fortes hétérogénéités de structure observées dans le chapitre 2, couplées aux déformations résiduelles irrégulièrement distribuées dans tout l'échantillon limitent les possibilités de sélection.

Malgré tout, l'obtention du comportement local à la manière dont nous le traitons dans cette étude peut être discuté. L'ambiguïté principale provient du tracé des courbes de traction : l'évolution considérée est celle de la contrainte globale en fonction de la déformation locale uniquement. Cette évolution est basée sur l'hypothèse d'uniformité entre la contrainte globale et la contrainte locale. Pour obtenir le comportement local réel, il serait nécessaire de tracer l'évolution de la contrainte locale en fonction de la déformation locale. Cependant il n'est pas envisageable de déterminer la valeur de cette contrainte locale à partir de la contrainte globale (aussi bien expérimentalement que numériquement ou analytiquement). L'utilisation de micro-éprouvettes prélevées dans le sens longitudinal de la soudure (à chaque position caractéristique : ZAT, cordon...) est une approche possible pour déterminer le comportement local réel (contrainte locale / déformation locale). Dans ses travaux, Demmouche [25] a aussi utilisé initialement une approche contrainte nominale / déformation locale pour le tracé des courbes locales de traction dans les joints soudés FSW. Par la suite, les écarts sont mesurés en réalisant des essais de traction sur micro-éprouvettes prélevées en ZAT, ZATM et noyau. En fonction des matériaux et configurations étudiés, l'hypothèse d'uniformité des contraintes est valide ou non.

Dans notre étude, il n'est pas envisagé de travailler avec des micro-éprouvettes prélevées dans chaque zone car l'épaisseur totale des tôles soudées de 5mm et la faible largeur des zones caractéristiques (ZAT, ZATM...) rend les procédures expérimentales très complexes pour le prélèvement et la mise en chargement des éprouvettes. De plus, l'objectif de ces travaux ne concerne pas la détermination précise des comportements locaux pour implémenter dans un modèle d'endommagement lors d'une étape de simulation numérique. En revanche, tous ces résultats apportent d'importantes informations quant à la capacité à se déformer des différentes zones du joint.

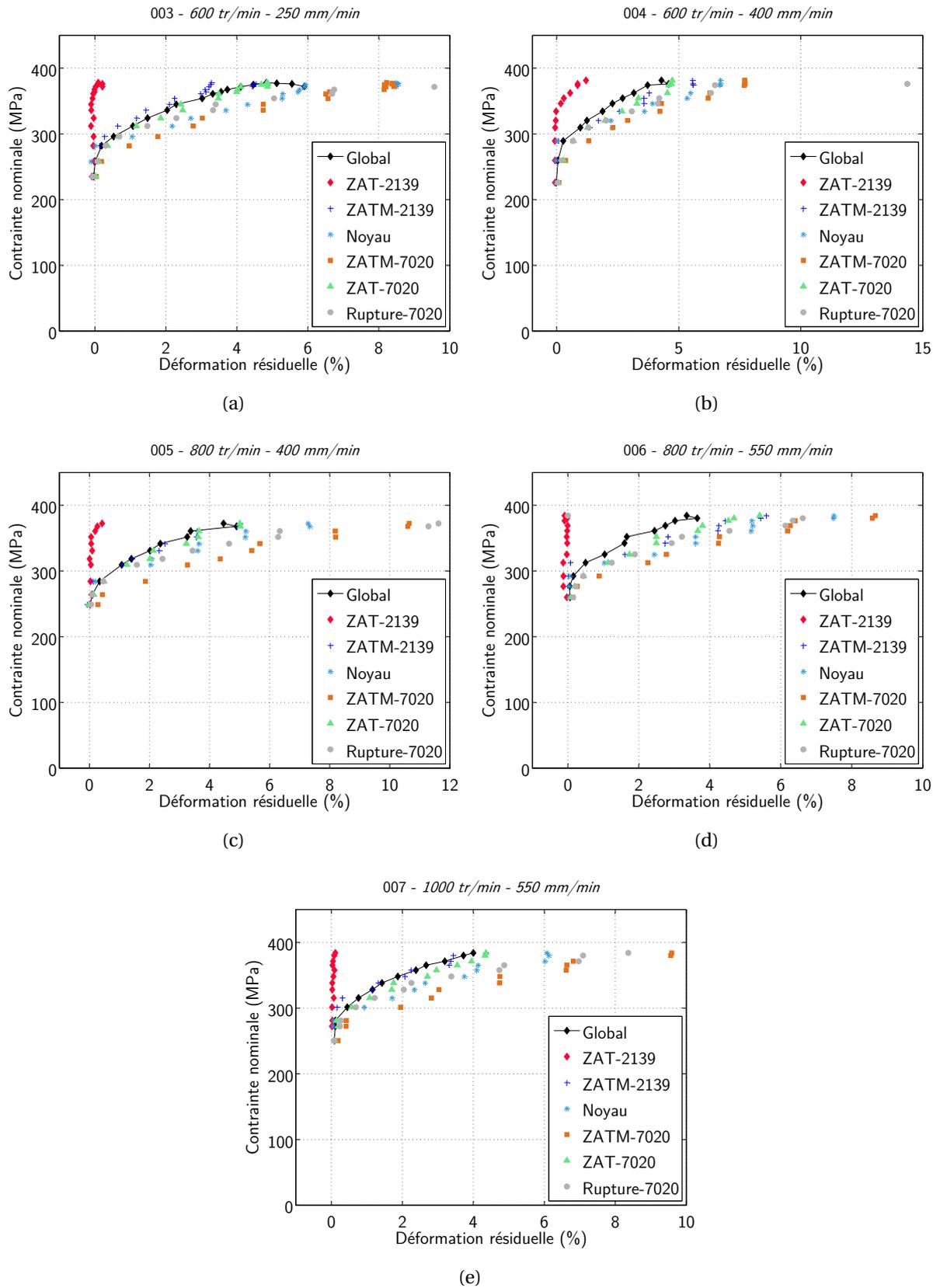


FIGURE 3.26 – Courbes locales de traction (contrainte globale / déformation résiduelle locale) obtenues à partir du calcul DIC pour chaque zone du joint. Comparaison pour les 5 paramètres de soudage investigués.

3.4 Contraintes résiduelles

3.4.1 Détermination de contraintes résiduelles

Pour la partie caractérisation du comportement en traction, nous faisons l'hypothèse générique que la contrainte dans le matériau est homogène et égale à $\sigma = F/S_0$. Cette hypothèse ne prend pas en compte la présence potentielle de contraintes résiduelles pouvant être présentes à l'origine dans le matériau, ou encore liées à la mise en forme et aux différents procédés successifs (laminage, usinage ou soudage par exemple) ayant amené la pièce dans son état final. On rappelle que les contraintes résiduelles sont des contraintes internes, statiques et multiaxiales, présentes dans le matériau en l'absence de tout chargement extérieur (chargement mécanique mais aussi thermique) [114].

De nombreuses méthodes existent pour estimer la répartition des contraintes résiduelles dans un matériau ou dans une pièce et peuvent être distinguées en deux groupes : les méthodes destructives et non-destructives.

Les méthodes destructives reposent sur la mesure des déplacements et déformations induits par la relaxation des contraintes résiduelles. Elles présentent le principal inconvénient de détruire, au moins localement, la pièce à analyser ainsi que de devoir mettre en place beaucoup d'hypothèses simplificatrices quant au champ de contraintes à déterminer (la relaxation de contraintes est supposée purement élastique par exemple). Certaines méthodes permettent cependant d'obtenir rapidement un bon ordre de grandeur des contraintes présentes dans la pièces d'étude.

Plusieurs méthodes non-destructives existent, mais la plus fréquemment utilisée est la détermination par diffraction de rayons-X (DRX). La technique DRX repose sur le fait que lorsqu'on place un métal sous contrainte (dû à un chargement ou à l'état résiduel), les contraintes internes résultantes modifient l'espacement des plans atomiques, ou distance interréticulaire d_{hkl} de la structure cristalline (Figure 3.27). On peut alors mesurer directement cette variation pour déterminer par la suite la contrainte dans le matériau [112].

La contrainte résiduelle déterminée par la technique DRX est la contrainte moyenne présente dans un volume de matériau défini par la zone irradiée. La profondeur de pénétration des rayons-X évolue notamment de 5 à 30 μm dans les métaux et dépend du coefficient d'absorption du matériau d'étude pour les radiations utilisées [101].

Toutes ces mesures sont basées sur la loi de Bragg :

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta \quad (3.2)$$

où n : ordre de diffraction (1 en mesure de contraintes), λ : longueur d'onde de la source, d_{hkl} : distance interréticulaire et θ : angle entre le rayon incident et le plan atomique.

Tous les résultats de détermination de contraintes résiduelles présentés dans cette étude ont été obtenus en utilisant une machine PULSTEC μ -X360n. Avec ce matériel, la méthode de détermination des contraintes résiduelles utilisée est la méthode d'angle d'incident unique ou méthode $\cos \alpha$. Comme pour la méthode $\sin^2 \Psi$ (la plus fréquemment utilisée en DRX), le principe repose sur la mesure de l'évolution des angles de diffraction pour déterminer les déformations élastiques du cristal analysé afin de pouvoir remonter aux contraintes résiduelles présentes dans le matériau.

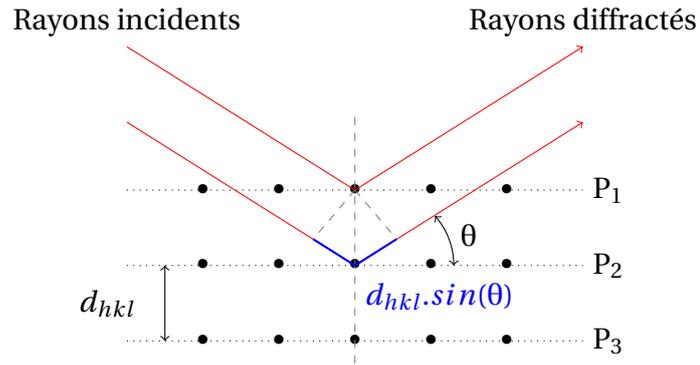


FIGURE 3.27 – Schéma de diffraction des rayons X.

Cependant, contrairement à la méthode $\sin^2\psi$, la méthode $\cos\alpha$ repose sur l'analyse du cône de diffraction complet. En effet, lors de la diffraction, un cône d'ouverture 2θ , centré sur le faisceau de rayons-X, se forme. Si l'on projette ce cône sur un plan, nous obtenons alors des anneaux de diffraction, aussi appelés anneaux de Debye-Scherrer. Dans un état de la matière libre de toute contrainte résiduelle, cet anneau possède un rayon égal pour tous les angles α (Figure 3.28). Lorsque des contraintes résiduelles se trouvent dans le matériau, la modification des distances entre plans cristallins fait évoluer les angles de diffraction (φ, ψ) et amène à la distorsion de l'anneau de Debye-Scherrer. Cette distorsion se traduit par une évolution du rayon en fonction de l'angle α . Il est ainsi possible de trouver la déformation ε_α tout le long du cercle et de remonter à la contrainte résiduelle σ par l'expression suivante [76] :

$$\sigma = -\frac{E}{1+\nu} \frac{1}{\sin 2\psi} \frac{1}{\sin 2\eta} \left(\frac{\partial a_1}{\partial \cos \alpha} \right) \quad (3.3)$$

où E : module de Young du matériau, ν : coefficient de Poisson, α , η et ψ les angles de diffraction et a_1 est défini par :

$$a_1 = \frac{1}{2} ((\varepsilon_\alpha - \varepsilon_{\pi+\alpha}) + (\varepsilon_{-\alpha} - \varepsilon_{\pi-\alpha})) \quad (3.4)$$

Comme précisé, la profondeur de pénétration des rayons-X est limitée en sous-surface si on ne réalise pas d'enlèvement de matière au préalable. De la même manière, l'estimation des contraintes résiduelles reste valide uniquement pour les contraintes de surface. Dans le cas de notre étude, cette procédure a été utilisée pour déterminer les contraintes résiduelles en surface de la pièce soudée, aussi bien sur le cordon qu'à l'extérieur. Ainsi, par une première approche il est possible d'estimer le niveau de contrainte pouvant être atteint après l'étape d'assemblage. Il est évident que ces valeurs présentent des limites importantes car elles ne prennent en compte que des contraintes résiduelles de peau et ne rendent pas compte de l'état de contraintes global, notamment relatif aux contraintes internes qui peuvent être très fortement modifiées, étant donné les fortes évolutions métallurgiques et mécaniques imposées lors du soudage FSW.

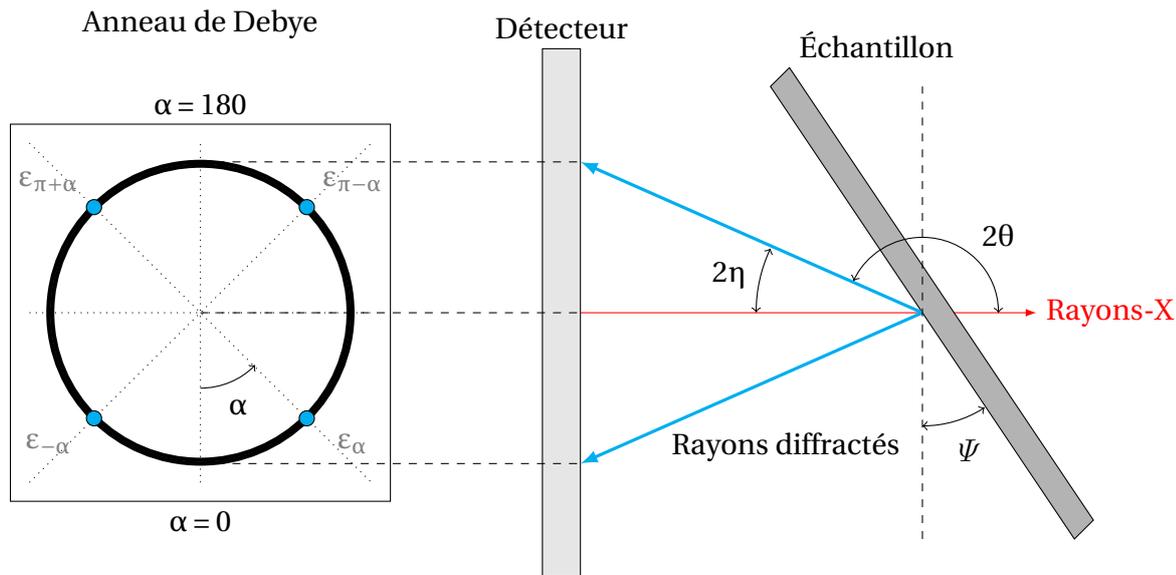


FIGURE 3.28 – Schématisation de la formation et distorsion d'un anneau de Debye-Scherrer lors d'une diffraction de rayons-X.

Préparation des échantillons

Pour la réalisation de ces mesures, aucune préparation spécifique des échantillons n'est nécessaire. Les mesures sont réalisées directement sur la surface brute de la tôle soudée, dans les différentes zones d'intérêt (matériau(x) de base, zone soudée, ZAT...). A chaque point, deux directions ont été étudiées : la direction de soudage (WD) et la direction perpendiculaire au cordon (CWD). Pour un point en surface, la mesure permet alors d'obtenir deux composantes du tenseur des contraintes : les contraintes longitudinales dans le sens du soudage et les contraintes transverses perpendiculairement à la direction de soudage.

3.4.2 Contraintes résiduelles en surface

La Figure 3.30 présente les résultats de mesure de contraintes résiduelles sur la surface supérieure à l'état brut des éprouvettes soudées, pour les cinq conditions de soudage de l'étude.

On peut tout d'abord remarquer que la distribution des contraintes résiduelles en surface est très hétérogène selon la direction ainsi que la zone de mesure. Les contraintes transverses sont très faibles voire quasiment nulles dans toute la structure : variation de -10 à 50 MPa environ [119]. Le cordon soudé, délimité par les traits pointillés verticaux sur la Figure 3.30, révèle les valeurs de contraintes les plus proches de zéro avec des valeurs d'erreurs minimales ainsi que plus faibles qu'à l'extérieur. Dans le cordon soudé, la taille des cristallites dans lesquelles les rayons-X diffractent est beaucoup plus petite en raison de l'affinement de grains que l'on constate en soudage FSW. Pour une même taille de collimateur, et donc de zone de mesure, le nombre de grains affectés par la radiation s'accroît. Il devient alors possible de collecter plus d'informations, avec plus de précision, que lorsqu'on réalise la mesure sur de gros grains. Ce constat est valable aussi bien dans le sens longitudinal que transverse.

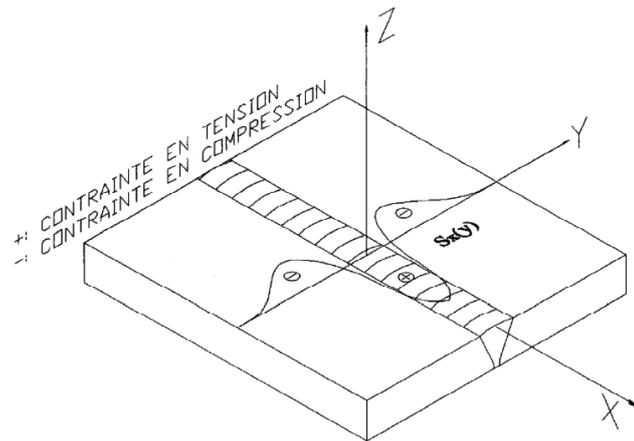


FIGURE 3.29 – Distribution classique des contraintes résiduelles longitudinales sur un assemblage soudé entre deux plaques en position bout à bout.

Les contraintes longitudinales sont néanmoins beaucoup plus élevées que les contraintes transverses précédentes. Ce constat est essentiellement valable dans le cordon soudé où les contraintes longitudinales sont les plus importantes. Les profils montrent une zone de contraintes de compression à l'extérieur du joint tandis que des contraintes de traction sont présentes dans le joint. Cette évolution est classiquement observée sur les assemblages soudés (Figure 3.29). Lorsqu'on traverse la structure du matériau de base vers le centre du cordon, on peut constater une répartition en "M" très communément considérée en soudage FSW avec des contraintes maximales sur les bords du cordon [119, 110, 143, 62]. Dans le matériau de base, les contraintes sont nulles ou de compression. À partir de la ZAT, une augmentation progressive des contraintes se fait jusqu'à atteindre la ZATM où les contraintes sont les plus importantes. C'est aussi dans ces régions que le changement du signe de contrainte, de compression à tension, se produit. Une évolution du niveau de contrainte a lieu dans le cordon, avec une baisse plus ou moins prononcée.

Contrairement à certaines observations parfois réalisées dans la littérature, on ne retrouve pas de chute de contrainte suffisamment importante pour revenir à des contraintes de compression dans le centre du joint [102].

Selon les paramètres de soudage, les profils de contraintes suivent une évolution plutôt symétrique par rapport au centre du joint, même si dans le cordon, les valeurs ont tendance à être plus basses du côté RS que du côté AS. Une telle observation est cohérente avec la littérature [77] et peut s'expliquer par la présence d'un niveau de cisaillement de la matière le plus important du côté AS.

Les profils de contraintes résiduelles en surface sont sensibles aux différents paramètres employés pour le soudage. On remarque qu'une augmentation de la vitesse d'avance (conditions 003-004 et conditions 005-006) engendre une élévation des contraintes longitudinales dans le noyau. Cet accroissement est essentiellement valable du côté 2139 pour la condition 006 pour laquelle nous remarquons une forte asymétrie. Cette observation est conforme avec les diverses informations présentes dans la littérature [142].

Une augmentation de la vitesse de rotation entre la condition 004 et la condition 005 ne modifie pas notablement les contraintes résiduelles, tandis qu'entre les conditions 006 et

007 on remarque une baisse des contraintes résiduelles. De la même manière, l'asymétrie remarquée entre AS et RS diminue pour la condition 007.

Ces résultats permettent une bonne évaluation du niveau de contraintes en surface, cependant il est difficile de faire la corrélation avec les observations microstructurales réalisées dans le chapitre 2 ou dans l'analyse mécanique détaillée ci-dessus. La zone la plus caractéristique de cet assemblage est la zone de faible dureté qui est aussi le lieu de rupture en traction : le niveau de contraintes résiduelles n'y apparaît pas particulièrement élevé en surface après soudage. Étant donné la superficialité de la mesure DRX, l'impossibilité d'étendre les résultats à cœur est à considérer pour une interprétation totale. Nous avons préalablement vu que le comportement au centre de l'épaisseur de la tôle est fréquemment prépondérant pour le comportement mécanique en traction.

Néanmoins, le niveau de contraintes résiduelles en surface, ou encore extrême surface, peut influencer la résistance à la corrosion intergranulaire de la pièce en s'amorçant par les surfaces extérieures. De même, un niveau de contrainte résiduelle élevé dans un environnement agressif et corrosif, peut permettre de considérer ce phénomène comme de la corrosion sous contraintes. Il est de plus connu que sous sollicitation cyclique, la maîtrise des effets des contraintes résiduelles en surface est primordiale pour une bonne durabilité des pièces et assemblages. La mise en place de phénomènes couplés du type fatigue-corrosion n'est pas à exclure.

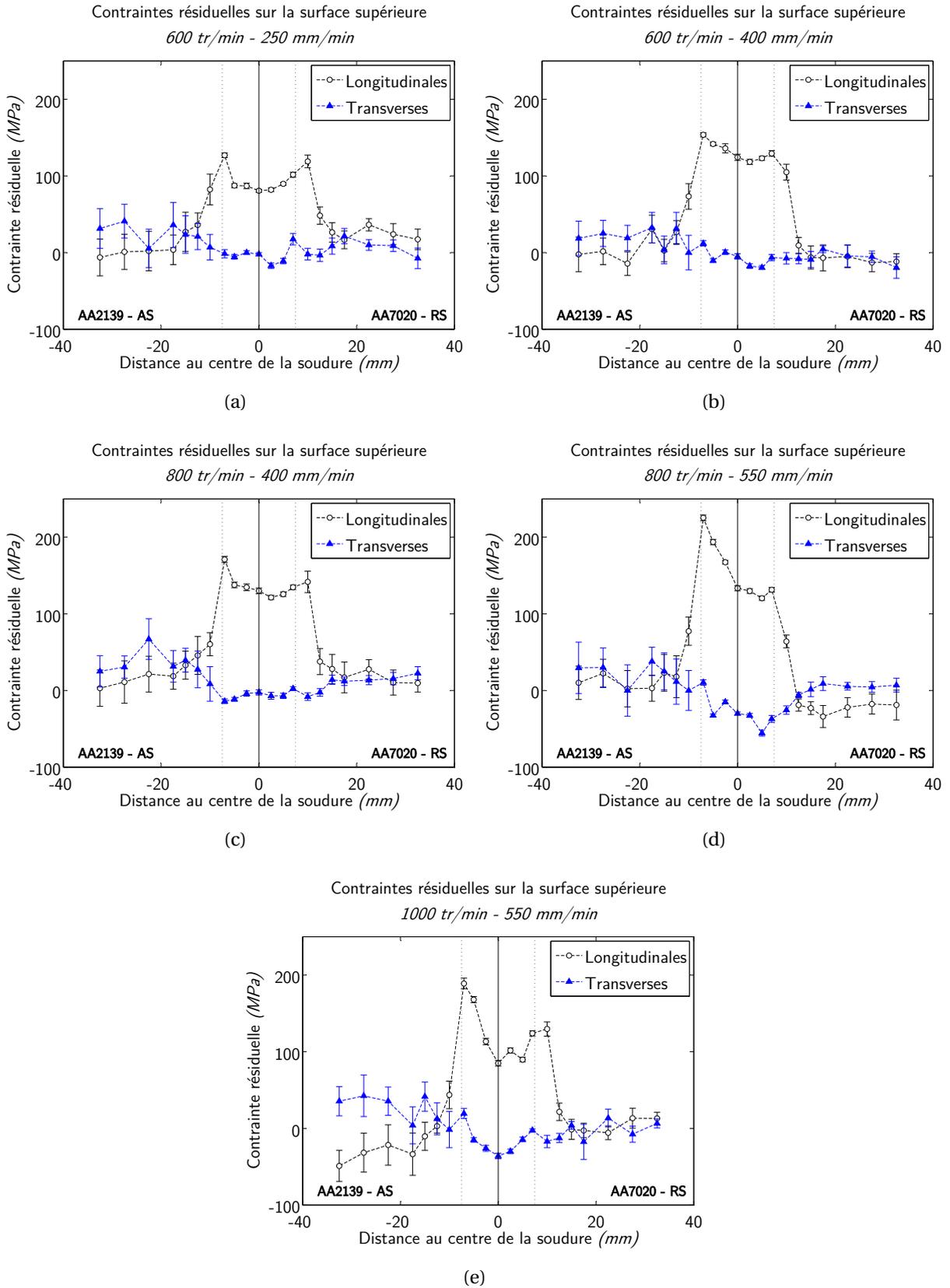


FIGURE 3.30 – Distribution de contraintes résiduelles sur la surface supérieure non polie. Comparaison pour les 5 paramètres de soudage. Les traits verticaux pointillés représentent le diamètre de l'épaulement de l'outil.

Influence d'un parachèvement

Dans un contexte industriel, il est rare d'utiliser un assemblage soudé, notamment par procédé FSW, sans prévoir une étape finale de parachèvement. Cette phase de finition de la pièce peut être un fraisage, un meulage ou encore un polissage de la surface supérieure. Afin de quantifier l'effet d'un tel parachèvement, une étape de polissage manuel a été conduite jusqu'au papier SiC grade 600 (fréquemment utilisé industriellement). La Figure 3.31 illustre l'effet du polissage sur les contraintes résiduelles sur la surface supérieure.

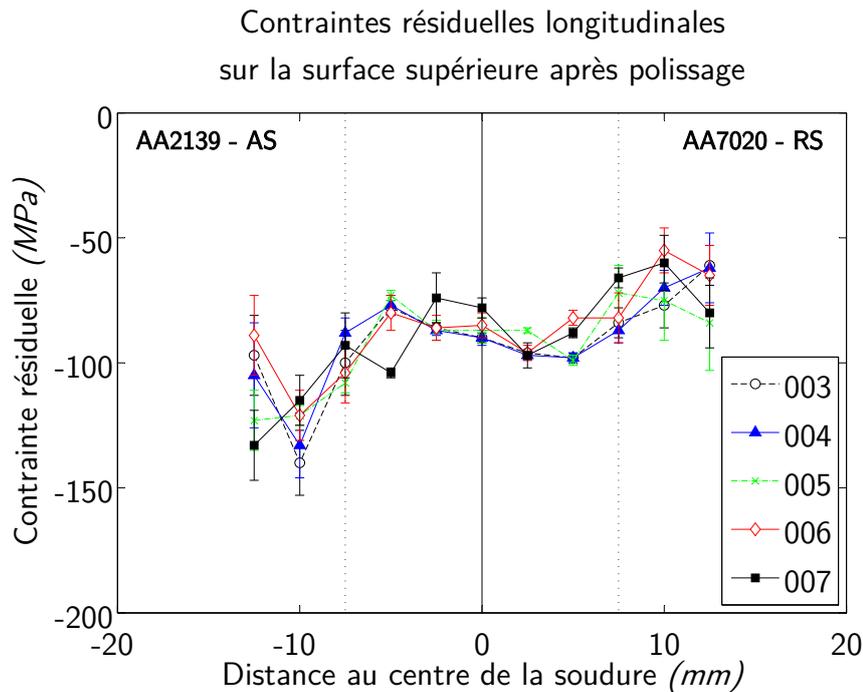


FIGURE 3.31 – Distribution de contraintes résiduelles longitudinales sur la surface supérieure polie. Comparaison pour les 5 paramètres de soudage. Les traits verticaux pointillés représentent le diamètre de l'épaulement de l'outil.

Les profils de la surface polie se distinguent par une distribution de contraintes très différente de celles observées sur les surfaces non-polies. Sur toute la largeur analysée, on retrouve uniquement des contraintes de compression en surface. Globalement, les cinq conditions ou couples de paramètres de soudage n'ont pas d'influence sur les valeurs et les évolutions des contraintes résiduelles au travers du cordon. La condition 007 est la seule présentant quelques écarts aux tendances observées sur les autres couples.

Lorsqu'on se place en dehors de la zone soudée (limite entre ZAT et matériau de base pour les mesures effectuées), le côté 2139 s'illustre par un niveau de contraintes résiduelles de compression plus important que du côté 7020. Comme pour la surface brute, les contraintes sont à nouveau plus importantes du côté AS que du côté RS, même si les contraintes changent de signe.

On constate donc que le niveau de contraintes résiduelles en surface est caractéristique du dernier procédé de mise en forme ou de fabrication utilisé : dans notre cas d'étude, les contraintes générées par le polissage sont les contraintes majoritaires dans la mesure.

Il est alors important de réaliser l'interprétation de ces résultats avec précaution afin de ne pas considérer ces contraintes résiduelles comme des contraintes liées au process de soudage uniquement. Après parachèvement, les contraintes de soudage correspondent aux contraintes internes et ne sont donc pas accessibles directement par une mesure de surface non destructive comme la DRX.

3.5 Conclusions du chapitre

Ce chapitre nous a permis d'établir les comportements mécaniques des joints hétérogènes 2139 / 7020 soudés à différentes échelles d'étude. D'un point de vue global ou macroscopique, les performances mécaniques des différentes conditions soudées sont relativement homogènes avec un très faible abattement des propriétés mécaniques (coefficient de joint $f_{e(Rm)} \geq 88\%$). Même si l'évolution des paramètres de soudage fait légèrement évoluer les propriétés à la traction, la sensibilité est faible.

Lors de cette caractérisation, nous avons pu démontrer que la rupture des assemblages soudés est de type ductile et intervient de manière quasi-systématique dans la *Zone Affectée Thermiquement* (ZAT) du côté 7020. Celle-ci s'avère équivalente à la zone d'adoucissement précédemment détectée lors de l'analyse microstructurale. La compréhension des mécanismes d'évolution de microstructure et de dureté est essentielle pour la compréhension et la prévision des zones faibles dans le joint.

Dans le domaine de soudabilité défini par l'étude, la condition 007 (1000 tr/min - 550 mm/min) fait exception au reste des observations. Alors qu'il a été révélé dans le chapitre 2 que les paramètres de soudage en font une condition instable d'un point de vue process, nous pouvons constater que ces instabilités s'étendent au comportement mécanique qui est beaucoup plus sensible que la macro- et microstructure. Ainsi, la zone de rupture varie fréquemment entre la ZAT du côté 7020 et le noyau, ce qui implique par conséquent une forte variabilité des propriétés mesurées. Au centre du noyau, un manque de ténacité accompagné de défauts microscopiques à l'interface entre matériaux, semble être à l'origine principale d'une rupture dans le cordon.

L'observation des faciès de rupture des éprouvettes de traction permet de confirmer l'hypothèse d'adoucissement en ZAT côté 7020. La formation de cupules de plus grandes dimensions, provient d'une initiation sur les inclusions intermétalliques aux joints de grains, telles que les gros précipités. Les conditions thermiques (chauffage rapide accompagné d'un refroidissement lent à température ambiante) sont réunies dans la ZAT pour permettre leur coalescence.

La comparaison entre macro et micro-éprouvettes de traction a donné lieu à l'identification d'un effet d'échelle non négligeable sur les performances, à la fois des matériaux de base, mais aussi des assemblages soudés. La réduction conséquente de section soudée diminue les propriétés mécaniques résultantes, tout en permettant la conservation des effets liés à la variation des paramètres de soudage.

Avec l'utilisation de la technique de corrélation d'images numériques (DIC), l'analyse de la répartition de la déformation résiduelle dans le joint, tout au long de l'essai, nous autorise à mettre en avant une hétérogénéité très forte du champ de déformation comme le suggèrent les hétérogénéités de microstructure. Alors que le niveau de déformation global peut rester

faible, localement, la déformation résiduelle peut atteindre un niveau jusqu'à deux fois supérieur, ou encore être quasiment nulle (ZAT_{2139} par exemple). La zone d'adoucissement de l'alliage 7020-T651 (en ZAT du joint) est une zone de très forte localisation de la déformation avant d'amener à la rupture de l'échantillon.

En complément, ce chapitre nous a aussi permis d'établir les comportements mécaniques locaux des joints hétérogènes 2139 / 7020 soudés. En se basant sur une hypothèse d'homogénéité des contraintes dans le joint, les résultats obtenus dans chaque zone révèlent des réponses mécaniques très variables. La limitation majeure pour la vérification de cette hypothèse et l'extension de cette analyse, provient du fait qu'il n'est pas possible de déterminer de manière directe le champ de contrainte dans le joint et les hétérogénéités associées.

La mesure des contraintes résiduelles présentes en surface au niveau du cordon soudé a révélé un haut niveau de contraintes longitudinales de traction, maximales en bord de joint. Ce niveau de contrainte peut cependant être localement modifié de manière conséquente par une étape additionnelle de parachèvement du joint. Cette étape permet l'obtention d'un niveau plus homogène de contrainte en les limitant exclusivement à des contraintes de compression. Néanmoins, le parachèvement n'induit de contraintes résiduelles de compression que sur épaisseur réduite, d'une dizaine de microns environ [69]. L'effet des paramètres de soudage se retrouve aussi lissé en minimisant les écarts relatifs. D'un point de vue industriel, cette analyse démontre qu'il est possible de maîtriser le niveau de contrainte en surface.

CHAPITRE 4

Simulation numérique du procédé

Il est préférable de débattre d'un
sujet sans arrêter de décision
plutôt que d'entériner une
décision sans en avoir débattu.

Joseph JOUBERT

Sommaire

4.1 Modélisation	120
4.1.1 Modélisation de l'écoulement de matière	120
4.1.2 Transferts de chaleur	121
4.1.3 Conditions aux limites thermomécaniques	123
4.2 Modèle numérique	125
4.2.1 Discrétisation géométrique	125
4.2.2 Stratégie de modélisation	133
4.3 Protocole expérimental	142
4.3.1 Chaîne d'acquisition de température	142
4.3.2 Positionnement des thermocouples	143
4.3.3 Résultats expérimentaux	144
4.4 Comparaison expérimental / numérique	146
4.4.1 Soudage 7020-T651 homogène	146
4.4.2 Soudage 2139-T8 homogène	161
4.4.3 Soudage hétérogène 2139-T8 / 7020-T651	171
4.5 Conclusions du chapitre	173
4.6 Perspectives	173

4.1 Modélisation

4.1.1 Modélisation de l'écoulement de matière

Par définition, l'écoulement de matière doit respecter l'équilibre des contraintes et est défini par :

$$\mathbf{div}(\boldsymbol{\sigma}) = \mathbf{0} \quad (4.1)$$

où $\boldsymbol{\sigma}$ est le tenseur des contraintes de Cauchy, qui peut être décomposé en une partie déviatorique \mathbf{S} et une partie sphérique $p\mathbf{I}$.

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{S} - p\mathbf{I} \quad (4.2)$$

où p représente la pression hydrostatique et \mathbf{I} le tenseur identité.

Les contraintes visqueuses étant prédominantes, on choisi donc de mettre en place un comportement visqueux incompressible. Ce comportement est décrit par une loi de comportement viscoplastique formulée de la manière suivante :

$$\mathbf{S} = 2\mu\mathbf{D} \quad (4.3)$$

où \mathbf{S} est le déviateur du tenseur des contraintes de Cauchy, μ la viscosité dynamique du matériau et \mathbf{D} le tenseur des taux de déformation défini à partir du champ de vitesse \mathbf{v} de la matière.

$$\mathbf{D} = \frac{1}{2}(\mathbf{grad}^t(\mathbf{v}) + \mathbf{grad}(\mathbf{v})) \quad (4.4)$$

Pour assurer l'incompressibilité de la matière, le champ de vitesse doit être à divergence nulle. Par conséquent l'équation de conservation de la masse pour un fluide incompressible se réduit à :

$$\mathbf{div}(\mathbf{v}) = 0 \quad (4.5)$$

L'évolution de la viscosité dynamique μ est définie en utilisant la loi de Norton-Hoff. Cette loi est choisie car elle ne présente pas de sensibilité à la déformation et traite l'évolution des contraintes visqueuses uniquement en fonction du taux de déformation. De plus, elle est très régulièrement mise en oeuvre dans le cadre de la modélisation des procédés de fabrication et de mise en forme à chaud qui présentent de grandes déformations [148]. On la retrouve aussi fréquemment lors de la modélisation du soudage FSW. Cette loi fait intervenir 2 paramètres principaux, la consistance K du matériau et la sensibilité m à la vitesse de déformation ($0 < m \leq 1$). Ces deux paramètres sont très fortement thermo-dépendants et peuvent être identifiés expérimentalement à partir des courbes contrainte-déformation à différentes températures et vitesses de déformation [3, 148]. Leur évolution en fonction de la température est présentée en Figure 4.1 et sera utilisée pour tout le reste de l'étude numérique.

$$\mu = K(\sqrt{3}D_{eq})^{m-1} \quad (4.6)$$

D_{eq} est le taux de déformation équivalent défini par :

$$D_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \mathbf{D} : \mathbf{D}} \quad (4.7)$$

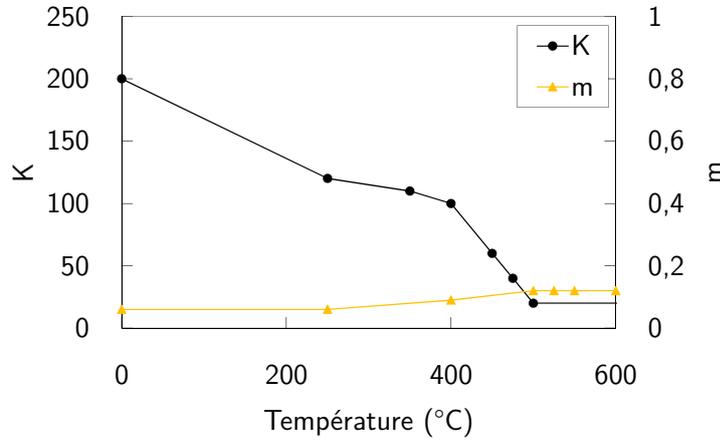


FIGURE 4.1 – Évolution des paramètres K et m de la loi de Norton-Hoff recalés pour l’alliage 7020-T651.

4.1.2 Transferts de chaleur

Génération de la chaleur

Nous avons vu que les déformations plastiques liées au soudage créent une augmentation significative de la température dans la matière. Les transferts thermiques sont gouvernés par l’équation de la chaleur :

$$\rho C_p \left(\frac{\partial \theta}{\partial t} + \mathbf{v}_{cv} \cdot \mathbf{grad} \theta \right) = \mathbf{div}(\lambda \mathbf{grad} \theta) + Q \quad (4.8)$$

où ρ est la masse volumique du matériau, C_p la chaleur spécifique, \mathbf{v}_{cv} la vitesse de convection et λ la conductivité thermique qui peut être considérée variable avec la température θ .

L’apport de chaleur issu du malaxage de la matière est défini par :

$$Q = \alpha_{dissipation} \mathbf{S} : \mathbf{D} \quad (4.9)$$

Dans l’Équation 4.9, $\alpha_{dissipation}$ est le coefficient de Taylor-Quinney représentant la proportion de puissance mécanique dissipée sous la forme de chaleur [127]. En effet, pour tout procédé de mise en forme par déformation plastique on considère que la quantité d’énergie totale est transformée partiellement sous forme de dissipation de chaleur tandis que le reste de l’énergie est stockée dans le matériau (sous forme de défauts internes, de modification de la microstructure ou encore par le biais d’une augmentation de la quantité de dislocations). L’établissement de la proportion de chaque transformation est un sujet très discuté

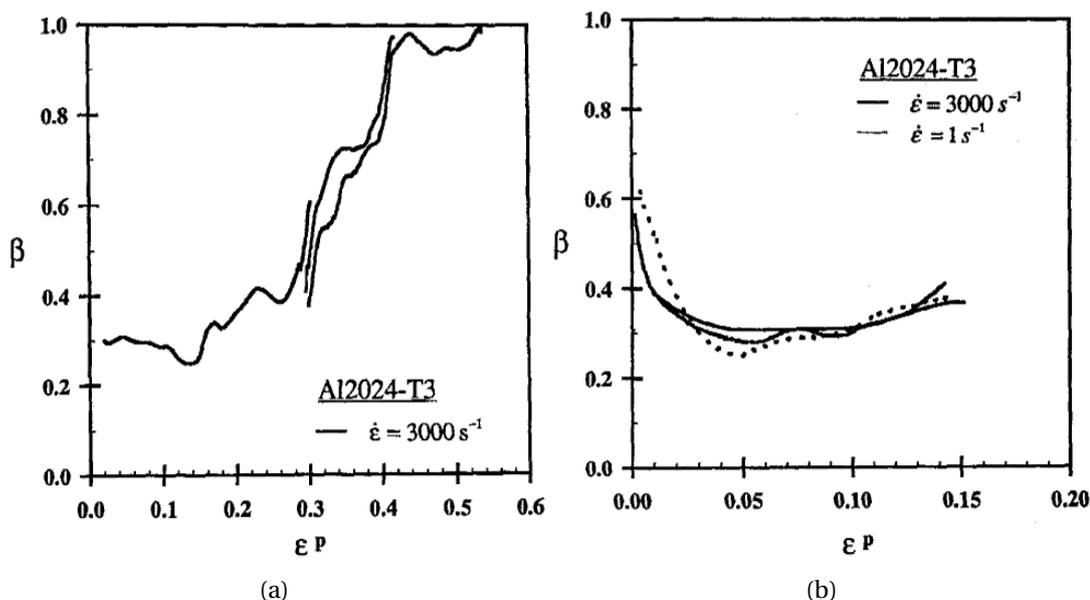


FIGURE 4.2 – Évolution de la fraction β (équivalente à $\alpha_{dissipation}$) du travail mécanique transformé en chaleur pour (a) différents niveaux de déformation plastique et (b) deux vitesses de déformations plastiques pour un alliage d'aluminium 2024-T3. [59]

et de nombreux auteurs proposent généralement une évolution entre 0.5 et 1. Pour certains auteurs, la proportion transformée en chaleur dépend de la déformation plastique [96]. Notamment pour les alliages d'aluminium, on notera que de faibles niveaux de déformation génèrent relativement peu de dissipation de chaleur. C'est l'augmentation de ce niveau de déformation qui amène progressivement à une transformation quasi-totale de la puissance mécanique en chaleur. A contrario, comme le prouve la Figure 4.2, la sensibilité à la vitesse de déformation est quasi nulle [59]. Pour le procédé de soudage FSW, étant donné le niveau important de déformation et de vitesse de déformation, il est aisé de considérer une évolution très limitée : $0.8 < \alpha_{dissipation} < 1.0$ [90]. Dans cette étude, et pour faire suite aux différents travaux déjà réalisés [35], ce coefficient est choisi égal à 0.8 soit 80% de dissipation mécanique sous forme de chaleur.

En synthèse, le Tableau 4.1 présente les valeurs des paramètres thermiques (sous la forme de grandeurs fixes ou d'équations fonction de la température θ) choisis pour décrire les différents éléments et matériaux présents dans le modèle.

Paramètres	Plaques 7020-T651	Plaques 2139-T8	Outil (H13)	Enclume (S235)	Support (Al)
Conductivité λ (W/m.K)	140	155	44.9	55.4 - 0.03. θ	209
Chaleur spécifique C_p (J/kg.K)	875	857 + 0.48. θ	460	426 + 0.44. θ	898
Masse volumique ρ (kg/m ³)	2 780	2 811 - 0.24. θ	7 850	7 833 - 0.34. θ	2 700

TABLEAU 4.1 – Paramètres thermiques utilisés pour les différentes zones du modèle.

4.1.3 Conditions aux limites thermomécaniques

Conditions aux limites mécaniques

Une condition de contact collant est considérée entre la surface de contact de l'outil et la matière à l'état pâteux provenant de la tôle à souder. Ce choix implique l'absence de dissipation à l'interface outil/matière et une égalité des températures et des vitesses à l'interface entre les 2 éléments. Ce choix est basé sur les conclusions tirées de différents travaux précédents. Avec une telle approche, le cisaillement et la dissipation à l'interface outil/matière sont traités dans le volume de matière malaxée en sous-surface au voisinage de la zone de contact.

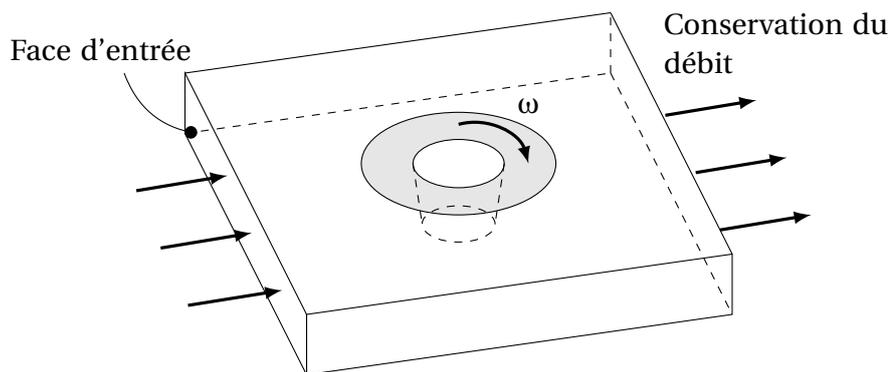


FIGURE 4.3 – Schématisation de l'écoulement matériel dans le modèle.

Conditions aux limites thermiques

Pour la modélisation des conditions aux limites thermiques, il est nécessaire de faire la distinction entre les différents échanges ayant lieu entre les surfaces du modèle. En effet il est important de prendre en compte numériquement les éléments réels influençant le soudage, tels que le support envers de soudage ou la fixation de l'outil dans la broche, pour arriver à reproduire correctement les transferts de chaleur. On retrouve alors les échanges suivants :

- Échange entre les surfaces libres (faces supérieures des tôles soudées, surface extérieure de l'outil...) et l'air ambiant;
- Échange entre les tôles soudées (faces envers) et l'enclume acier;
- Échange entre l'enclume acier et le support outillage en aluminium;
- Échange entre la matière et l'outil (géométrie complexe de l'outil comprenant l'épaulement et le pion).

La modélisation du contact thermique entre les tôles soudées et l'enclume acier est réalisée par l'intégration d'un coefficient d'échange $h_{contact}$. On peut donc définir q la densité de flux de chaleur reçue par les tôles de la sorte :

$$q = h_{contact} \Delta\theta \quad (4.10)$$

où $\Delta\theta = (\theta_{enclume} - \theta)$ représente la différence de température entre les tôles aluminium et l'enclume acier.

Afin de pouvoir représenter de manière juste et cohérente les températures maximales vues par la matière, nous avons pu observer qu'il est nécessaire d'utiliser un coefficient $h_{contact}$ le plus élevé possible. L'utilisation d'un coefficient ayant une valeur qui tend vers $+\infty$ amène à un contact parfait entre la tôle soudée et l'enclume.

Cependant un tel échange amène à la problématique suivante : si un contact parfait est considéré sur la totalité de la surface de contact entre la tôle et l'enclume, on constate que les cinétiques thermiques présentent un refroidissement beaucoup trop rapide car l'outillage et l'enclume absorbent toute la chaleur produite pendant le malaxage. On peut notamment citer les travaux de Lorrain [78] qui a bien montré l'influence du contact entre la tôle et l'enclume. L'augmentation de ce coefficient (variation entre 300, 1 000 et 2 000 $W.m^{-2}.K^{-1}$) joue principalement sur le refroidissement en zone arrière de l'outil : plus la valeur du coefficient choisi est haute, plus le refroidissement de la tôle sera rapide. En revanche, une variation de la condition d'échange n'a pas d'influence significative sur la montée en température de l'outil.

On peut alors faire l'hypothèse suivante pour définir la condition de contact vraie entre la tôle à souder et son support envers : il serait nécessaire de mettre en place une condition de contact variable ou adaptative évoluant en fonction de la zone dans laquelle on se situe. Plus particulièrement la distance à la source de chaleur, ou zone de soudage, peut fortement faire évoluer le contact intime entre les pièces. Ce point sera discuté par la suite dans le paragraphe 4.4.1.

Le modèle numérique pour toutes les simulations se base sur un outillage réel développé pour la réalisation de l'intégralité des soudures analysées dans les chapitres précédents. De façon à rester cohérent avec le reste de l'étude, c'est bien cet outillage qui est modélisé. Dans le cas des échanges thermiques, il a été choisi de prendre en compte un contact supplémentaire entre l'enclume acier et le support outillage en aluminium. Ce contact est considéré comme un contact parfait via une égalité des températures ($\Delta\theta = 0$) aux deux surfaces et l'utilisation d'un coefficient d'échange $h_{support} = +\infty$.

Nous avons vu que du point de vue des conditions aux limites mécaniques nous choisissons de définir un contact unilatéral collant entre l'outil et la matière à souder. D'un point de vue thermique, il est également choisi de définir un contact parfait. À une échelle macroscopique, cette condition se traduit par une aire de contact réelle égale à l'aire de contact théorique et par une égalité des températures entre la surface frottante de l'outil et la matière à souder.

L'échange thermique entre les différentes surfaces libres du modèle et l'air ambiant est quant à lui modélisé par le biais d'un coefficient d'échange convectif h_{ext} défini par :

$$q = h_{ext}(\theta^{ext} - \theta) \quad (4.11)$$

avec θ^{ext} qui représente la température de l'air ambiant en contact avec les tôles à souder et q la densité de flux de chaleur reçue. Pendant tout le calcul, la température ambiante est

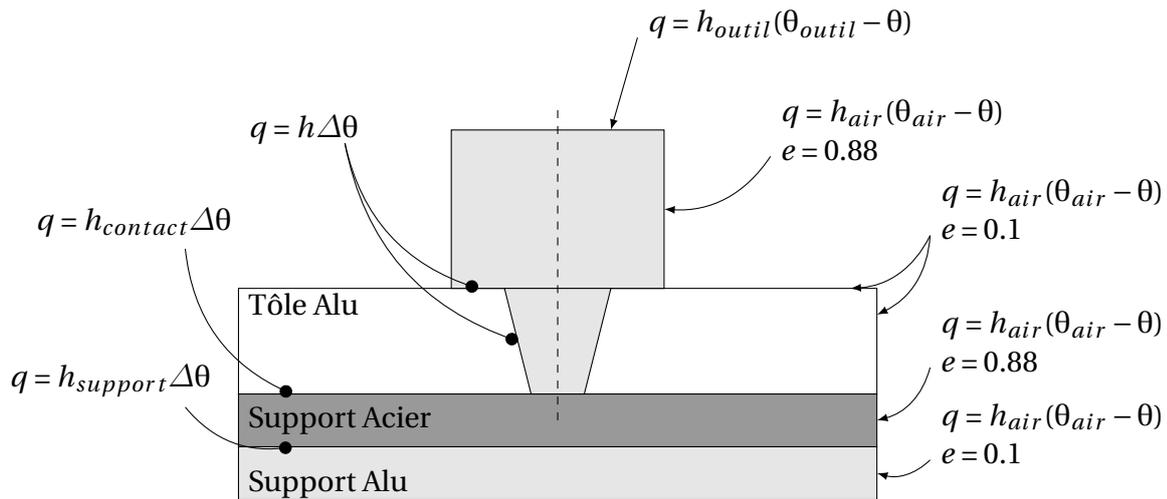


FIGURE 4.4 – Conditions aux limites thermiques.

choisie constante et égale à 20°C, tandis que le coefficient d'échange h_{ext} est variable selon les pièces du modèle numérique pour suivre la définition suivante :

- Convection et radiation sur la face supérieure des tôles à souder (est exclue la partie en contact direct avec l'outil). Coefficient de convection $h_{air} = 50 \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}^{-1}$, émissivité = 0.1.
- Convection et radiation sur les surfaces libres de l'outil. Coefficient de convection $h_{air} = 50 \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}^{-1}$, émissivité = 0.88.
- Convection et radiation sur les surfaces libres de l'enclume acier. Coefficient de convection $h_{air} = 50 \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}^{-1}$, émissivité = 0.88.
- Convection et radiation sur les surfaces libres du support outillage aluminium. Coefficient de convection $h_{air} = 50 \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}^{-1}$, émissivité = 0.1.
- Conduction sur la surface supérieure de l'outil pour approximer l'échange thermique de l'outil avec la machine / broche. Coefficient de conduction $h_{outil} = 500 \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}^{-1}$.

4.2 Modèle numérique

4.2.1 Discrétisation géométrique

Afin de s'adapter aux différentes contraintes du procédé telles que les mouvements complexes tri-dimensionnels de la matière autour de l'outil, le couplage thermo-mécanique et dans le but d'éviter les distorsions de maille trop importantes, le maillage de la zone soudeée, de l'ensemble des tôles et du support outillage est décomposé en plusieurs zones indépendantes. La décomposition du maillage permet également de traiter séparément les

différentes approches numériques et formalismes utilisés dans tout le modèle. Cette décomposition est basée sur les travaux précédents de Feulvarch et al. [34] qui ont intégré la notion de maillage mobile pour un outil de soudage FSW Trigone qui ne possède pas une géométrie de révolution.

Le modèle numérique développé dans cette étude est tri-dimensionnel. Les différentes parties du modèle sont maillées en éléments tétraédriques à 4 nœuds.

Maillage de l'outil

Pour permettre le maillage de l'outil de soudage réel utilisé pour tous les essais de soudage (Figure 2.2 en p.53), une numérisation a tout d'abord été nécessaire. Elle a été effectuée par mesure optique 3D sans contact via une machine ALICONA. Par une discrétisation de l'élément scanné, elle permet la création d'un modèle numérique exportable au format `.igs` pouvant par la suite passer dans un logiciel de CAO ou de maillage. La réalisation du maillage de l'outil ainsi que l'ensemble du modèle numérique FSW ont été fait avec le logiciel Visual-Mesh®. La Figure 4.5 présente les différentes étapes pour la numérisation de l'outil jusqu'à l'obtention d'un modèle maillé pour la simulation. Le maillage de l'outil est composé de 204 787 éléments et 40 091 nœuds pour décrire avec précision la géométrie complexe de l'outil. Un raffinement du maillage a été mis en place sur l'épaule et le pion où l'on souhaite suivre une évolution précise des données calculées.

L'intégration directe de la géométrie complexe de l'outil, dès l'étape de maillage présente l'intérêt majeur d'éviter l'ajout d'une composante virtuelle de vitesse permettant de décrire l'effet du filetage, contrairement à ce qui est fréquemment fait dans la littérature [37].

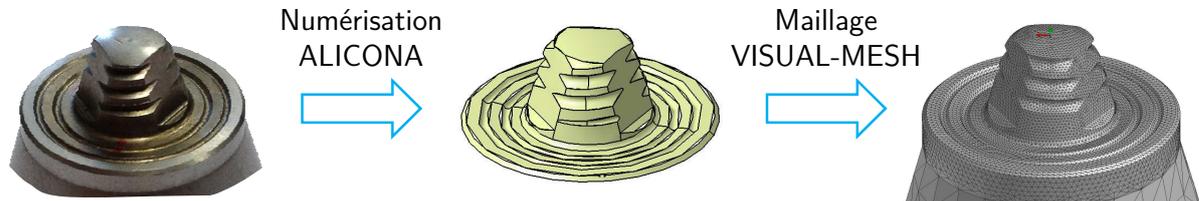


FIGURE 4.5 – Démarche de numérisation et modélisation de l'outil de soudage. (a) Outil réel; (b) Outil numérisé par ALICONA au format `.igs`; (c) Outil maillé.

La discrétisation de l'outil considère la partie la plus massive de l'outil, comme l'illustre la Figure 4.6, afin de maîtriser la thermique et tout l'aspect diffusion de la chaleur dans cette pièce. En procédé de fabrication, l'influence de la prise en compte complète des éléments de fixation a notamment été démontrée par Mondelin et al. [92] dans le cas des outils de tournage. La négligence du système de bridage peut engendrer de grosses erreurs thermiques très conséquentes en simulation numérique.

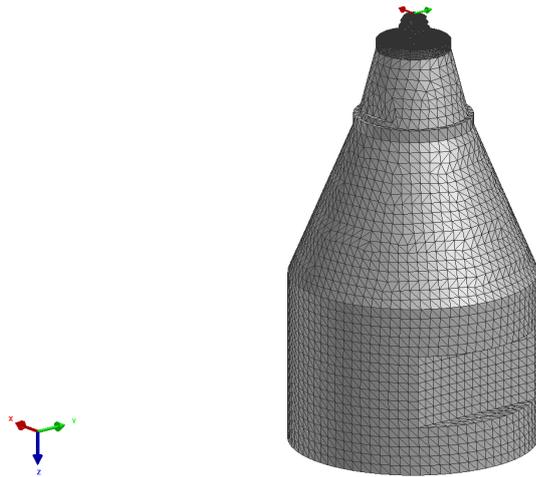


FIGURE 4.6 – Outil numérique complet et maillé.

Maillage de l'ensemble du modèle

L'intégralité du modèle et du maillage associé sont présentés sur la Figure 4.7. Il se décompose en 6 zones distinctes (Figure 4.8) qui intègrent à la fois l'outil, le cordon soudé et les plaques, mais aussi le support envers de l'outillage qui participe au bridage des tôles. Ces zones permettent la prise en compte de tous les effets mécaniques et thermiques traités dans les calculs et de garder une cohérence de maillage entre les zones en contact. On retrouve alors :

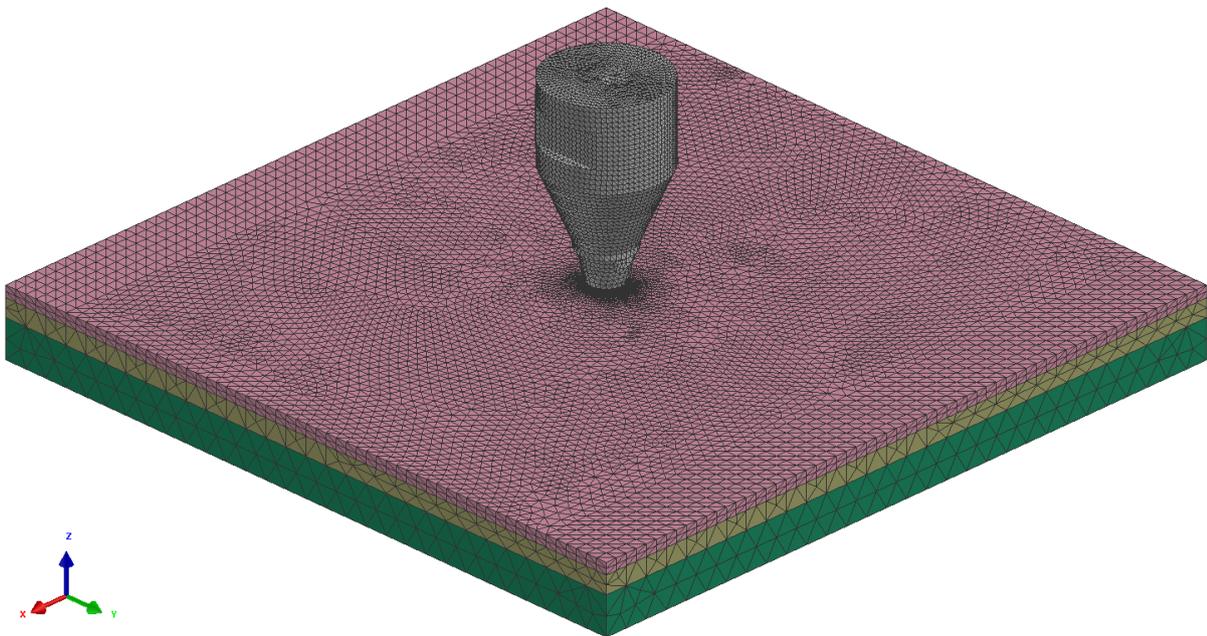


FIGURE 4.7 – Vue du maillage complet.

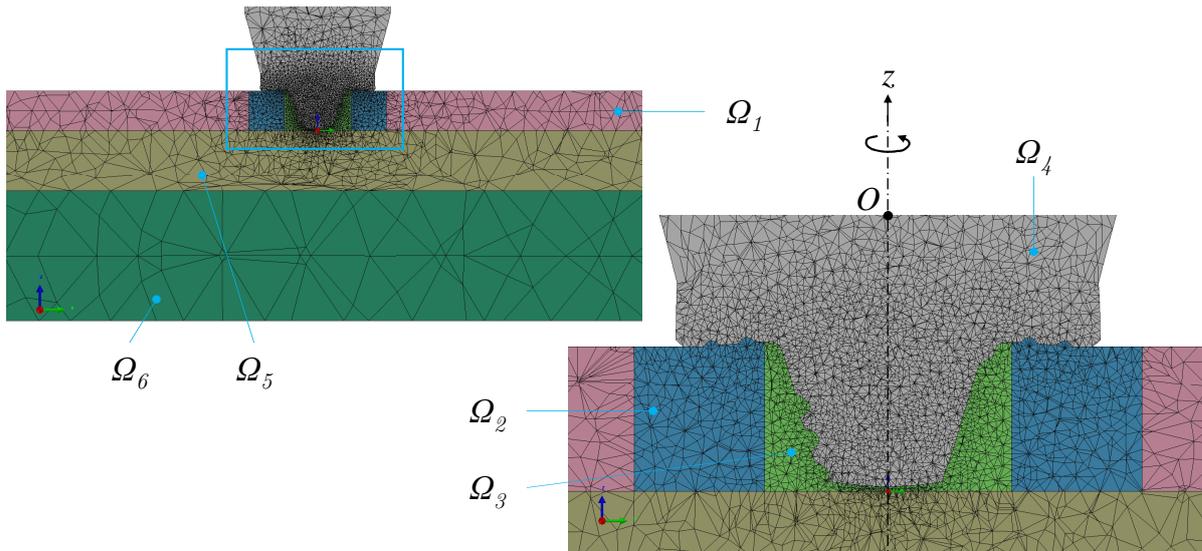


FIGURE 4.8 – Décomposition des différentes zones du maillage autour de l'outil

- Ω_1 : *Matériau de base*. Tôle à souder en alliage d'aluminium épaisseur 5mm. Réalisation d'un calcul thermique uniquement sous formalisme *Eulérien*. Le matériau s'écoule à une vitesse de convection \mathbf{v}_{cv} connue ($\mathbf{v}_{cv} = -\mathbf{v}_{soudage}$) au travers du maillage qui reste fixe (cf. Figure 4.3).
- Ω_2 : *Zone malaxée*. Calcul thermomécanique sous formalisme *Eulérien*. Le maillage est fixe et formé par un volume cylindrique d'un diamètre $\varnothing = 18$ mm, légèrement supérieur au diamètre de l'épaulement de l'outil. Le matériau s'écoule au travers du maillage à une vitesse $\mathbf{v}_{cv} = \mathbf{v}$ où \mathbf{v} représente la vitesse de la matière calculée à partir de l'équilibre des contraintes (cf. Équation 4.1).
- Ω_3 : *Zone malaxée*. Calcul thermomécanique sous formalisme *Arbitrairement Lagrangien Eulérien (ALE)*. L'outil ne possédant pas une géométrie de révolution parfaite dû à la présence des 3 méplats ainsi que du filetage le long du pion, il est nécessaire d'avoir une zone intermédiaire qui tourne en simultanément avec l'outil. Cette zone est formée par un volume cylindrique de diamètre supérieur au diamètre de tête du pion ($\varnothing = 9$ mm). La vitesse de convection dans Ω_3 est égale à $\mathbf{v}_{cv} = \mathbf{v} - (\omega \wedge \mathbf{OM})$.
- Ω_4 : *Outil*. Réalisation d'un calcul thermique uniquement sous formalisme *Lagrangien*. L'outil est modélisé comme un corps rigide indéformable. Puisque les efforts des soudage traversant l'outil ne sont pas le cœur de ces travaux, c'est bien l'aspect diffusion thermique dans cette zone qui nous intéresse. La vitesse de convection prise en compte s'exprime par $\mathbf{v}_{cv} = \mathbf{0}$ car le formalisme *Lagrangien* implique que le maillage tourne avec l'outil.
- Ω_5 : *Enclume acier*. Épaisseur 8mm. Réalisation d'un calcul thermique uniquement sous formalisme *Eulérien*. Ω_5 est modélisé comme un corps rigide indéformable.
- Ω_6 : *Support outillage aluminium*. Épaisseur 17mm. Réalisation d'un calcul thermique

uniquement sous formalisme *Eulérien*. Ω_6 est modélisé comme un corps rigide indéformable.

Le Tableau 4.2 récapitule le nombre d'éléments et de nœuds dans toutes les zones du modèle. Lors de la construction du maillage, une attention toute particulière a été portée à veiller à ne pas dépasser 200 000 nœuds pour arriver à mener à bien le calcul. De plus, dans ce modèle, le nombre d'inconnues à résoudre dans le calcul reste inférieur à 300 000.

Zone	Nombre d'éléments	Nombre de nœuds
Ω_1	162 716	36 397
Ω_2	65 780	14 272
Ω_3	64 535	13 528
Ω_4	204 787	40 091
Ω_5	71 209	17 194
Ω_6	12 196	3 359
<i>Total</i>	581 223	124 841

TABEAU 4.2 – Nombre d'éléments et de noeuds pour chaque zone du maillage du modèle.

Les Figures 4.9 à 4.14 représentent toutes les zones du maillages en vis-à-vis pour lesquelles il est nécessaire de respecter une condition d'homogénéité entre zones.

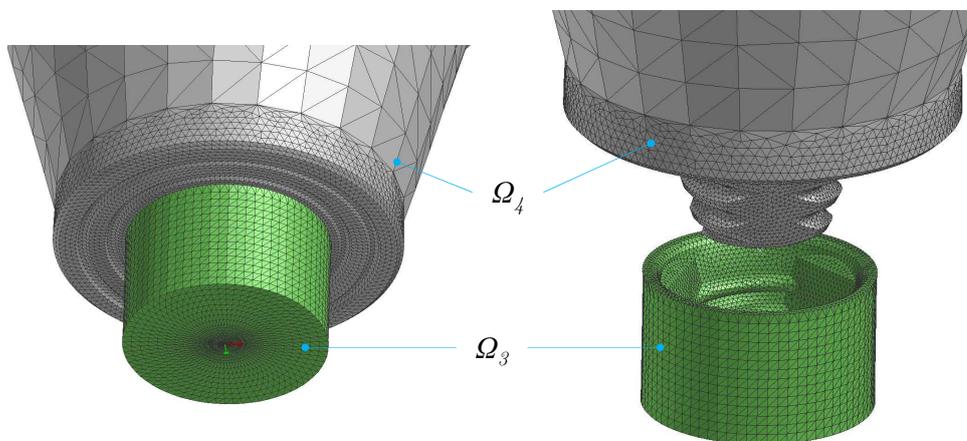


FIGURE 4.9 – Maillage de Ω_3 et Ω_4 .

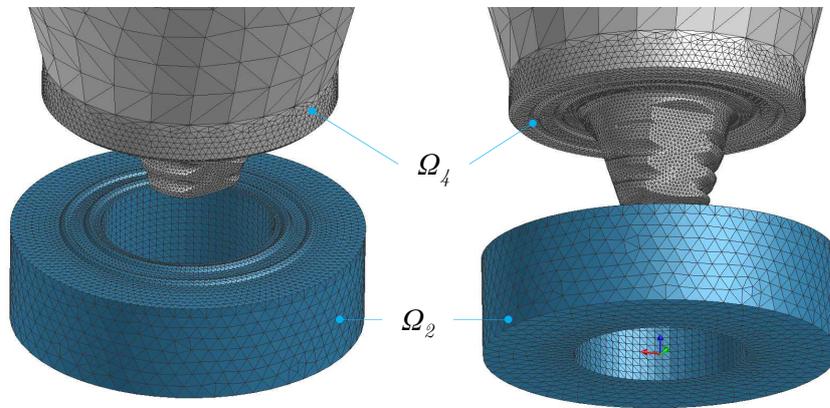


FIGURE 4.10 – Maillage de Ω_2 et Ω_4 .

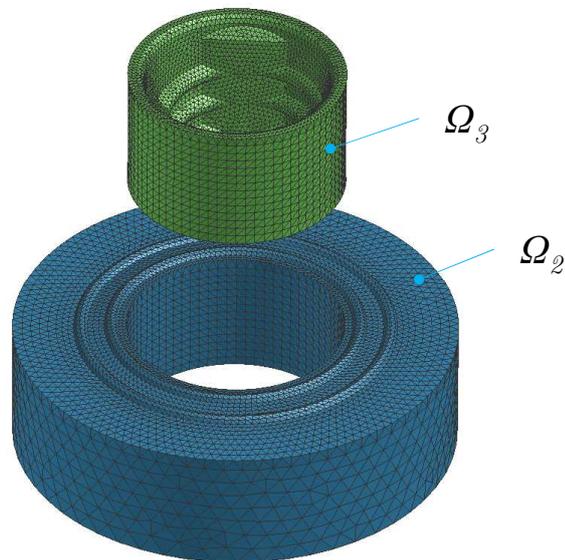


FIGURE 4.11 – Maillage de Ω_2 et Ω_3 .

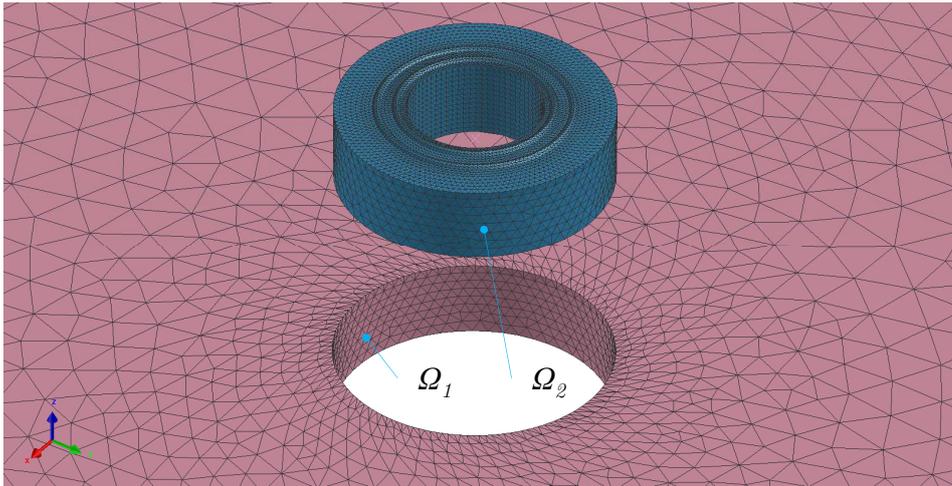


FIGURE 4.12 – Maillage de Ω_1 et Ω_2 .

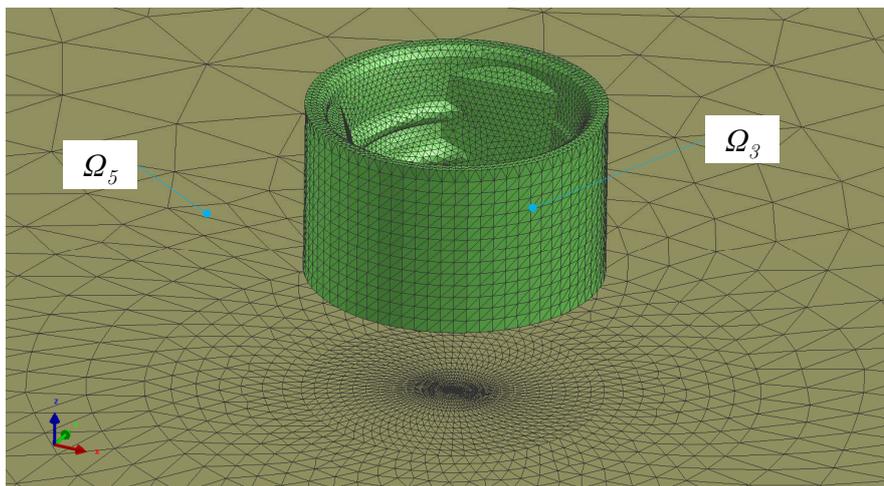


FIGURE 4.13 – Maillage de Ω_3 et Ω_5 .

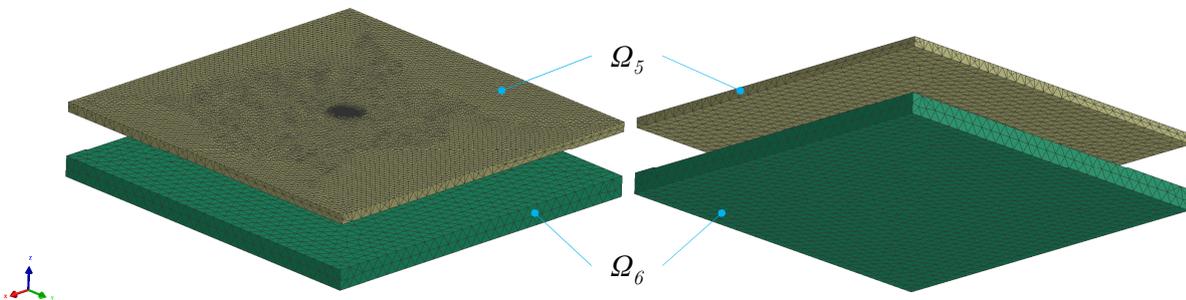


FIGURE 4.14 – Maillage de Ω_5 et Ω_6 .

Étant données les zones du modèle en mouvement et les zones immobiles, il est possible de regrouper Ω_1 avec Ω_2 qui restent fixes, tandis que Ω_1 et Ω_2 sont des parties mobiles. Le maillage des différentes zones du modèle est construit de telle sorte qu'à chaque position angulaire, les nœuds des mailles de l'ensemble $\Omega_3 \cup \Omega_4$ tombent toujours en face des nœuds de l'ensemble $\Omega_1 \cup \Omega_2$. Ainsi, à chaque pas de rotation on conserve la conformité du maillage sur toutes les zones en contacts. Ceci définit une périodicité de maillage $\Delta\phi$ (Figure 4.15) qui permet alors de calculer le pas de temps Δt nécessaire au calcul pour une vitesse angulaire ω de l'outil.

$$\Delta t = \frac{\Delta\phi}{\omega} \quad (4.12)$$

On utilise ici un schéma d'intégration temporelle implicite qui est inconditionnellement stable [34]. Dans ce cadre numérique, le pas de temps n'est pas choisi en fonction d'une valeur limite à respecter. À partir de l'Équation 4.12, la définition du pas de temps Δt pour les calculs est obtenue en fonction de la vitesse de rotation et donc plus généralement en fonction des paramètres de soudage utilisés. Lorsqu'on baisse la vitesse de rotation de l'outil on peut remarquer que le pas de temps augmente. Cependant, étant donné le raffinement de maillage utilisé autour de l'outil, il y a suffisamment de nœuds sur une période de rotation de l'outil pour décrire finement l'évolution des grandeurs physiques.

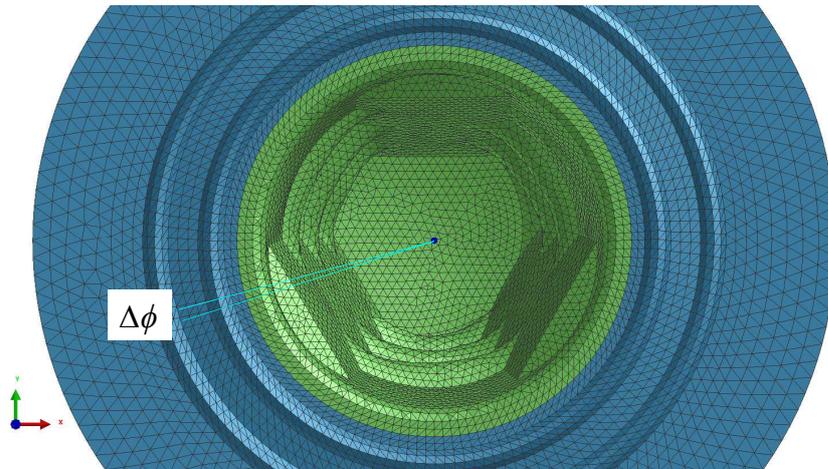


FIGURE 4.15 – Périodicité de maillage entre Ω_2 et Ω_3 .

Élément fini P1+/P1

L'élément P1+/P1 est un élément fini mixte notamment utilisé pour la description des écoulements incompressibles. Il est basé sur un tétraèdres à 4 nœuds linéaires permettant de calculer sur chaque nœuds les champs de pression, température et vitesse. Sur l'élément, une interpolation linéaire est réalisée entre chaque nœud. Le calcul du champ de vitesse est enrichi en ajoutant un nœud interne supplémentaire au barycentre de l'élément, auquel on associe une « fonction bulle » (approximation P1+).

Dans le cadre de la simulation du FSW, son utilisation a été réussie par Fourment and Guerdoux [37], Gemme et al. [43], Feulvarch et al. [34], Bussetta et al. [10] ou encore Heuze [58] pour le Friction Stir Spot Welding (FSSW).

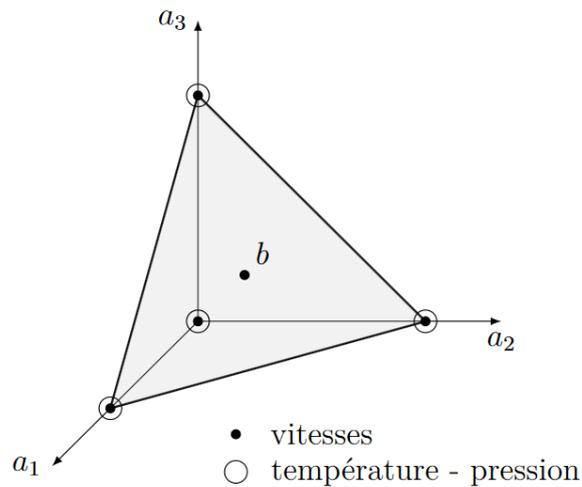


FIGURE 4.16 – Tétraèdre P1+/P1 [58].

4.2.2 Stratégie de modélisation

En comparaison aux différents modèles numériques existants pour la simulation du soudage FSW, la démarche employée dans cette étude présente plusieurs intérêts :

- Les développements réalisés portent notamment sur l'intégration de la géométrie réelle et complexe de l'outil comme indiqué sur la Figure 4.5. De cette manière, pour arriver à simuler l'écoulement complexe autour de l'outil et l'influence des méplats et du filetage présents sur le pion, il n'est pas nécessaire d'ajouter de composantes de vitesse supplémentaires, fictives et approximées par une étude mécanique.
- Tous les paramètres de soudage (vitesse de rotation et vitesse d'avance) utilisés dans les simulations numériques sont issus de conditions de soudage industrielles et basées sur les essais expérimentaux détaillés dans le chapitre 2. Il a donc été vérifié que ces paramètres permettent d'obtenir des soudures exemptes de défauts et performantes en essais mécaniques. Deux conditions sont retenues pour la suite : une condition de soudage que l'on nommera soudure *froide* (800 tr/min - 550 mm/min) et une condition de soudage que l'on nommera soudure *chaude* (600 tr/min - 250 mm/min). Ces conditions correspondent respectivement aux conditions de soudage 006 et 003 développées en soudage hétérogène dans les chapitres précédents.
- Dans ce modèle l'accent a été mis sur la simplicité de mise en œuvre. En effet, il a été choisi de ne pas prendre en compte de paramètres thermo-dépendants complexes à calibrer dans la loi de comportement utilisée.

Réduction des temps de calcul CPU

Du point de vue numérique, l'objectif est de simuler uniquement le régime stationnaire du procédé. Dans ce but, il est choisi de ne pas simuler les phénomènes transitoires liés à la plongée de l'outil et à son démarrage en translation car ces étapes sont trop complexes et leur analyse n'apporte aucune information pour l'étude de la phase stable du procédé. C'est en effet à l'état stationnaire que les températures maximales et les plus stables seront atteintes. Ce sont aussi ces températures qui seront les plus notables pour les transformations métallurgiques ayant lieu dans les alliages d'aluminium (dissolution ou grossissement de précipités et phénomène de restauration par exemple). Dans un but de dimensionnement d'une pièce ou d'une structure soudée complète il est aussi important d'avoir une vue sur le procédé de mise en forme lorsqu'il a atteint un état stabilisé. Les techniques de calcul basées sur une approche *locale / globale* [7] reposent notamment sur ces points et peuvent être une aide précieuse lors de la définition du séquençement des étapes de soudage et de l'optimisation des distorsions induites.

En réalité, pour le soudage FSW, ce n'est pas tout à fait un état stationnaire qui est atteint, mais plutôt un état quasi-périodique, que l'on appellera aussi pseudo-stationnaire. Cet état est principalement dû à l'utilisation d'une géométrie d'outil qui n'est pas toujours de révolution (d'un point de vue expérimental il est très fréquent d'utiliser des d'outils à géométrie complexe avec des facettes par exemple). Lorsqu'on observe un point fixe de l'outil, on constate que la température oscille autour d'une valeur moyenne, à une période en phase avec la vitesse de rotation de l'outil. Cependant, cette oscillation peut être fonction du point étudié : il est possible que certains points de l'outil ne permettent pas de mettre en avant la périodicité dans l'évolution de température. Ces observations ont été mises en avant dans les travaux de Feulvarch et al. [34] et Bussetta et al. [10] pour différents points de mesure sur l'outil comme décrit sur la Figure 4.17.

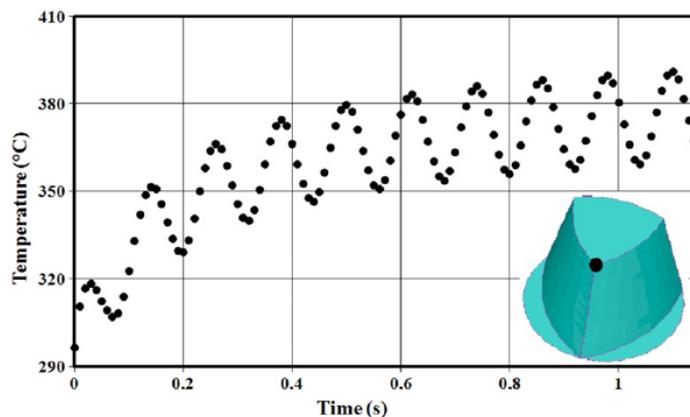


FIGURE 4.17 – Évolution de la température sur un point de l'outil jusqu'à stabilisation à l'état pseudo-stationnaire [34].

Du point de vue numérique, le calcul démarre en supposant que l'outil est plongé dans la matière à une température de 20°C. Par conséquent, la phase de chauffage numérique pour atteindre l'état pseudo-stationnaire peut être relativement longue et dépend fortement de l'inertie thermique du système. Cette inertie est fonction des matériaux définis dans l'étude

(terme $\rho C_p \frac{\partial \theta}{\partial t}$ de l'Équation 4.8 de la chaleur) et de leurs propriétés thermiques, mais aussi du volume de matière à échauffer. Dans le cadre du développement du modèle numérique actuel pour la simulation du procédé FSW, l'un des objectifs est de pouvoir obtenir des résultats thermiques avec des calculs ne dépassant pas quelques heures.

Le modèle initial est considéré comme un modèle instationnaire ($\frac{\partial \theta}{\partial t} \neq 0$) dans l'ensemble du domaine de calcul. Dans ces travaux, une nouvelle approche pour optimiser la montée en température du système a été développée avec pour objectif principal de réduire de manière conséquente le temps nécessaire à l'obtention du régime pseudo-stationnaire. Dans ce modèle optimisé, les paramètres thermiques des matériaux ne pouvant pas être touchés afin de rester cohérent avec la physique, il est choisi de diminuer la quantité de matière participant à la part instationnaire des transferts de chaleur en imposant la condition $\frac{\partial \theta}{\partial t} = 0$ dans $\Omega_1, \Omega_4, \Omega_5$ et Ω_6 .

Afin de faire la comparaison des étapes de montée en température du modèle, un point de mesure proche de l'outil a été défini. Ce point M est positionné à 9 mm en aval de l'outil, aligné avec la ligne de soudage et situé à mi-épaisseur dans la tôle. La Figure 4.18 présente le temps de soudage simulé nécessaire pour arriver au régime pseudo-stationnaire pour les deux configurations de calcul, ainsi que l'écart relatif. Un premier constat révèle que le point de mesure M sélectionné ne présente pas de caractère oscillatoire. Étant situé légèrement à l'arrière de l'outil (épaulement de l'outil $\phi_{\text{épaulement}} = 15$ mm), le refroidissement déjà entamé suffit à lisser les oscillations pour retrouver une évolution uniforme de la température en ce point.

On remarque que le temps nécessaire pour stabiliser la température est beaucoup plus faible dans le cas du modèle optimisé. La température atteinte n'évolue plus et est considérée stabilisée pour 1.38s de soudage simulé contre 7.5s pour le modèle instationnaire. Le Tableau 4.3 récapitule à la fois le temps de calcul CPU, la température stabilisée atteinte ainsi que l'équivalent de temps de soudage simulé. Pour référence, les 7.5s de soudage simulé pour la condition instationnaire correspondent à 3 600 pas de temps de calcul.

La température maximale atteinte au point M se stabilise autour de 400°C. La valeur atteinte est cohérente avec les valeurs de maximums de températures fréquemment atteints au plus proche d'un cordon FSW que l'on retrouve dans la littérature [46, 125, 135, 42]. En outre, cette température reste bien inférieure à la température de fusion T_f des alliages d'aluminium ($T_f \approx 650^\circ\text{C}$), comme le suggère le soudage en phase solide (section 1.2.1 en p.14). Il est important de remarquer, qu'au point M les deux conditions de calcul convergent vers cette température. Cependant, il semble que le modèle instationnaire n'atteigne pas encore complètement la phase de stabilité thermique.

Condition	CPU (min)	Température atteinte (°C)	Temps soudage (s)
Modèle instationnaire	32 000	401	7.5
Modèle optimisé	7 000	408	1.38

TABLEAU 4.3 – Temps de calcul pour les différentes conditions de calcul pour le soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min). Condition de contact parfait entre la tôle et l'enclume.

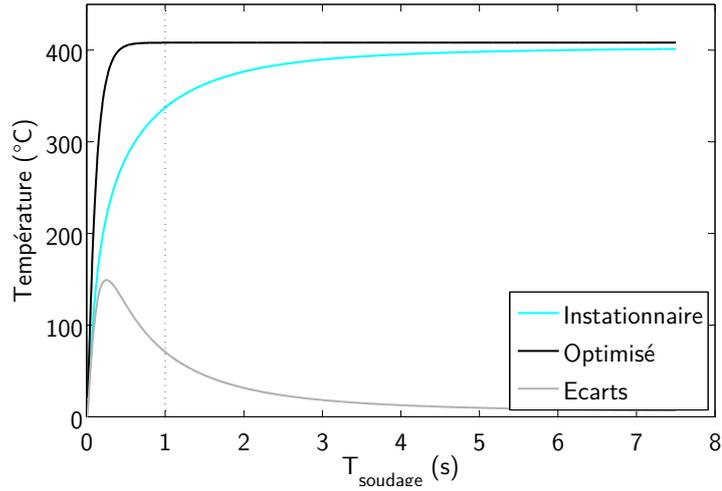


FIGURE 4.18 – Comparaison de la montée en température pour les modèles. Soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min) instationnaire et le modèle optimisé. Condition de contact parfait entre la tôle et l'enclume.

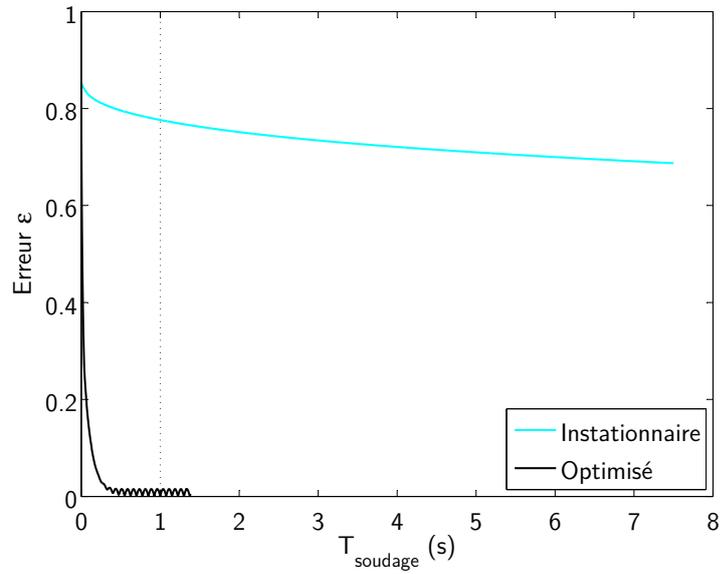
L'obtention du régime pseudo-périodique ne peut pas être validée en se basant sur le seul point M du modèle. Il est nécessaire de vérifier qu'il est atteint sur l'intégralité du domaine de calcul (de Ω_1 à Ω_6). Pour cela la température calculée est intégrée sur le volume de calcul complet et comparée à une température finale stabilisée. Cette température finale, ou température de référence θ_{ref} , est établie pour le calcul optimisé pour un temps de soudage simulé de 1s. Elle correspond à un temps de soudage pour lequel la température est stabilisée au point M (cf. Figure 4.18). Pour quantifier les écarts entre les méthodes, on propose de définir une erreur quadratique moyenne $\varepsilon_{quad}(t)$ de la sorte :

$$\varepsilon_{quad}(t) = \frac{\sqrt{\int_V (\theta(t) - \theta_{ref})^2 dv}}{\sqrt{\int_V \theta_{ref}^2 dv}} \quad (4.13)$$

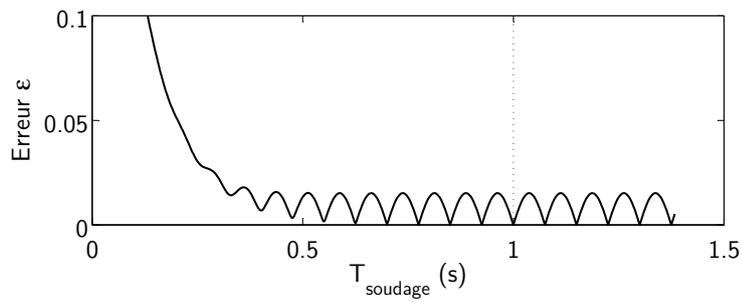
où $\theta(t)$ est le champ de température à tout instant et θ_{ref} le champ de température stabilisé de référence à 1s.

La Figure 4.19 montre l'évolution de l'erreur $\varepsilon_{quad}(t)$ pour les deux conditions de calcul. On remarque bien que l'erreur pour le calcul optimisé est nulle pour un temps de soudage simulé de 1s. La Figure 4.19b permet de confirmer qu'un régime périodique est atteint à partir d'environ 0.4s pour le calcul optimisé, avec une période d'oscillation $T_{osc} = 0.075s$. Cette période observable sur l'erreur $\varepsilon_{quad}(t)$ correspond à la période de l'outil tournant à une vitesse de rotation $\omega = 800$ tr/min.

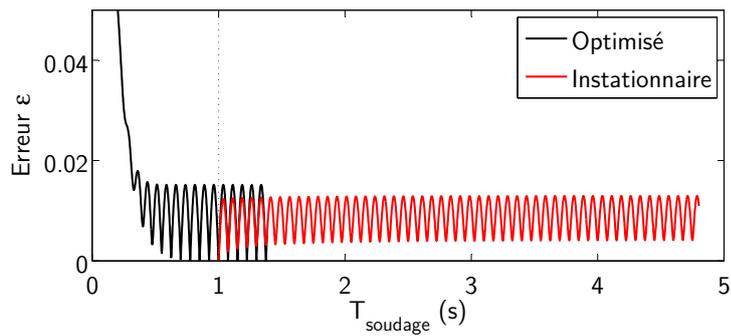
En revanche, l'erreur pour le calcul instationnaire n'a pas encore atteint de stabilité et reste à une valeur importante autour de 0.7 (70%) par rapport à la référence de calcul optimisé à 1s. Ces constats illustrent donc le fait que les valeurs de température dans l'ensemble du volume autour de l'outil sont largement sous-estimées et que l'ensemble du modèle demande encore à monter en température. Après 3 600 pas de calcul et près de 32 000 min CPU, le calcul n'a toujours pas convergé vers une valeur stable.



(a)



(b)



(c)

FIGURE 4.19 – Comparaison des erreurs quadratiques $\varepsilon_{quad}(t)$ pour les modèles instationnaire et optimisé : (a) vue globale, (b) zoom sur le modèle optimisé et la périodicité de l'erreur et (c) reprise de calcul de la condition optimisée vers le modèle instationnaire.

Il est cependant nécessaire de s'assurer que le calcul réalisé avec le modèle instationnaire permette bien d'arriver au même état périodique que le calcul optimisé. Étant donné le temps de calcul déjà obtenu pour 7.5s de soudage et 70% d'erreur, plusieurs semaines de calcul seraient à prévoir si l'on cherche à atteindre l'état stabilisé pour le modèle instationnaire. Dans notre cas, un tel temps de calcul est aberrant et n'est pas envisageable alors que l'on souhaite mettre en avant l'efficacité de la technique développée. Pour montrer que l'état stabilisé du modèle optimisé est proche de l'état périodique recherché avec le modèle instationnaire, nous avons développé une reprise de calcul depuis le résultat du modèle optimisé au temps $t = 1s$. Cette reprise est réalisée en tenant compte de tous les termes instationnaires régissant la thermique du modèle. La Figure 4.19c présente l'état périodique de l'erreur pour la reprise instationnaire. On remarque que pour un temps inférieur à 0.5s de soudage l'erreur $\varepsilon_{quad}(t)$ se stabilise. Le caractère oscillant précédemment atteint par le modèle optimisé est conservé avec la même période $T_{osc} = 0.075s$, mais pour une amplitude de signal légèrement plus faible. Dans toutes les conditions, l'erreur $\varepsilon_{quad}(t)$ ne dépasse jamais les 2%.

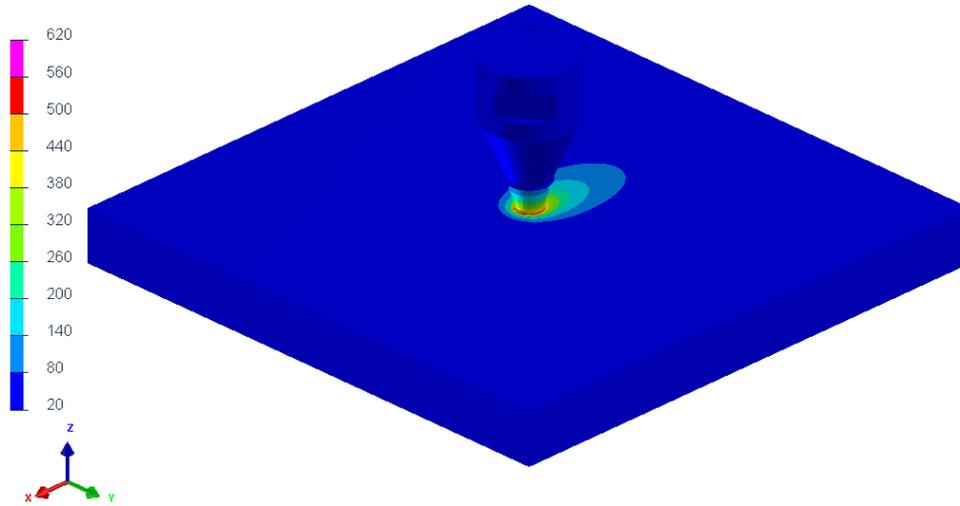
Les champs de température dans tout le domaine de calcul, pour le modèle instationnaire et le modèle optimisé, sont présentés sur la Figure 4.20 et Figure 4.21. Ces résultats correspondent à la dernière étape de calcul, soit $t = 7.5s$ et $t = 1s$ respectivement pour les modèles instationnaire et optimisé. Pour les deux configurations de calcul, les champs de températures apparaissent relativement symétriques. Localement les températures proches de l'outil semblent cohérentes entre les deux modèles, en revanche, la diffusion de température dans l'outil est pratiquement nulle pour le modèle instationnaire. Un effet de comète à l'arrière de l'outil est observé pour le modèle optimisé alors qu'il est plus réduit dans le second cas. Le temps de soudage simulé est trop court pour arriver à établir cette condition de stabilisation thermique.

Selon le choix de positionnement d'un point d'observation dans l'intégralité du domaine, la différence de température entre les deux modèles peut être importante. Ce constat s'accorde avec les erreurs $\varepsilon_{quad}(t)$ présentées dans les graphes de la Figure 4.19.

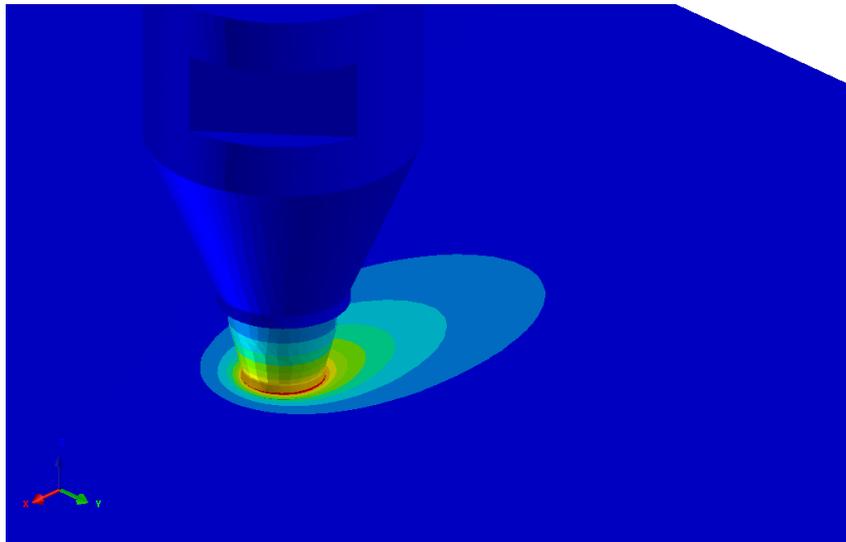
En complément, la Figure 4.22 montre les évolutions de température pendant le soudage pour des positions de thermocouples numériques répartis tout le long de la soudure, à différentes distances de la ligne de joint et à mi-épaisseur de la tôle. Le décalage temporel est effectué uniquement pour la visualisation correcte des deux blocs de courbes. Alors que l'étape de chauffage est strictement identique pour les deux conditions de calcul, le refroidissement, aux points de mesure considérés, est bien plus rapide pour le modèle instationnaire. De plus, la condition instationnaire amène à un refroidissement direct jusqu'à la température ambiante alors que le modèle optimisé nécessite beaucoup plus de temps pour arriver à refroidir jusqu'à la température ambiante.

CALCUL FSW 7020
NODE : Temperature_NOD
Min = 19.7143 at Node 122605
Max = 546.546 at Node 3459

1 / 7.502084



(a)

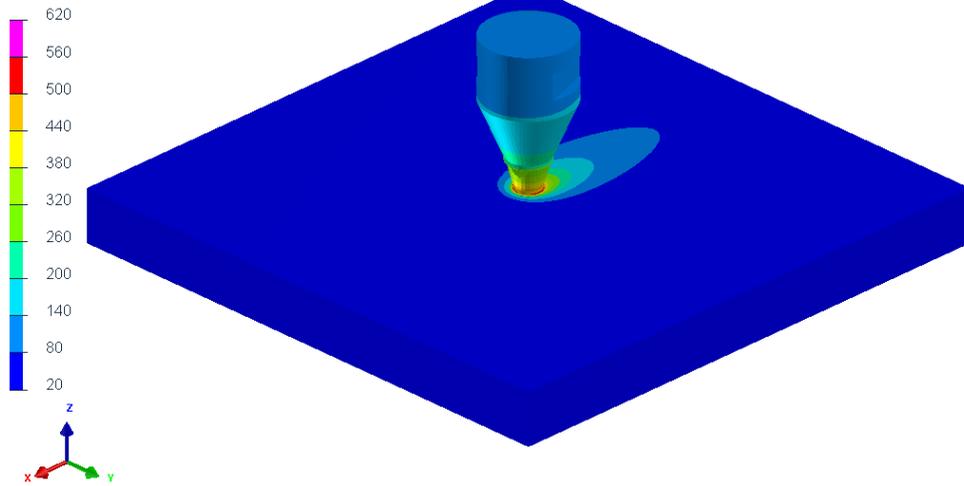


(b)

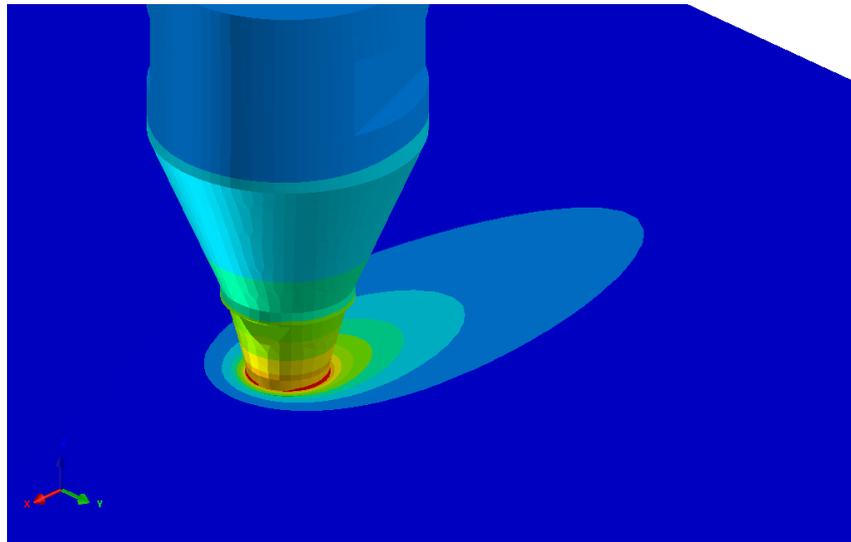
FIGURE 4.20 – Champ des températures (°C) simulé pour le modèle instationnaire après 7.5s de soudage. Soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min).

CALCUL FSW 7020
NODE : Temperature_NOD
Min = 19.5146 at Node 104102
Max = 564.654 at Node 2900

1 / 1.000000



(a)



(b)

FIGURE 4.21 – Champ des températures (°C) simulé pour le modèle optimisé après 1s. Soudage sur 7020-T651 (800 *tr/min* - 550 *mm/min*).

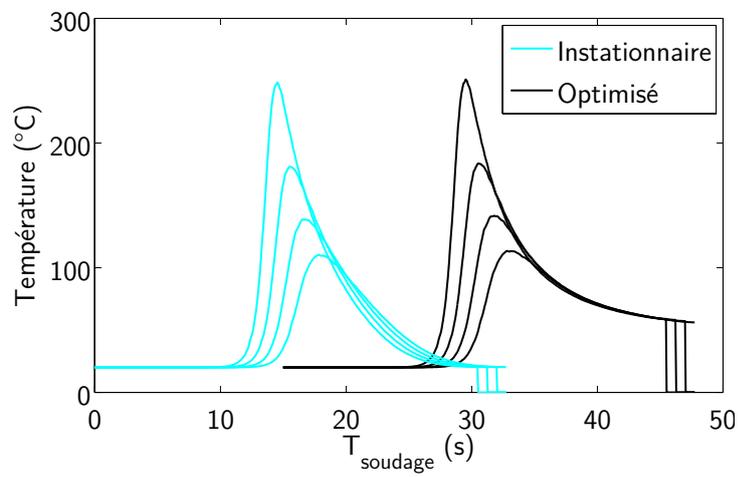


FIGURE 4.22 – Cinétiques de température à différentes positions dans le joint pour le modèle instationnaire et le modèle optimisé.

4.3 Protocole expérimental

En vue d'obtenir une cartographie ponctuelle des champs de température générés dans la tôle lors du soudage, un protocole expérimental de mesure de températures a été développé. Pour cela, une chaîne d'acquisition complète a été mise en place. Dans le cadre de cette étude c'est la température atteinte dans les différentes zones du cordon soudé ainsi que la périphérie non malaxée qui nous intéresse. Ces données peuvent alors servir de données d'entrée pour une prédiction des évolutions métallo-mécaniques en simulation couplée. De plus, il est imaginable de réaliser des acquisitions de température dans l'outil de soudage, mais ces données sont principalement intéressantes pour les cinétiques de chauffage lors de l'étape de pénétration de l'outil et des premières secondes de soudage. La température va augmenter jusqu'à une valeur seuil, puis rester stabilisée pendant tout le soudage linéaire [63]. De telles informations peuvent cependant être nécessaires pour l'étude des étapes transitoires du procédé : pénétration de l'outil dans la tôle, début de l'avance de l'outil (premiers millimètres, centimètres...) et retrait de l'outil.

Chaque essai de soudage instrumenté en température a été répété au moins trois fois afin de prendre en compte les variations de température éventuelles relatives aux dispersions et erreurs expérimentales.

4.3.1 Chaîne d'acquisition de température

Pour cartographier les plaques, 16 thermocouples de type K ont été positionnés le long de la ligne de soudage. Le choix de l'utilisation de thermocouples de type K s'est fait pour la plage de température d'utilisation (de -200°C à 1250°C), la rapidité, le prix et l'utilisation standard très répandue pour les applications thermiques industrielles. Ils sont constitués de deux monobrins de $\varnothing 0.2$ mm isolés PFA pour une plage de service allant de -75°C à $+250^{\circ}\text{C}$. Tous les thermocouples sont placés dans des trous de positionnement percés en $\varnothing 1$ mm.

Pour la mesure de température lors du soudage de tôles en aluminium, et contrairement au cas du soudage de l'Acier, il est difficile de fixer les thermocouples en les soudant à la pièce ou à la tôle que l'on souhaite instrumenter. Il est parfois possible de les fixer par le biais de petits points TIG, mais cette technique engendre aussi de nombreuses difficultés car une fissuration à chaud des points est quasi-systématique et le positionnement des thermocouples se fait en surface uniquement sans totale maîtrise de leur position réelle. Les thermocouples étant logés dans des trous $\varnothing 1$ mm, il est nécessaire de les remplir avec précautions pour assurer un bon contact thermique et une bonne diffusion de la chaleur. Pour cela, une pâte thermique Thermigrease[®] TG 20033 de la société Dr. Dietrich Müller GmbH Ahlhorn a été utilisée. C'est une pâte thermique durcissable sans-silicone qui permet les transferts de chaleurs pour les basses températures jusqu'aux très hautes températures : plage de température allant de -180°C à 1200°C . Elle présente une conductivité thermique $\lambda=3.0$ W/m.K et est compatible avec tous les métaux. Le durcissement de la pâte est activé avec la chaleur et permet un bon maintien des thermocouples dans leurs trous pendant l'étape de soudage.

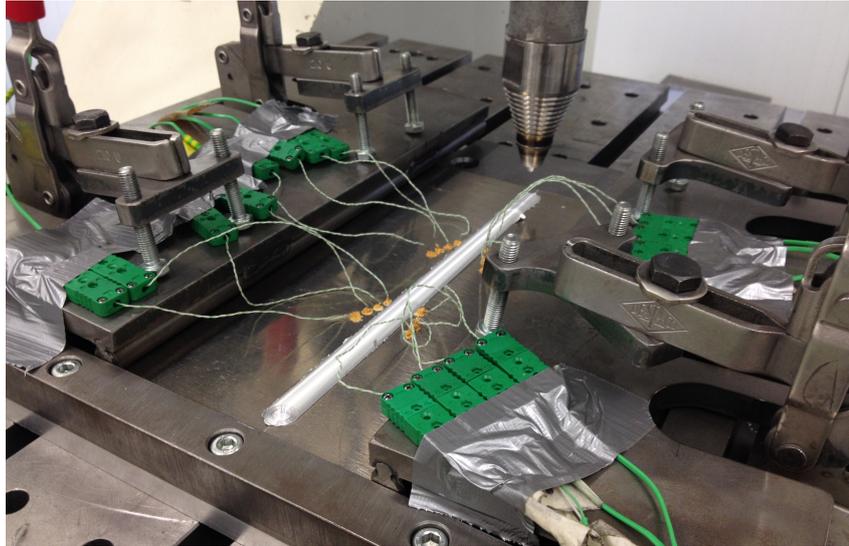


FIGURE 4.23 – Dispositif expérimental pour les essais de soudage instrumentés.

La chaîne d'acquisition suivante a été utilisée pour l'instrumentation en température des essais de soudage :

- 16 Thermocouples type K $\varnothing 0.2$ mm.
- Carte d'acquisition NATIONAL INSTRUMENTS™ NI 9213 pour thermocouples avec 16 voies d'entrée, réglée pour un échantillonnage à 75 Hz.
- Logiciel DASyLab pour traiter, visualiser et stocker les données de mesure.

4.3.2 Positionnement des thermocouples

Afin d'avoir accès aux informations de température au cœur de la tôle et d'éviter les effets de bords et de surface pouvant perturber la mesure, il a été choisi de positionner les thermocouples à mi-épaisseur dans la tôle, soit à une profondeur de 2.5mm. Les 16 thermocouples ont été divisés en deux groupes répartis sur la longueur de la ligne de soudage : le premier pour le début de soudure et le second pour le milieu de soudure. Cette dénomination sera utilisée par la suite pour différencier les groupes de thermocouples. Chaque groupe est constitué de 4 thermocouples pour le côté *Advancing Side* et de 4 thermocouples pour le côté *Retreating Side* comme illustré sur la Figure 4.24. Chaque thermocouple est identifié et numéroté de 1 à 16 (cf. Figure 4.25). En effet, étant donné la nature asymétrique du procédé, des variations de température conséquentes entre *AS* et *RS* sont régulièrement constatées et peuvent être attendues sur une telle configuration. Ces écarts sont généralement dûs aux évolutions du flux de chaleur et notamment en raison de la distribution hétérogène des déformations dans le joint (cf. section 1.2.1).

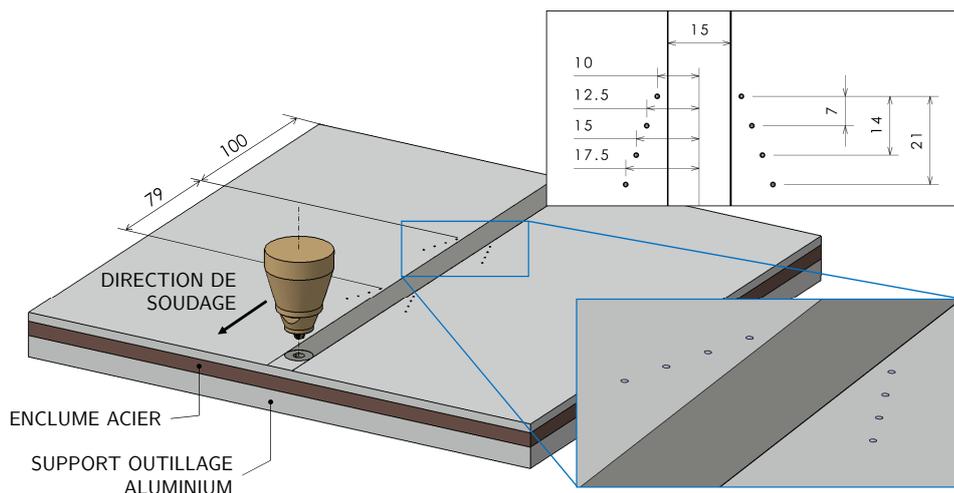


FIGURE 4.24 – Positionnement des trous de logement des thermocouples pour les essais de soudage instrumentés. Visualisation sur le support de soudage complet. *Advancing Side* positionné à gauche.

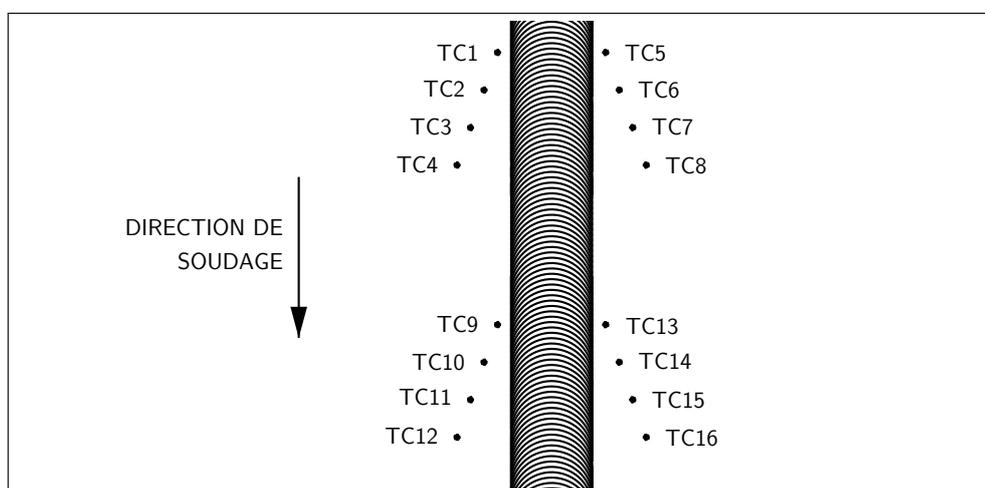


FIGURE 4.25 – Numérotation des thermocouples pour les essais de soudage instrumentés. *Advancing Side* positionné à gauche.

4.3.3 Résultats expérimentaux

Lors du soudage FSW, le profil thermique classique vu par un thermocouple dans la tôle est constitué d'un palier à la température de départ (température ambiante de 23°C dans notre cas), suivi d'une rampe très rapide de montée en température correspondant à l'arrivée du flux de chaleur sur le thermocouple. La vitesse de montée en température est variable et évolue en fonction des paramètres de soudage utilisés. Elle est principalement déterminée par la vitesse de soudage utilisée, mais aussi de la vitesse de déplacement du flux de chaleur qui peut parfois être plus rapide que le déplacement de l'outil (cas du soudage à de faibles vitesses d'avance par exemple). Une température maximale est atteinte très succinctement. Le flux de chaleur se déplaçant avec l'outil, il s'en suit une étape plus lente de refroidissement jusqu'à une température stabilisée. Cet effet est souvent considéré comme un effet arrière en "comète" dans la simulation des procédés de soudage, où le déplacement de la source

laisse une trainée de hautes températures, plus lente à refroidir. Dans cette étape ce sont les échanges de chaleurs qui provoquent tout le refroidissement de la tôle, c'est-à-dire la conduction dans la tôle, le pompage thermique de l'enclume ou encore de tout le système outillage/bridage ainsi que la convection avec l'air environnant.

La Figure 4.26 illustre une mesure type de cinétique de température pour le thermocouple de référence TC13 lors d'un essai de soudage aux conditions $800 \text{ tr/min} - 500 \text{ mm/min}$. On peut remarquer que très peu d'écart apparaît pour 3 essais de soudage et qu'il est possible de raisonner à partir des cinétiques de températures moyennées. Pour la suite tous les résultats expérimentaux présentés seront basés sur des valeurs moyennes obtenues à partir des essais instrumentés successifs.

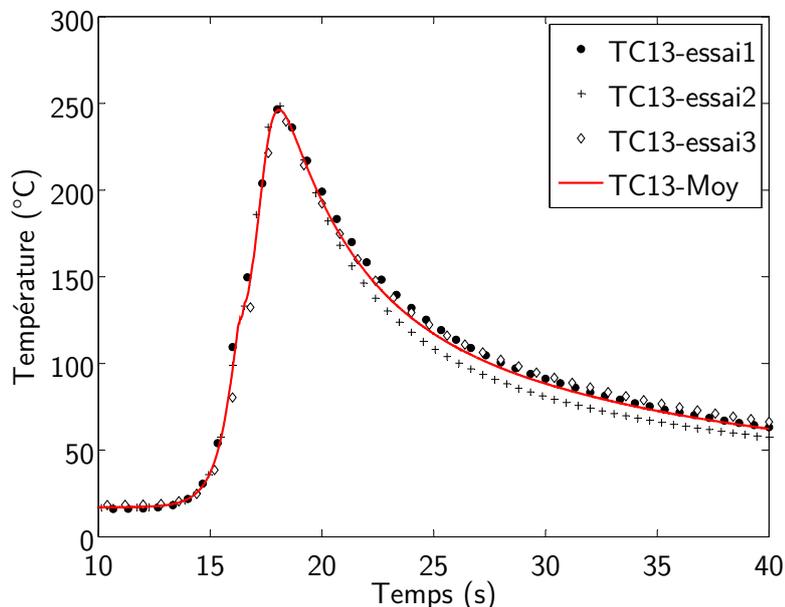


FIGURE 4.26 – Cinétique de température expérimentale mesurée par un thermocouple (TC13) pendant le soudage sur 7020-T651 ($800 \text{ tr/min} - 550 \text{ mm/min}$). Évolution pour 3 essais de soudage et comparaison avec la moyenne arithmétique.

4.4 Comparaison expérimental / numérique

Afin de se caler au plus proche de la situation expérimentale, des thermocouples numériques ont été placés aux mêmes positions que les thermocouples expérimentaux (Figure 4.24) et donnent la possibilité de relever l'évolution de température en un point s'écoulant avec la matière. Les valeurs obtenues par l'intermédiaire de ces thermocouples numériques sont ensuite comparées aux températures obtenues expérimentalement.

4.4.1 Soudage 7020-T651 homogène

Calibration du coefficient $h_{contact}$

Pour rappel, les paramètres de soudage utilisés pour la mesure de température servant à la calibration du coefficient $h_{contact}$ sont les suivants : vitesse de rotation $\omega = 800 \text{ tr/min}$ et vitesse de soudage $v = 550 \text{ mm/min}$.

Comme expliqué brièvement dans la section 4.4 l'utilisation d'une condition de contact parfait sur toute la surface d'échange entre la tôle et l'enclume acier n'est pas satisfaisante et génère une sur-estimation de la vitesse de refroidissement en forçant un pompage thermique très fort par l'outillage. Afin de résoudre cette difficulté et obtenir des cinétiques de refroidissement cohérentes avec les températures obtenues expérimentalement, une nouvelle définition de la condition de contact est proposée ci-dessous. Elle s'appuie sur une division du contact tôle-enclume selon une condition thermique sur toute la surface d'échange :

- Si $\theta_{interface} < 170 \text{ °C}$, le coefficient $h_{contact}$ est choisi égal à $750 \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}^{-1}$.
- Si $\theta_{interface} > 170 \text{ °C}$, le contact tôle-enclume est considéré parfait ($\Delta\theta = 0$).

Cette valeur de $h_{contact}$ est définie en cohérence avec les valeurs fréquemment utilisées dans la littérature [15, 72, 5]. Cette distinction autorise la prise en compte les variations d'état de la matière entre la zone malaxée où elle est à l'état pâteux autour de l'outil et l'extérieur de la zone soudée où la matière est à l'état rigide - solide. L'utilisation d'un contact parfait permet aussi de décrire l'action de l'effort normal de soudage qui génère un contact intime par l'intermédiaire de très fortes contraintes sous la zone pâteuse.

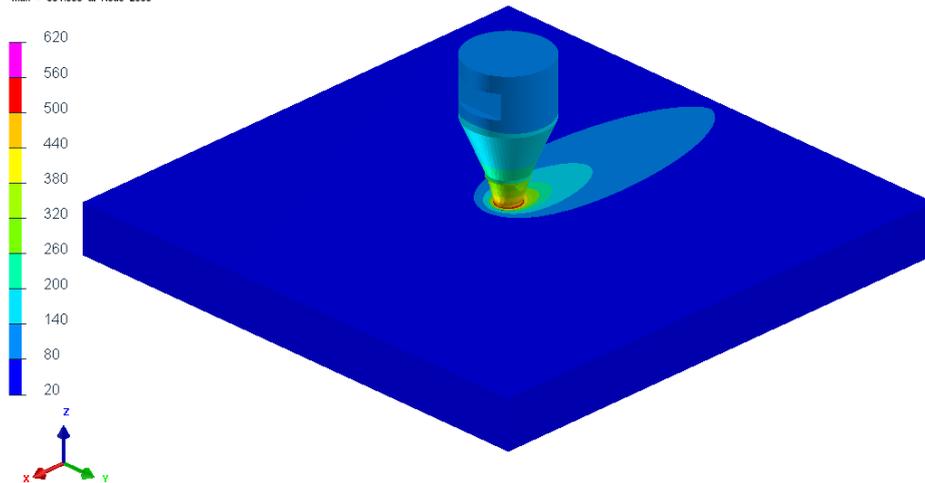
Condition froide

Le champ de température dans tout le domaine de calcul est présenté sur la Figure 4.27. La température maximale atteinte dans le cordon est $T_{max} = 565 \text{ °C}$.

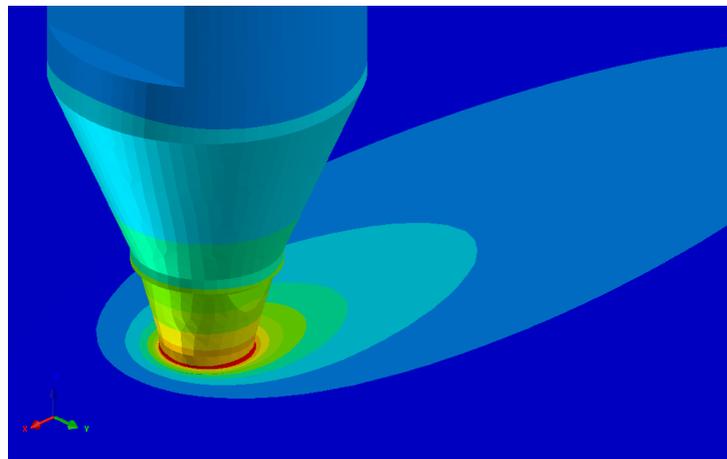
Les grandeurs mesurées expérimentalement n'étant que des données ponctuelles dans les tôles, les Figures 4.28 et 4.29 permettent la comparaison des cinétiques thermiques expérimentales et numériques pour les 16 thermocouples répartis tout le long de la soudure.

CALCUL FSW 7020
NOOE : Temperature_NOO
Min = 19.462 at Node 122028
Max = 564.588 at Node 2900

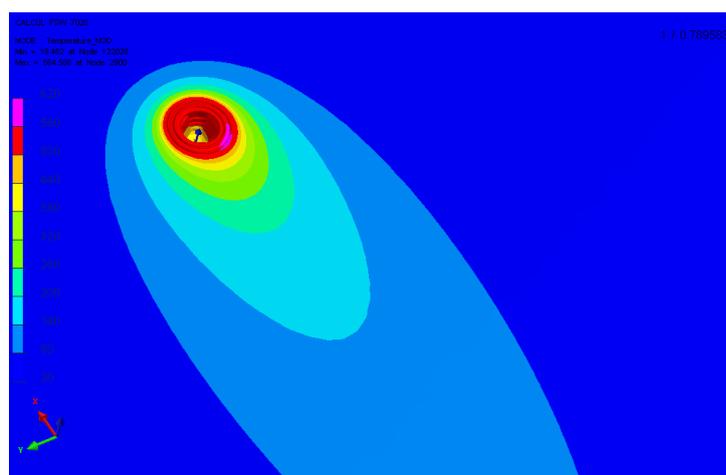
1 / 0.789583



(a) Vue globale



(b) Vue de détail



(c) Vue de dessus

FIGURE 4.27 – Champ des températures (°C) simulé pour le modèle optimisé avec contact tôle-enclume variable. Soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min).

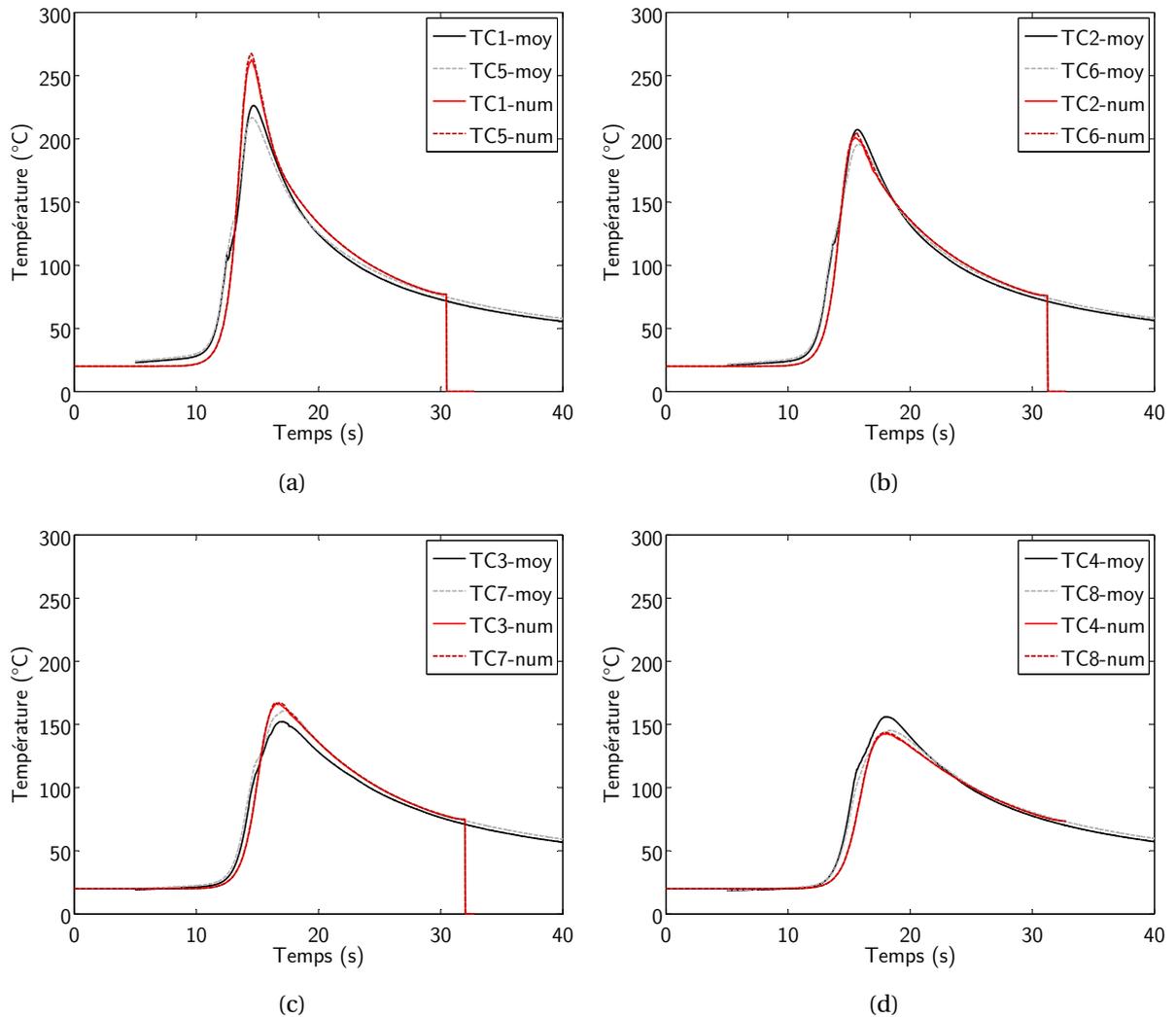


FIGURE 4.28 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en début de soudure sur 7020-T651 homogène (800 tr/min - 550 mm/min).

Dans les travaux de la littérature il est couramment annoncé que la distribution de température dans le joint est asymétrique en raison d'un flux de matière et d'une répartition des déformation hétérogènes. Contrairement à ces constats, pour les résultats obtenus, nous pouvons observer très peu de dissymétrie, aussi bien pour les températures mesurées que simulées. À première vue, le champ de température simulé ne montre pas de températures plus élevées d'un côté ou l'autre de la ligne de joint. Les mesures de détail permettront de vérifier cette observation.

Depuis le chapitre 2, nous considérons la condition de soudage (800 tr/min - 550 mm/min) comme une soudure *froide*. Toutefois, cette remarque s'appuie principalement sur un constat empirique effectué sur le ratio R des vitesses employées. Les mesures détaillées ci-dessous vont nous permettre de vérifier la cohérence de cette hypothèse.

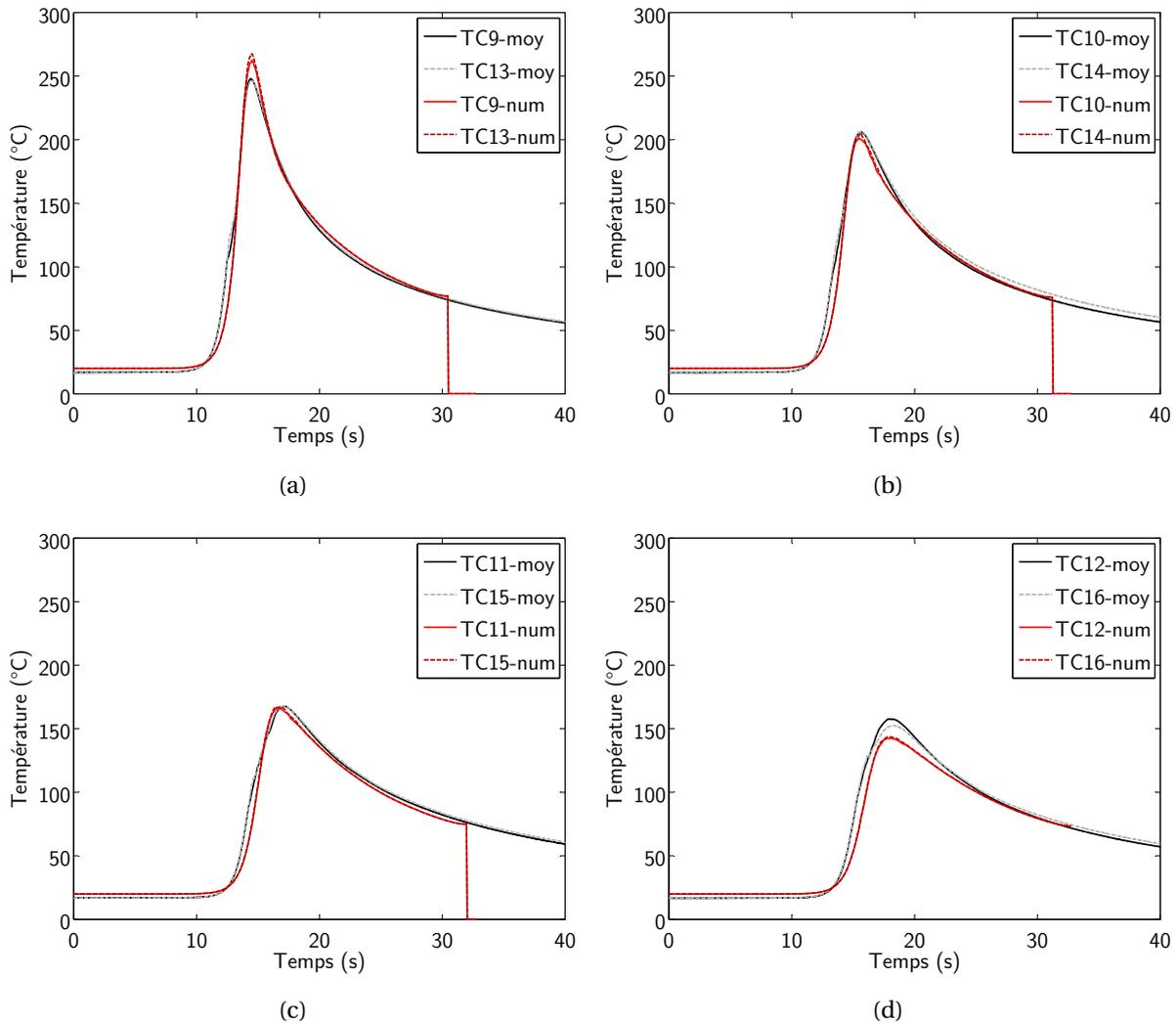


FIGURE 4.29 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en milieu de soudure sur 7020-T651 homogène (800 *tr/min* - 550 *mm/min*).

Le soudage réalisé avec ces paramètres donne lieu à des températures qui atteignent au maximum 250°C pour les thermocouples ayant les positions les plus proches de la soudure (10 mm de la ligne de joint). Le côté *AS* (thermocouples 1 à 4 et 9 à 12) semble très légèrement plus chaud que le côté *RS* (thermocouples 5 à 8, 13 à 16) et nous fait noter une faible asymétrie de la distribution de température dans le joint.

Les profils présents sur les Figures 4.28 et 4.29 révèlent une excellente corrélation entre températures expérimentales moyennés et les profils simulés. La séparation des thermocouples expérimentaux en deux groupes permet de confirmer que l'état stationnaire est atteint rapidement pendant le soudage.

Même si elle est parfois sur- ou sous-estimée, la valeur de température pic est bien respectée. Les écarts présents sont principalement des écarts dus à la variabilité de la manipulation expérimentale de soudage instrumenté. On remarque en complément que toute la montée en

température, ainsi que le refroidissement, suivent des évolutions identiques sur l'intégralité des profils. Tout ceci nous autorise à confirmer la bonne calibration du modèle thermomécanique mis en place (condition de contact variable) et l'intérêt majeur de la prise en compte des différents éléments réels impliqués dans le soudage (support complet, outil ...). Le respect de la phase de refroidissement est essentiel dans la maîtrise de la thermique du modèle et permet de confirmer sa validité. Il est de plus un point important pour le contrôle des évolutions métallurgiques des alliages d'aluminium.

La Figure 4.30 présente la comparaison de distribution des valeurs de températures pics obtenues expérimentalement et numériquement pour les différentes positions autour du joint. Les résultats de simulation numérique ont tendance à surestimer un peu les températures obtenues pour le groupe de thermocouples situé en début de cordon, en revanche, une meilleure corrélation est atteinte pour le groupe de thermocouples positionné au milieu de la soudure. Les écarts de température entre expérimental et numérique apparaissent comme les plus importants lorsqu'on se place proche de la soudure. À nouveau, cette représentation confirme l'asymétrie réduite du champ de température dans le cordon.

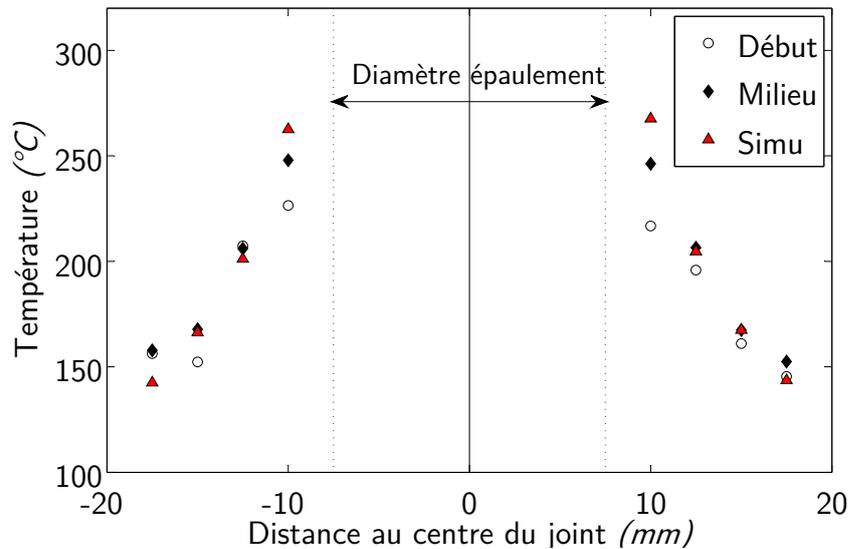


FIGURE 4.30 – Comparaison de la distribution des températures pics mesurées et simulées pour le soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min). *Advancing Side* positionné à gauche.

Résultats numériques

La température maximale vue par les particules matérielles tout le long de leurs parcours pendant le soudage est présentée sur la Figure 4.31. Cette information est seulement disponible dans Ω_1 car c'est la zone dans laquelle la thermique uniquement est calculée et où les trajectoires des particules sont rectilignes. La détermination des températures maximales dans $\Omega_2 \cup \Omega_3$ n'est pas envisagée dans ce modèle car la prise en compte de la mécanique, et notamment de la rotation de Ω_3 avec l'outil, nécessite la mise en place d'un algorithme complexe de suivi des trajectoires des particules matérielles tout au long du soudage.

Comme détaillé dans la section 2.4.2, nous remarquons que les isothermes se redressent au fur et à mesure que l'on s'écarte du centre du cordon. Graduellement, la diffusion de la chaleur dans la plaque lisse l'effet conique généré par la forme de l'outil de soudage. En effet, on notera que là où la condition contact tôle-enclume est fixée à un contact parfait ($\theta_{interface} > 170^\circ\text{C}$), les isothermes sont inclinées, ce qui est caractéristique d'un pompage thermique fort de l'enclume. De plus, ces résultats prouvent que l'établissement d'un contact parfait est bien obtenu dans une zone de taille supérieure à la taille du cordon soudé.

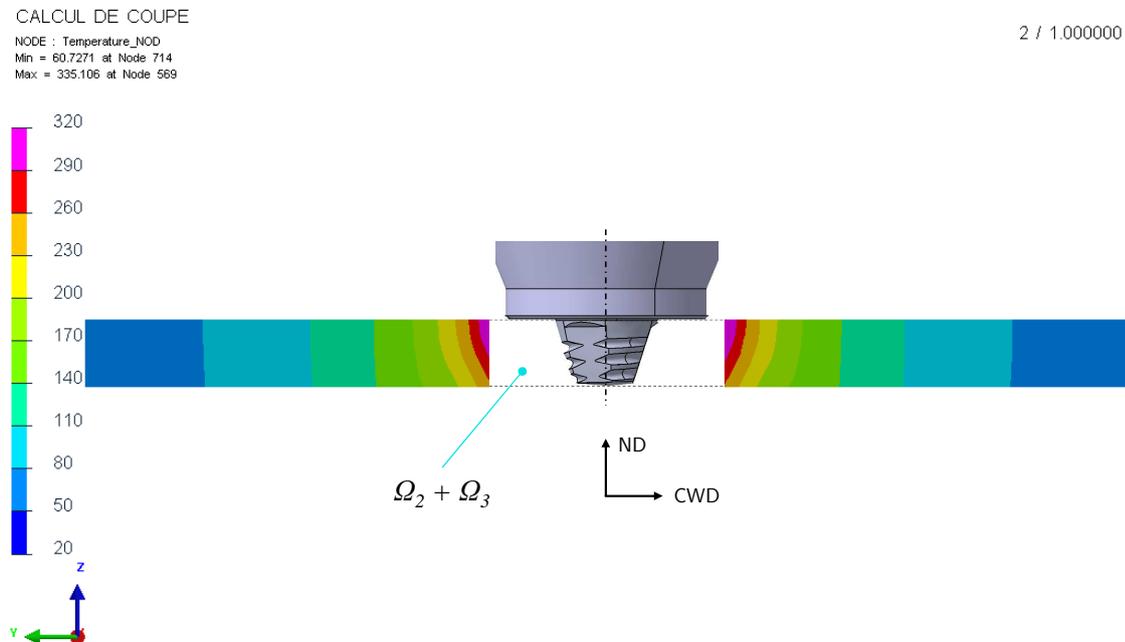


FIGURE 4.31 – Champ de températures maximales ($^\circ\text{C}$) dans la tôle Ω_1 (coupe transversale CWD-ND). Soudage sur 7020-T651 (800 tr/min - 550 mm/min).

Le modèle numérique mis en place dans cette étude nous permet d'avoir accès au champ de vitesses de déformation dans le cordon. Cette grandeur est une bonne information pour la détermination de la cohérence des résultats avec la géométrie réelle du cordon comme démontré par Chen et al. [17] sur un alliage 6061, Lorrain [78] ou Colegrove and Shercliff [20] sur des alliages de la série 7xxx. Lorsqu'on trace les isocourbes de vitesse de déformation par l'intermédiaire d'un seuillage à une vitesse de déformation de référence, il devient possible de caractériser la forme générale du cordon. Les résultats de la Figure 4.32 présentent la distribution de vitesse de déformation dans le joint à un instant donné pendant le soudage.

La visualisation est faite pour une vitesse de déformation allant de 0 à $1s^{-1}$.

Pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_{eq} \geq 1s^{-1}$, nous pouvons remarquer que cette information semble pertinente pour mettre en avant la forme du joint. En revanche, étant donné la taille de la zone, ce n'est pas le noyau que l'on observe, mais plutôt une géométrie équivalente à la ZATM.

Contrairement à la coupe transversale CWD-ND, la coupe longitudinale WD-ND montre bien plus d'asymétrie. La partie située à l'arrière de l'outil est affecté plus profondément que la partie avant, ce qui est cohérent avec un flux de matière amorcé à l'avant de l'outil pour être ramené à l'arrière avec un effet amplifié lorsqu'on est proche de la surface supérieure et de l'épaulement.

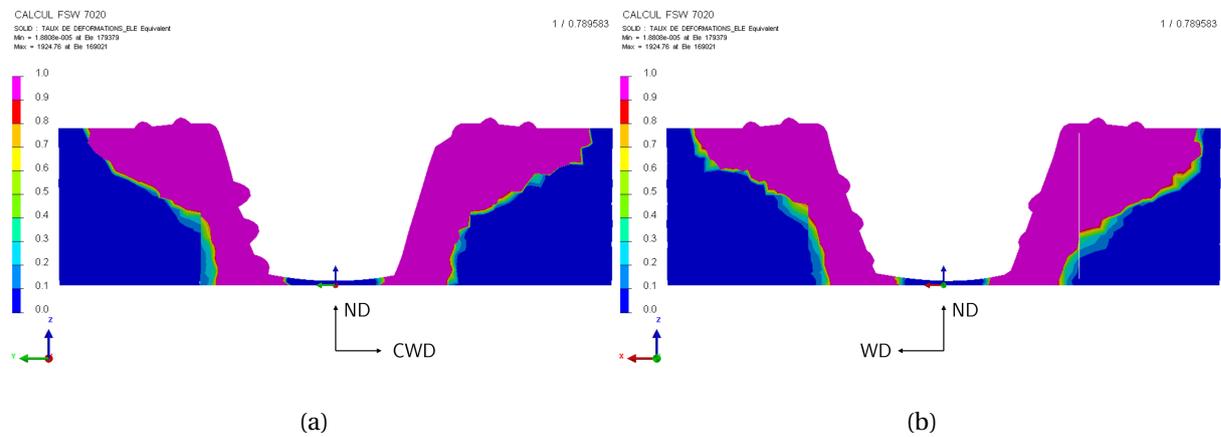


FIGURE 4.32 – Vitesse de déformation équivalente $\dot{\epsilon}_{eq}$ dans une coupe (a) transversale (CWD-ND) et (b) longitudinale (WD-ND). Soudage sur 7020-T651 ($800\text{ tr/min} - 550\text{ mm/min}$).

Condition *chaude*

Pour cette seconde condition de soudage, rappelons que les paramètres process ont évolués pour une vitesse de rotation $\omega = 600 \text{ tr/min}$ et une vitesse de soudage $v = 250 \text{ mm/min}$. Les paramètres de soudage en font une condition *chaude* pour laquelle les températures maximales attendues devraient être plus hautes que celles obtenues sur la condition *froide*.

Il est important de préciser que la simulation a été réalisée avec les mêmes paramètres thermiques et des conditions de contact identiques à celles précédemment définies pour la condition de soudage *froide*. Tous les coefficients d'échange définis en section 4.1.3 ont été conservés. Le coefficient d'échange thermique h_{contact} , lui aussi, reste inchangé.

D'un point de vue numérique, le seul paramètre évolutif est le pas de temps Δt . Selon le schéma d'intégration temporelle implicite et inconditionnellement stable que nous avons choisi, il est déterminé en fonction du raffinement du maillage et de la vitesse de rotation imposée (Équation 4.12). Le raffinement de maillage étant suffisant sur une rotation, on peut abaisser la vitesse de rotation sans craindre de dérives numériques.

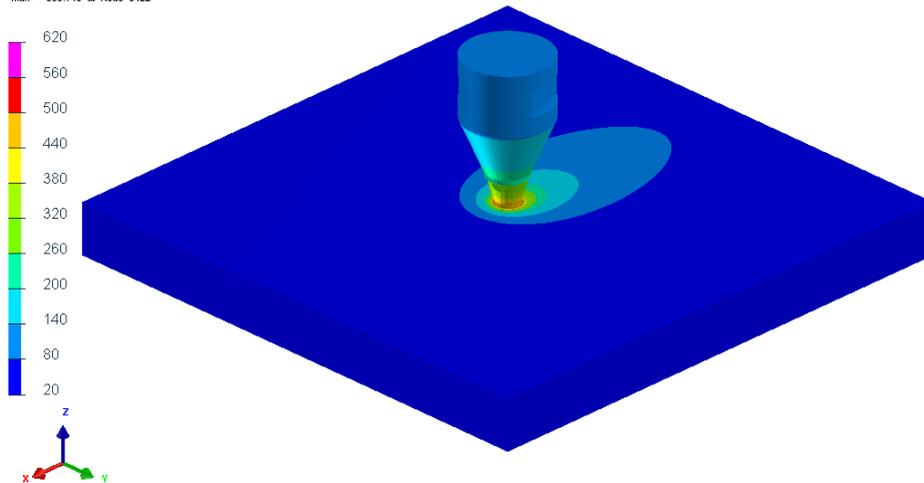
Le champ de température dans tout le domaine de calcul est présenté sur la Figure 4.33. La température maximale atteinte dans le cordon est $T_{\text{max}} = 538^\circ\text{C}$. En première approche, nous remarquons que la température T_{max} pour cette condition *chaude* est inférieure à la température maximale de la condition *froide*, pour une différence de 27°C . Ce constat paraît incohérent avec les considérations établies pour la différenciation entre les deux soudures. Néanmoins, cet écart peut être attribué à un effet numérique local, sans être représentatif de la totalité du champ de température dans le modèle. Les mesures de températures locales et les résultats suivants permettront de vérifier ce point.

Les Figures 4.34 et 4.35 décrivent les évolutions des cinétiques thermiques, expérimentales et numériques, relevées par les 16 thermocouples placés sur la tôle. Dans ces conditions, les températures maximales atteintes sont d'environ 300°C pour les thermocouples au plus proche de la soudure. Alors que les résultats de calcul ne montrent pas de dissymétrie, les essais de soudage instrumentés révèlent une asymétrie expérimentale variable.

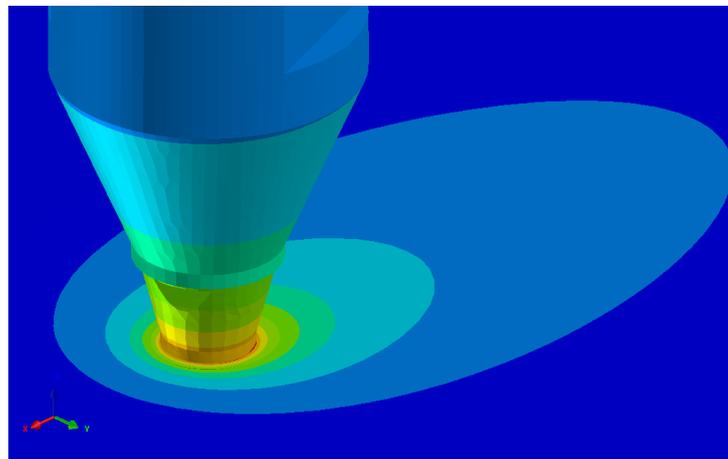
L'observation des profils nous permet de statuer à nouveau sur une très bonne corrélation entre les températures expérimentales moyennées et numériques. Pour le point le plus loin du centre de la soudure, la simulation tend à sous-estimer les températures, surtout pour le groupe de thermocouples présents au milieu de la soudure. Néanmoins, c'est aussi le lieu des plus grosses variations expérimentales (TC11-15 et TC12-16).

CALCUL FSV 7020
NODE : Temperature_NOD
Min = 19.5162 at Node 103743
Max = 538.145 at Node 3422

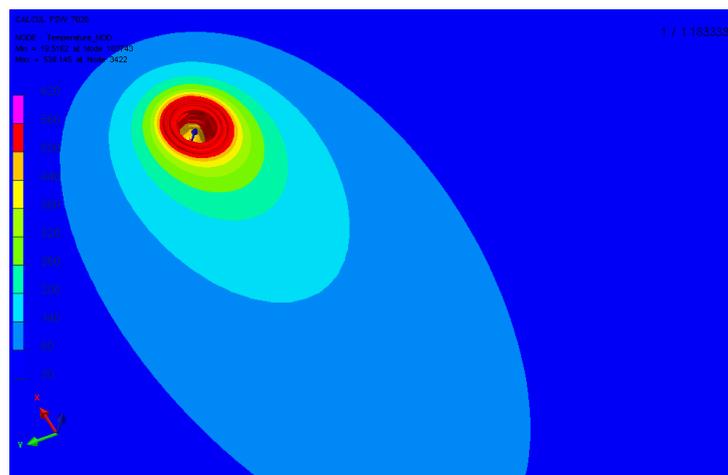
1 / 1.183333



(a) Vue globale



(b) Vue de détail



(c) Vue de dessus

FIGURE 4.33 – Champ des températures (°C) simulé pour le modèle optimisé avec contact tôle-enclume variable. Soudage sur 7020-T651 (600 tr/min - 250 mm/min).

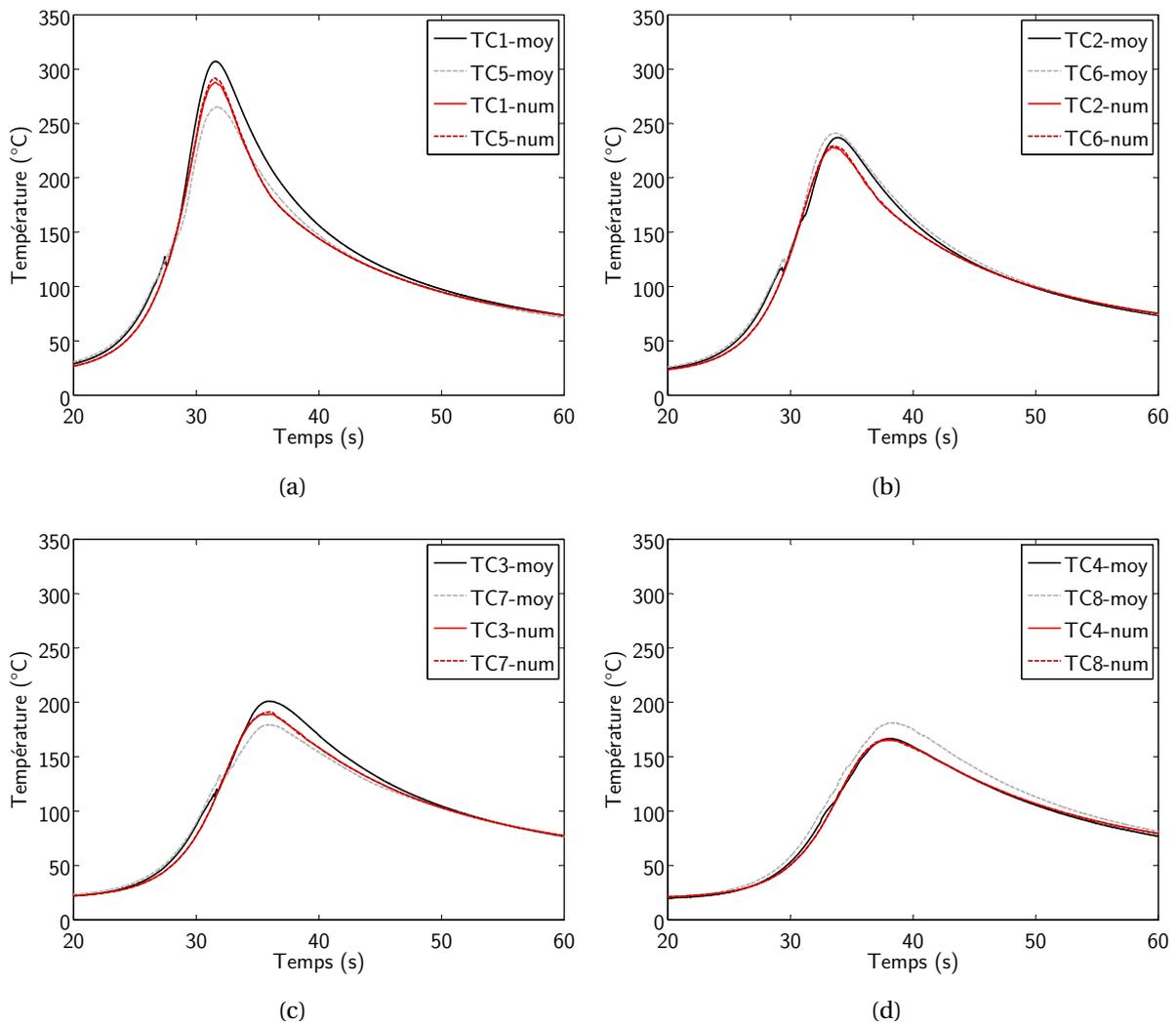


FIGURE 4.34 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en début de soudure sur 7020-T651 homogène (600 *tr/min* - 250 *mm/min*).

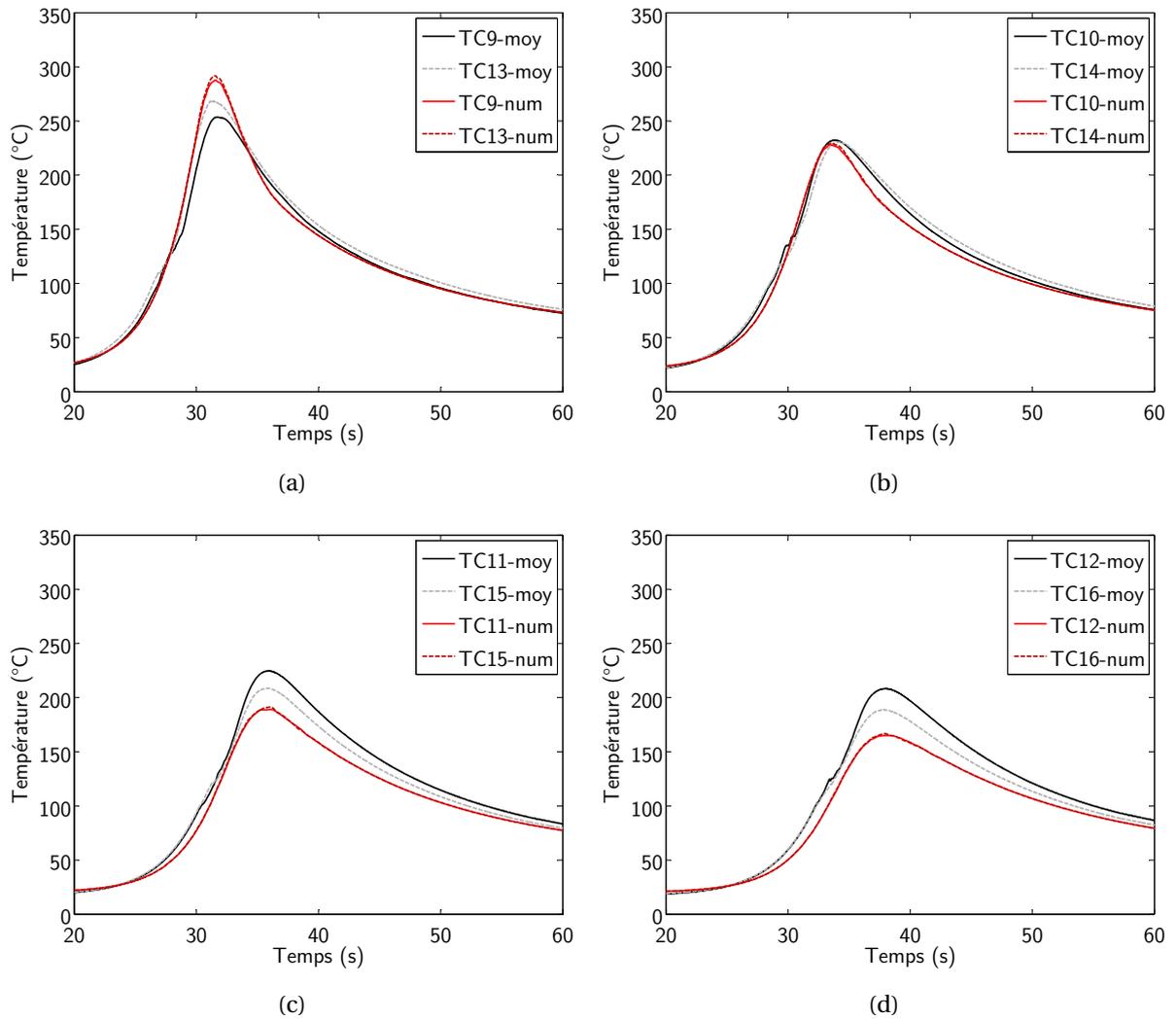


FIGURE 4.35 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en milieu de soudure sur 7020-T651 homogène (600 *tr/min* - 250 *mm/min*).

La Figure 4.36 présente la comparaison de la distribution des valeurs de températures pics obtenues expérimentalement et numériquement pour différentes positions réparties autour du joint.

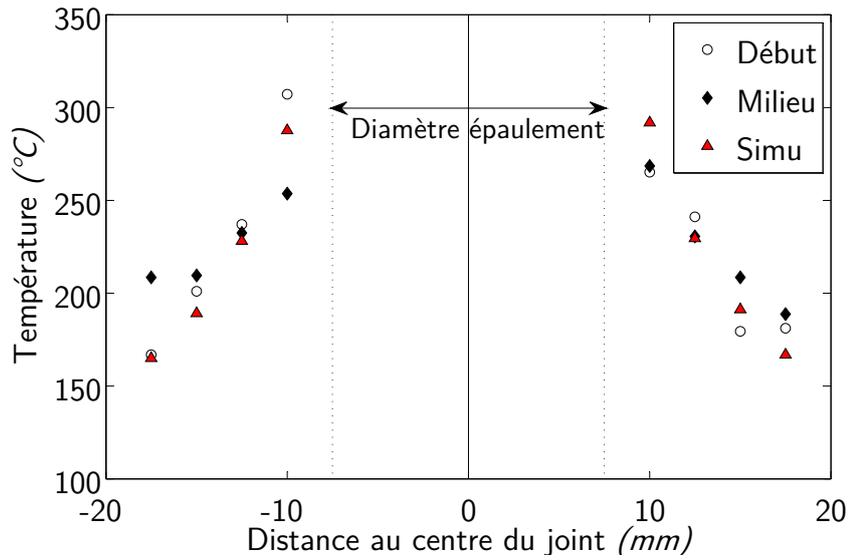


FIGURE 4.36 – Comparaison de la distribution des températures pics mesurées et simulées pour le soudage sur 7020-T651 (600 tr/min - 250 mm/min). *Advancing Side* positionné à gauche.

Résultats numériques

Comme pour la condition *froide*, les simulations numériques permettent d'avoir accès aux résultats de distribution des températures maximales dans la tôle (Figure 4.37) et de vitesse de déformation équivalente à un instant donné (Figure 4.38).

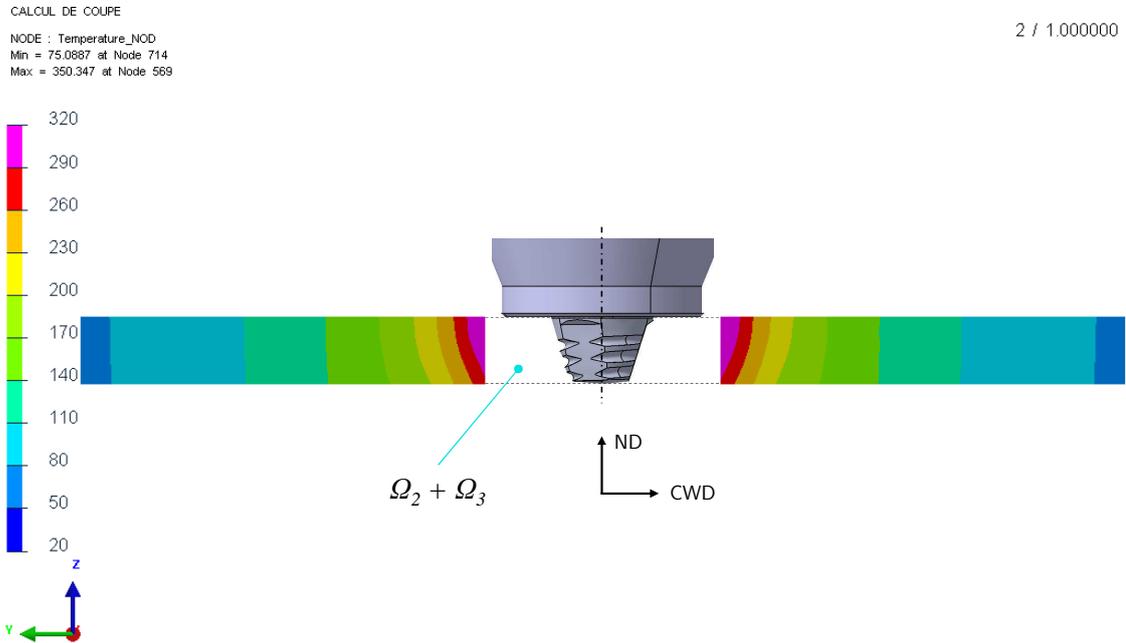


FIGURE 4.37 – Champ des températures maximales (°C) dans la tôle Ω_1 (coupe transversale CWD-ND). Soudage sur 7020-T651 (600 tr/min - 250 mm/min).

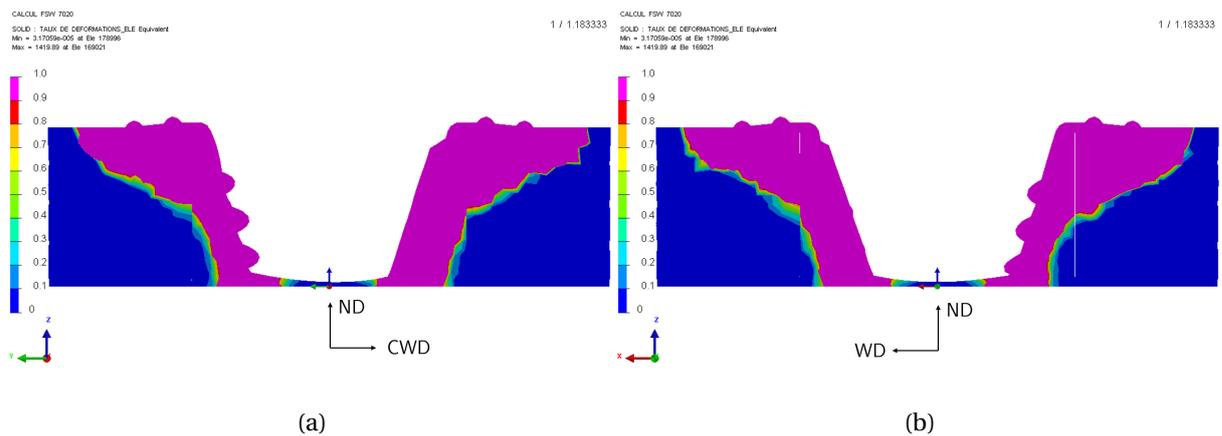


FIGURE 4.38 – Vitesse de déformation équivalente dans une coupe (a) transversale (CWD-ND) et (b) longitudinale (WD-ND). Soudage sur 7020-T651 (600 tr/min - 250 mm/min).

Influence des paramètres de soudage

A partir des résultats présentés dans les paragraphes précédents, nous venons de voir une très bonne corrélation des cinétiques thermiques simulées par rapport aux évolutions de température mesurées pendant les essais de soudage. Il est très important de voir que cette corrélation est obtenue avec l'utilisation des mêmes conditions de calcul : paramètres thermiques, loi de comportement et condition de contact sont identiques, quelle que soit la configuration de soudage. Ces résultats prouvent la robustesse du modèle développé, que l'on peut imaginer étendre à de nouvelles conditions de soudage.

Entre la soudure *froide* et la soudure *chaude* nous constatons une différence très nette de vitesse de montée en température. Les cinétiques thermiques que l'on observe montent de manière abrupte jusqu'à la valeur maximale lorsque la vitesse de soudage est élevée, tandis que la montée se fait plus progressivement pour une faible vitesse de rotation. En effet, l'outil de soudage va passer, localement, plus de temps au même endroit et faire monter graduellement la température : il faut de 10 à 15s pour passer de la température ambiante à la température maximale alors qu'elle se fait en environ 5s pour la condition *froide*. La variation de vitesse de rotation influe principalement sur les températures pics atteintes dans la périphérie du cordon. En revanche, en s'éloignant du centre du cordon, les écarts de température entre les deux conditions de soudage se réduisent.

La comparaison de la position des isothermes à 200°C est réalisée sur la Figure 4.39. L'isotherme à 200°C a été sélectionnée car au-delà de cette température on sait qu'elle peut devenir critique pour les alliages d'aluminium de la série 7xxx, en déclenchant des évolutions métallurgiques influençant fortement le comportement du matériau [82]. Cette isotherme se déplace d'environ 2 mm vers l'extérieur du joint lorsqu'on passe de la soudure *froide* à la soudure *chaude*. Ceci coïncide avec une quantité de chaleur plus importante apportée lorsque les paramètres de soudage évoluent de la sorte.

Même si dans cette partie nous ne cherchons pas encore à simuler directement un cas de soudage hétérogène, il est possible de faire une hypothèse pour relier ces résultats avec les constats des chapitres précédents. Si l'isotherme à 200°C correspond bien à une température critique pour l'alliage 7020-T651, elle doit pouvoir être associée à la position de la zone d'adoucissement observée dans les mesures de dureté dans le chapitre 2. Pour rappel, les conditions 003 (soudure *chaude*) et 006 (soudure *froide*), positionnaient la zone de plus faible dureté à, respectivement, 12 et 9 mm de la ligne de joint du côté 7020. Dans les simulations, les isothermes de ces conditions sont à 12 et 14 mm du centre du joint (Figure 4.39). Ce point sera éclairci dans le reste de la discussion.

La Figure 4.40 permet la visualisation des températures dans une coupe du modèle, à un instant donné (état stabilisé). Lorsqu'on soude à une haute vitesse de rotation, le maximum de température est généré autour de l'outil mais reste très contenu dans cette zone. Le couplage à une vitesse d'avance importante (condition *froide*) ne permet pas une diffusion importante de la température dans les tôles et le support. À contrario, l'élévation de température est plus limitée autour de l'outil pour la condition *chaude*, car la faible vitesse de rotation modère l'échauffement par déformation plastique. En revanche, la vitesse de soudage réduite laisse le temps au flux de chaleur de largement diffuser dans toute la tôle et le support de soudage.

La condition de contact variable se vérifie bien dans ces coupes. En effet, le suivi de l'iso-

therme à 170°C révèle une continuité des isocourbes entre tôle et enclume lorsque la température est supérieure (contact parfait), tandis que pour des températures inférieures à 170°C la discontinuité est très marquée.

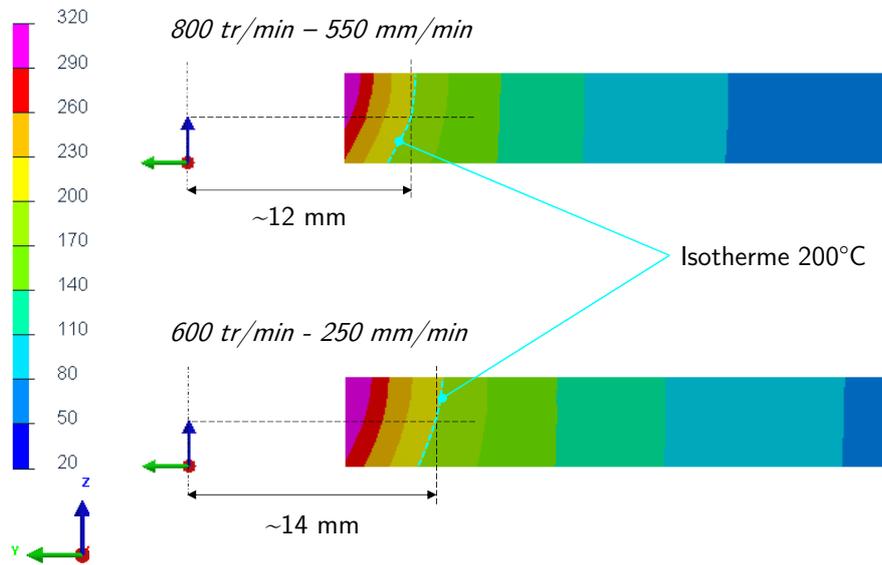


FIGURE 4.39 – Champs de températures maximales (°C) dans la tôle pour les deux conditions de soudage. Comparaison de l'évolution de la position des isothermes. Soudage sur 7020-T651 (600 tr/min - 250 mm/min).

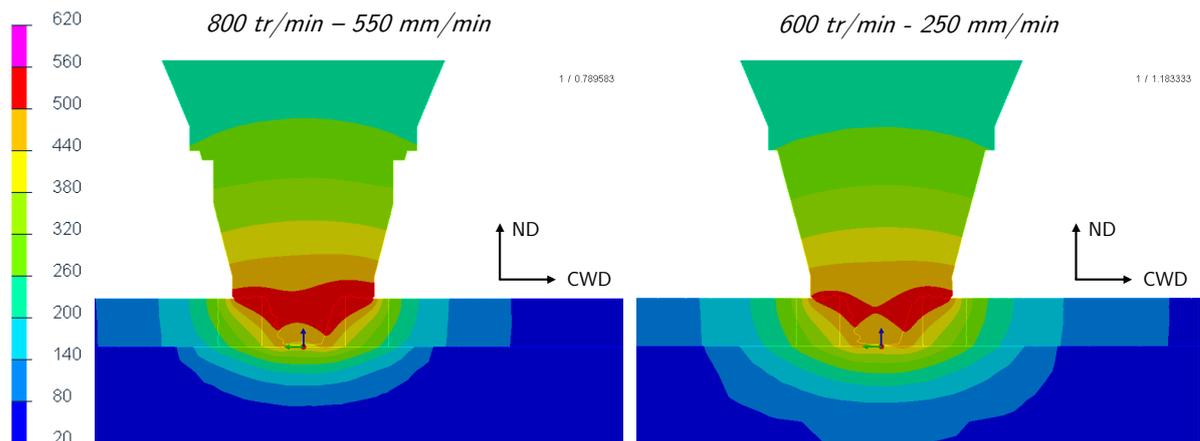


FIGURE 4.40 – Visualisation en coupe des champs de température (°C) dans le modèle pour les deux conditions de soudage. Soudage sur 7020-T651.

4.4.2 Soudage 2139-T8 homogène

Depuis le début de cette étude nous nous intéressons aussi au soudage FSW de l'alliage 2139-T8. Afin de poursuivre les travaux réalisés sur la simulation du 7020 en configuration homogène, ils ont été étendus au 2139 homogène par l'intermédiaire de mesures expérimentales et numériques. Les mêmes conditions de soudage que celles de l'assemblage 7020 ont été utilisées. Les paramètres thermiques nécessaires à la description du matériau 2139-T8 sont précisées dans le Tableau 4.1.

Condition froide

Les Figures 4.41 et 4.42 présentent les cinétiques thermiques expérimentales et numériques, tandis que la Figure 4.43 montre le champ de température dans le modèle.

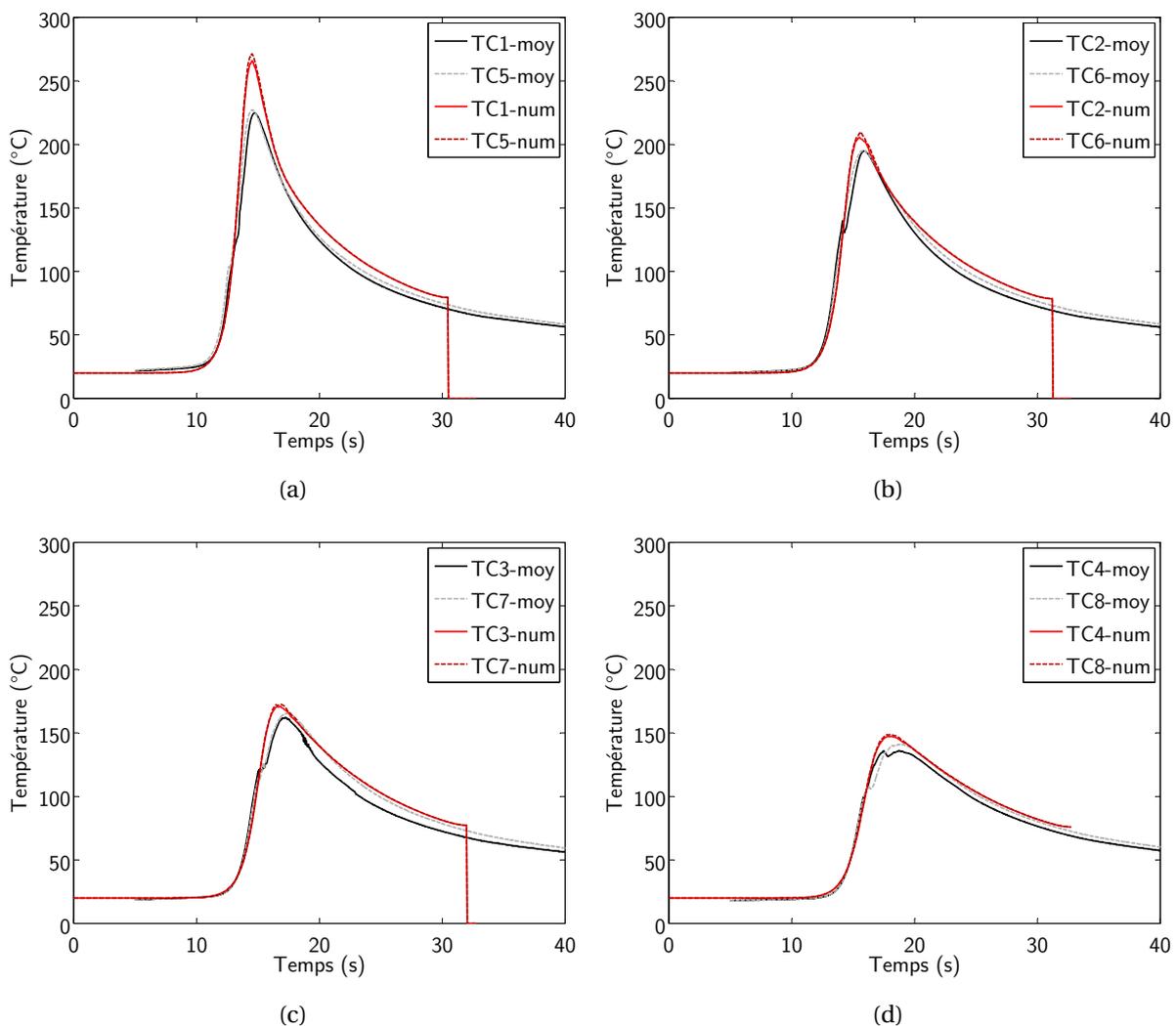


FIGURE 4.41 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en début de soudure sur 2139-T8 homogène (800 tr/min - 550 mm/min).

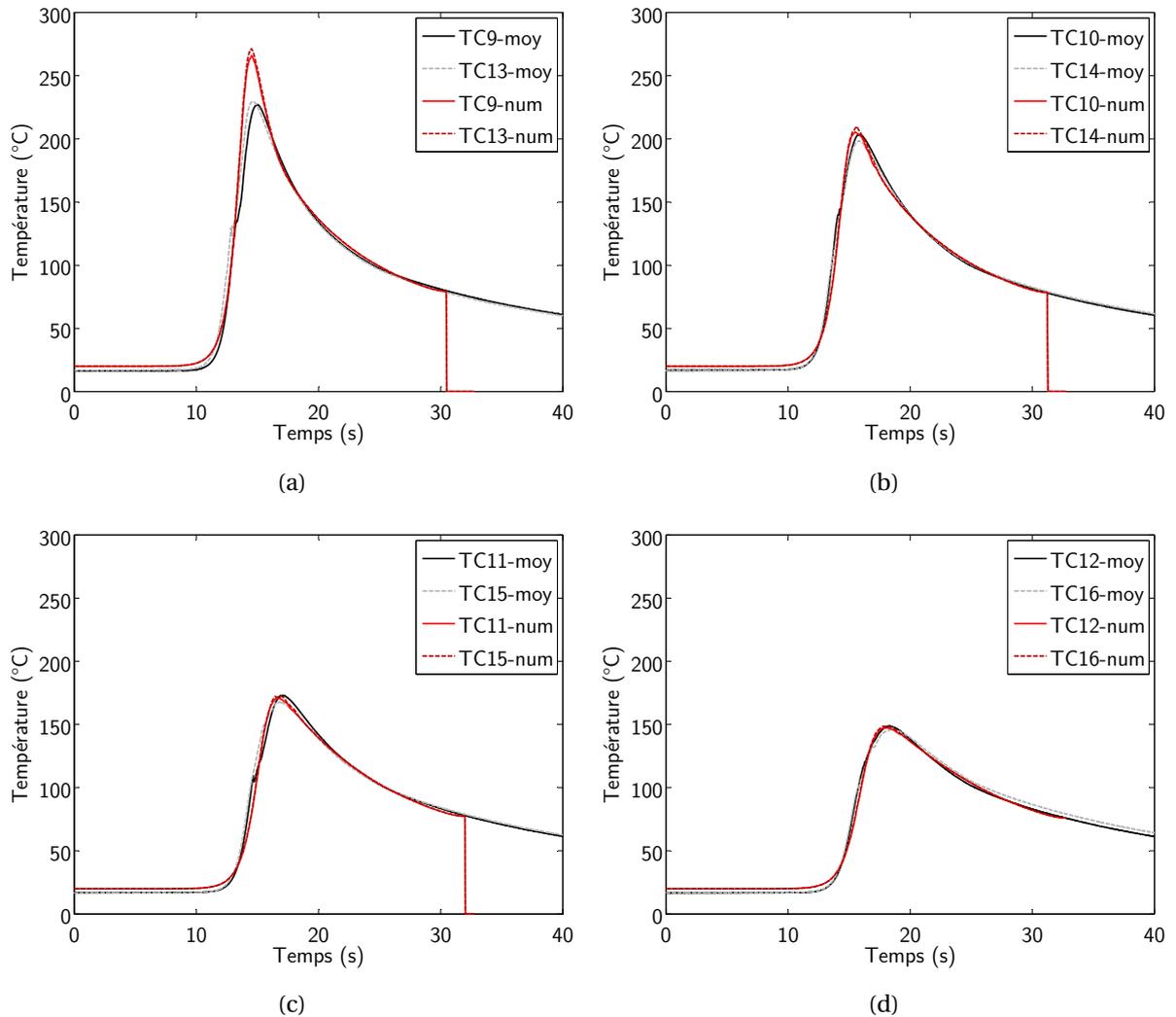
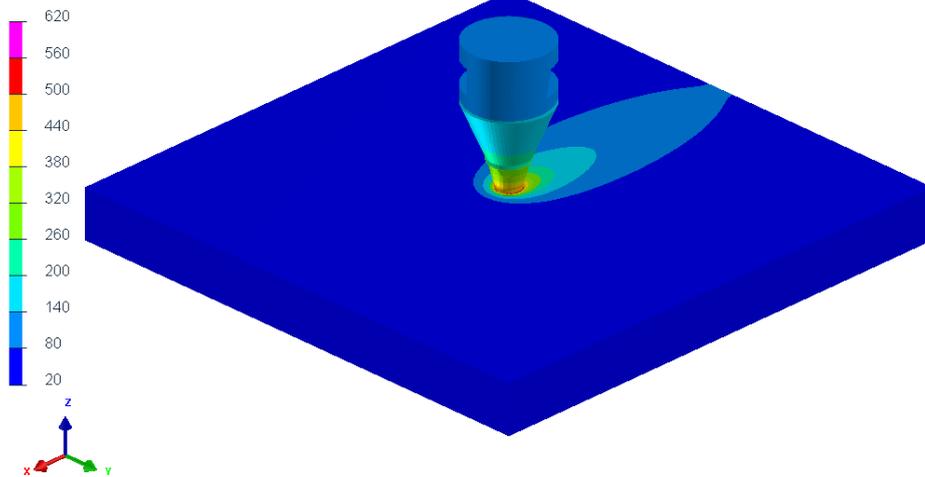


FIGURE 4.42 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en milieu de soudure sur 2139-T8 homogène (800 tr/min - 550 mm/min).

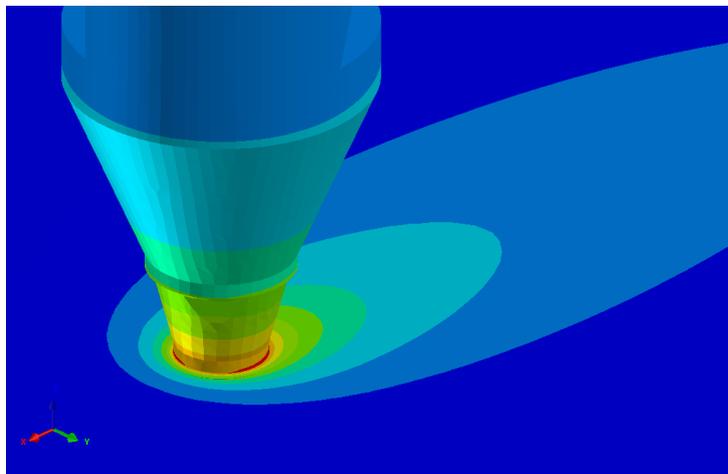
Ces résultats mettent à nouveau en avant une très bonne corrélation entre courbes expérimentales et numériques pour toutes les positions de thermocouples dans la tôle. Les phases transitoires des cinétiques, que sont la montée en température et le refroidissement jusqu'à température ambiante, sont très bien respectées. Les thermocouples placés au plus proche du cordon soudé (TC1-5 et TC9-13) révèlent les plus gros écarts de température pic avec une surestimation numérique. Cette remarque reste uniquement valable pour la température pic.

NODE : Temperature_NOD
Min = 19.4733 at Node 122028
Max = 559.092 at Node 2900

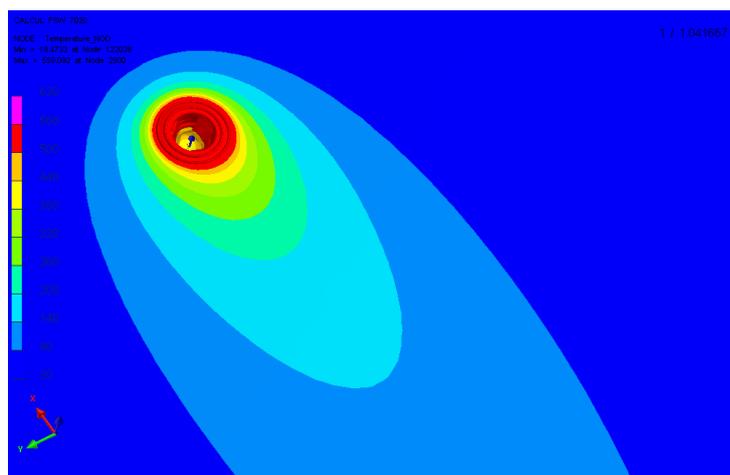
1 / 1.041667



(a) Vue globale



(b) Vue de détail



(c) Vue de dessus

FIGURE 4.43 – Champ des températures (°C) simulé pour le modèle optimisé avec contact tôle-enclume variable. Soudage sur 2139-T8 (800 *tr/min* - 550 *mm/min*).

Résultats numériques

Comme pour les simulations sur 7020-T651 homogène, les simulations réalisées permettent d'avoir accès aux températures maximales des particules matérielles tout le long de la soudure visualisée en coupe dans la tôle (Figure 4.44).

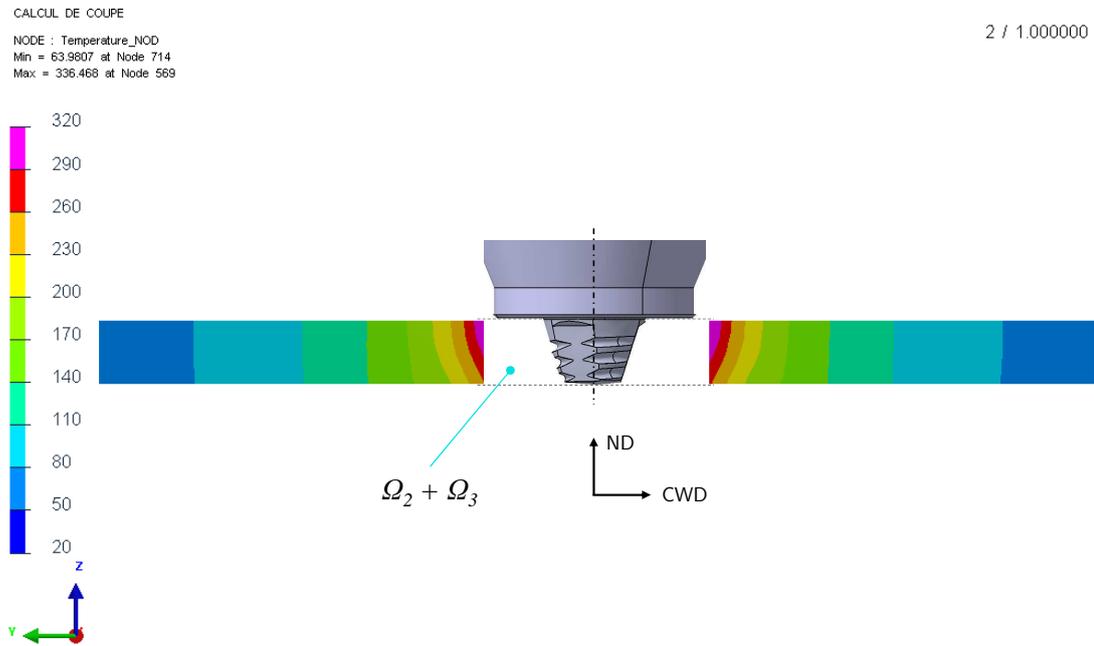


FIGURE 4.44 – Champ des températures maximales (°C) dans la tôle Ω_1 (coupe transversale CWD-ND). Soudage sur 2139-T8 (800 tr/min - 550 mm/min).

Condition *chaude*

La comparaison des cinétiques thermiques expérimentales et numériques dans les 16 thermocouples est réalisée sur les Figures 4.45 et 4.45. Alors que la corrélation entre expérimental et numérique est plutôt bonne pour les premiers thermocouples, les derniers thermocouples se distinguent par un écart significatif et suggèrent une incohérence de la manipulation expérimentale (TC4 et TC8). Néanmoins les cinétiques thermiques ne présentent d'écarts notables qu'autour de la température pic.

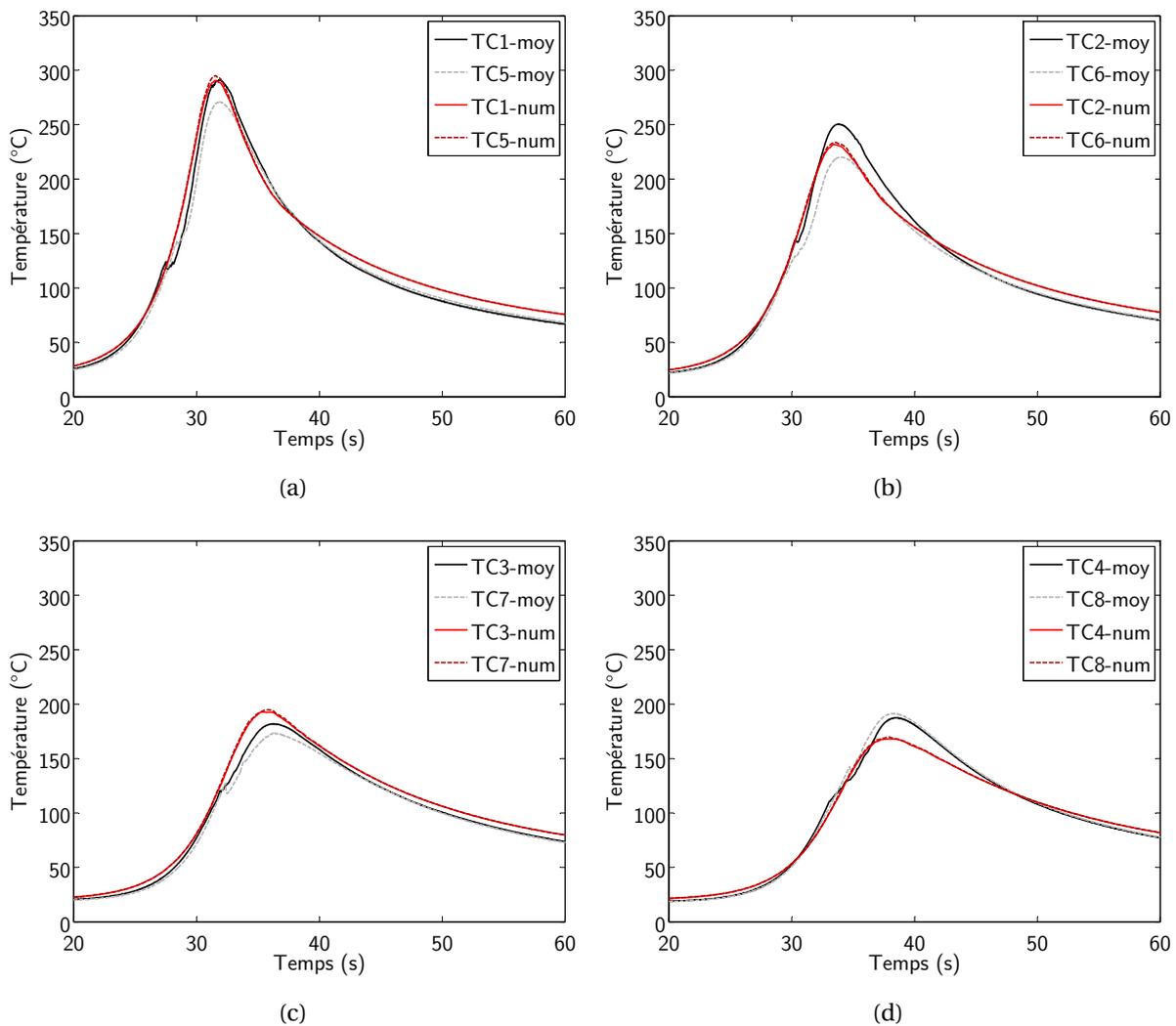


FIGURE 4.45 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en début de soudure sur 2139-T8 homogène ($600 \text{ tr/min} - 250 \text{ mm/min}$).

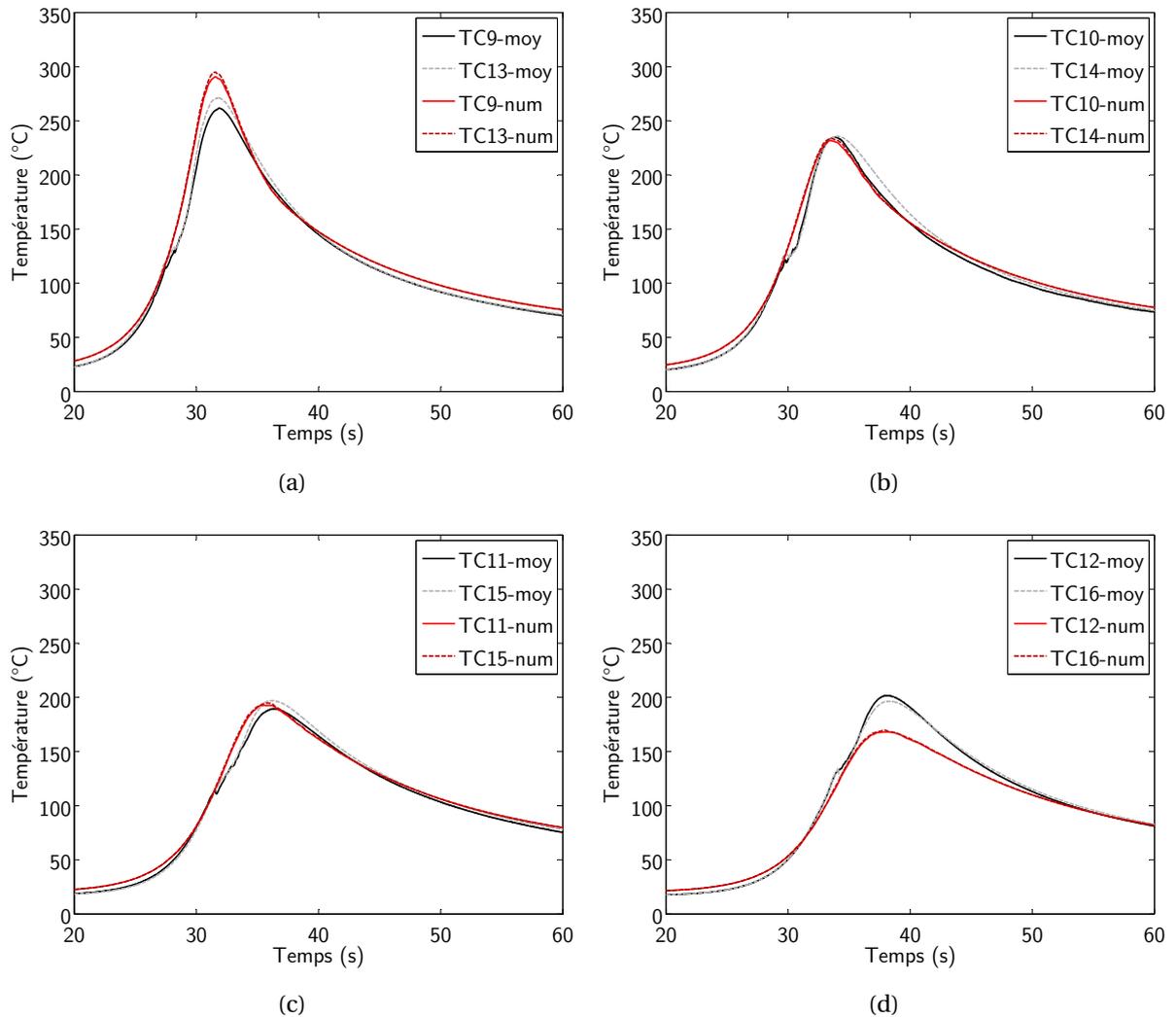
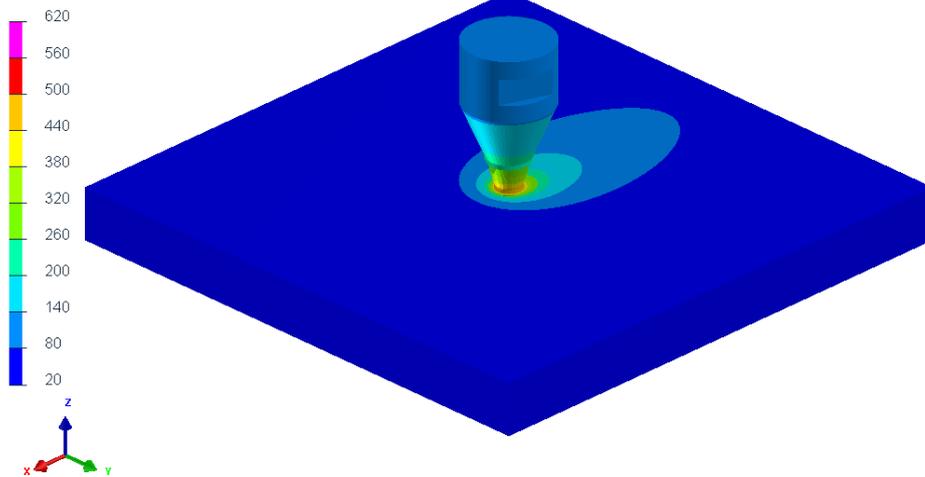


FIGURE 4.46 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées expérimentalement et calculées pour toutes les positions de thermocouples. Valeurs pour les TC placés en milieu de soudure sur 2139-T8 homogène ($600 \text{ tr/min} - 250 \text{ mm/min}$).

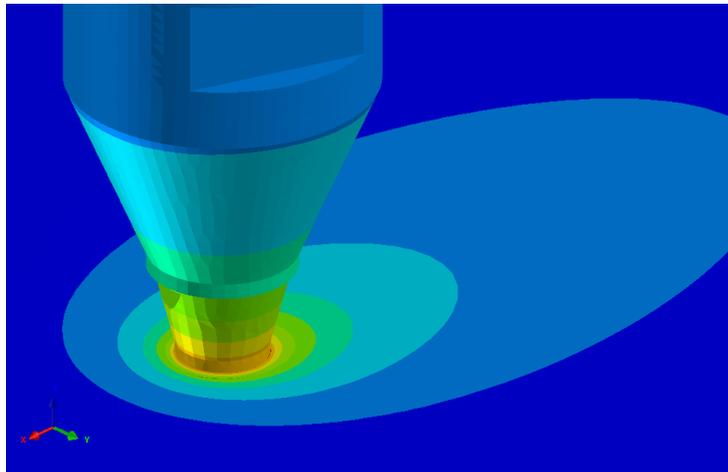
Le champ des températures est illustré sur la Figure 4.47. À partir de ce résultat, on remarque que la température maximale atteinte dans le cordon est $T_{max} = 534^\circ\text{C}$. Nous constatons à nouveau que la soudure *froide* présente une température maximale plus élevée que celle présente dans la soudure *chaude* (26°C d'écart).

NODE : Temperature_NOD
Min = 19.5285 at Node 104025
Max = 533.886 at Node 1370

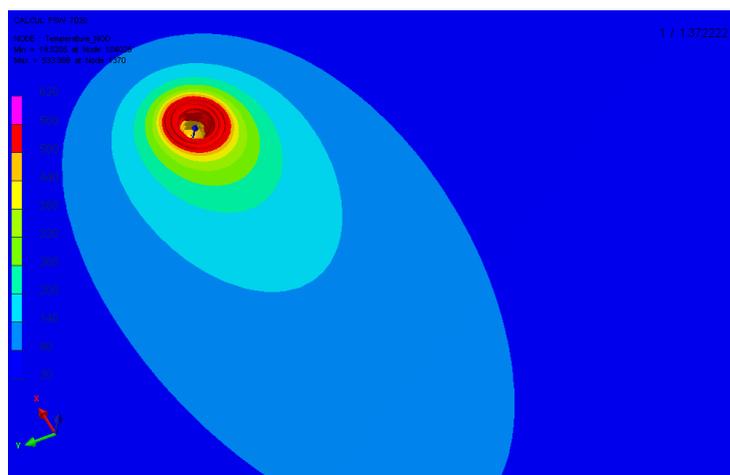
1 / 1.372222



(a) Vue globale



(b) Vue de détail



(c) Vue de dessus

FIGURE 4.47 – Champ des températures (°C) simulé pour le modèle optimisé avec contact tôle-enclume variable. Soudage sur 2139-T8 (600 *tr/min* - 250 *mm/min*).

Résultats numériques

La Figure 4.48 illustre la distribution des températures maximales des particules matérielles tout le long de la soudure dans une coupe transversale CWD-ND.

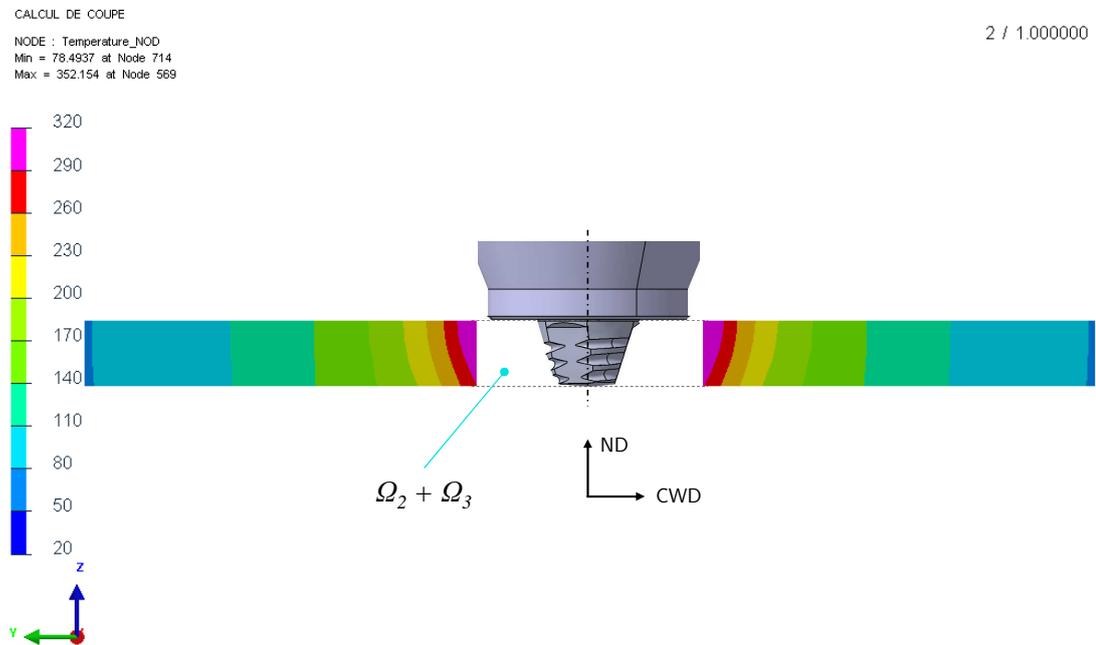


FIGURE 4.48 – Champ des températures maximales (°C) dans la tôle Ω_1 (coupe transversale CWD-ND). Soudage sur 2139-T8 (600 *tr/min* - 250 *mm/min*).

Influence des paramètres de soudage

La distribution des températures, à un instant donné, dans l'ensemble du modèle est présentée sur les coupes de la Figure 4.49 pour les deux paramètres procédé. Comme pour le soudage avec l'alliage 7020-T651, les mêmes remarques relatives à la génération et la diffusion de la chaleur dans le modèle peuvent être réalisées.

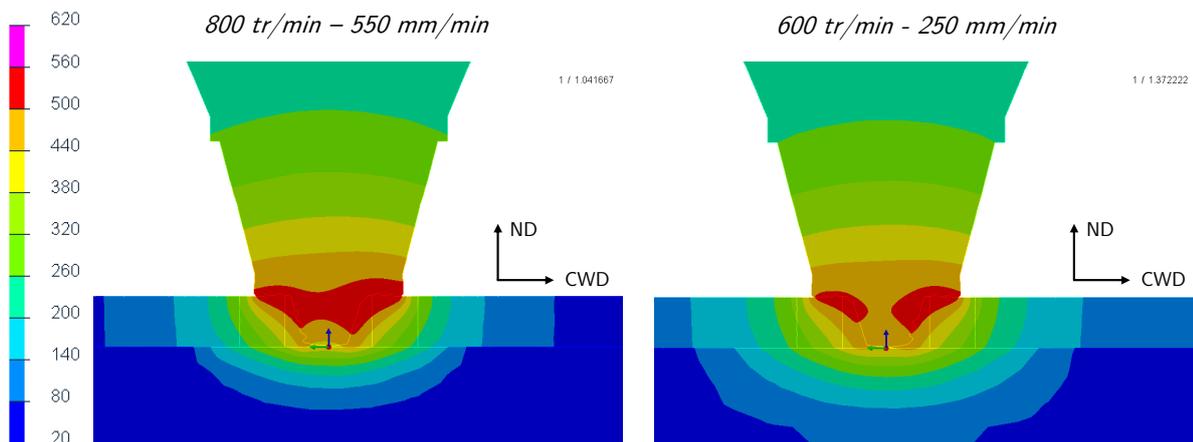


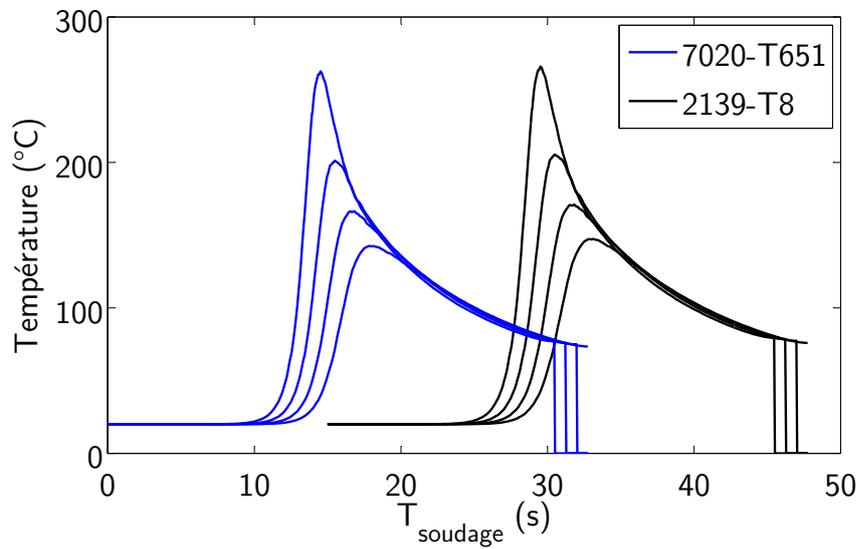
FIGURE 4.49 – Visualisation en coupe des champs de température (°C) dans le modèle pour les deux conditions de soudage. Soudage sur 2139-T8.

Influence des matériaux

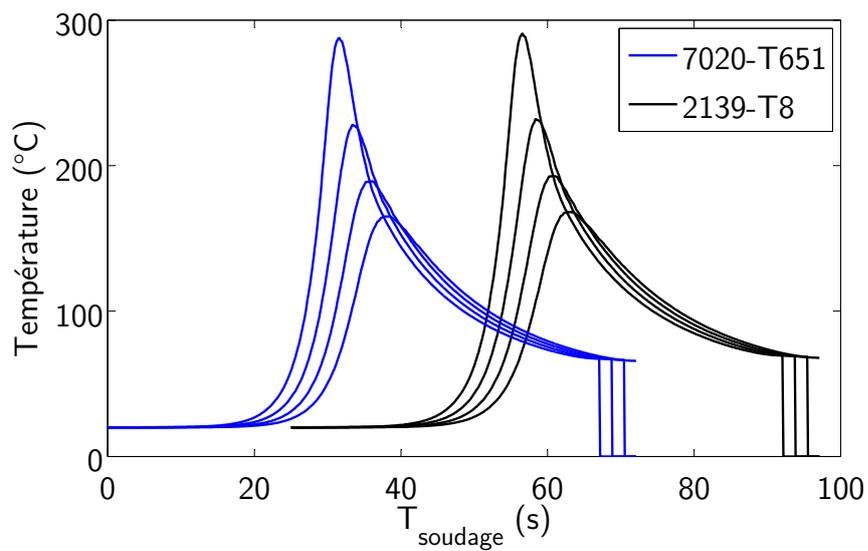
Nous avons remarqué précédemment que les résultats numériques et expérimentaux étaient en très bonne corrélation pour les deux conditions de soudage, mais également pour les deux matériaux considérés. Afin de visualiser et quantifier de potentiels écarts de comportement thermique pour les deux matériaux, la Figure 4.50 compare les cinétiques numériques obtenues pour quatre thermocouples lors du soudage du 7020-T651 et du 2139-T8. Chaque matériau est comparé pour les deux conditions de soudage.

Dans le but de faciliter la lecture des graphiques, des décalages temporels de 15 et 25s ont été ajoutés pour tracer les courbes d'évolution de température de l'alliage 2139-T8.

L'influence de la modification des paramètres thermiques entre les deux matériaux (cf. Tableau 4.1) ne se révèle pas significative et met en avant une capacité du modèle à décrire la thermique des deux alliages d'aluminium à partir d'une seule modélisation.



(a)



(b)

FIGURE 4.50 – Comparaison des cinétiques thermiques simulées dans les 2 matériaux : (a) Condition *froide* (800 *tr/min* - 550 *mm/min*); (b) Condition *chaude* (600 *tr/min* - 250 *mm/min*). Le décalage temporel est réalisé pour visualisation uniquement.

4.4.3 Soudage hétérogène 2139-T8 / 7020-T651

Nous venons de voir qu'en utilisant deux matériaux différents (7020-T651 et 2139-T8) et en réglant les conditions de calculs spécifiquement avec les paramètres thermiques de chacun, les champs de températures obtenus lors des calculs numériques sont similaires. L'extension de ce constat a été vérifiée en employant deux vitesses de soudage : condition *froide* et condition *chaude*.

De plus, les mesures expérimentales obtenues lors d'essais analogues de soudage instrumenté sont en excellente corrélation avec les mesures numériques. Par conséquent, il est possible de décrire correctement la thermique de l'ensemble du modèle, avec un outil de simulation numérique. Il est alors envisageable d'utiliser les calculs réalisés sur l'alliage 7020-T651 pour décrire le comportement thermique de l'alliage 2139-T8, et réciproquement.

A priori, nous avons donc les outils et modèles numériques pour décrire la thermique engendrée par le soudage d'un assemblage hétérogène 2139 / 7020 tel que celui évoqué dans les chapitres précédents.

Néanmoins, il est nécessaire de vérifier que, d'un point de vue expérimental, le soudage en configuration hétérogène ne génère pas de fortes évolutions sur la distribution des températures. Est-il réellement possible d'utiliser un modèle homogène pour une configuration hétérogène? De la même manière que les assemblages précédents, la technique expérimentale de mesure de température pendant le soudage a été mise en place pour cet assemblage hétérogène. La Figure 4.51 synthétise la distribution des températures pics moyennes pour toutes les configurations.

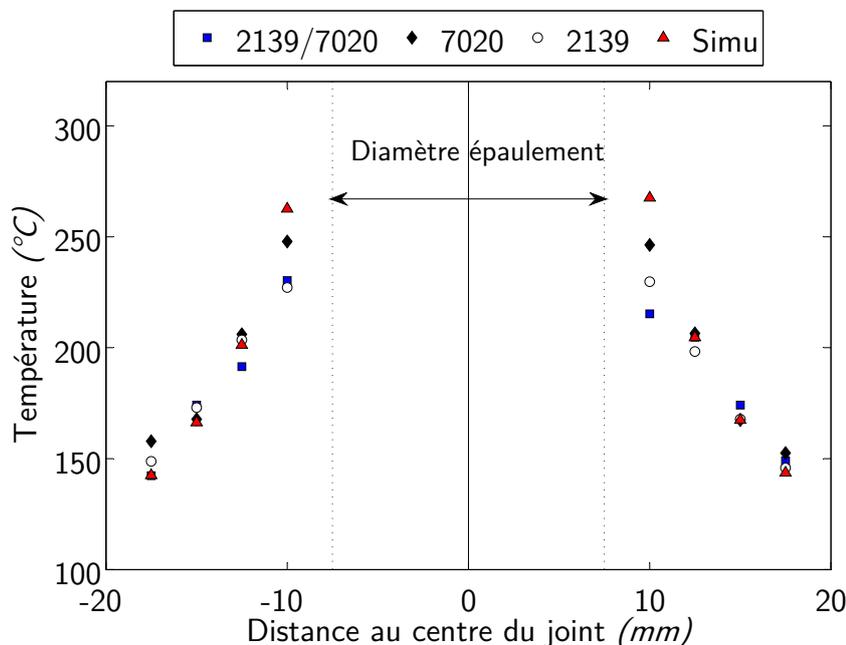


FIGURE 4.51 – Comparaison de la distribution des températures pics pour les différentes configurations de l'étude (800 tr/min - 550 mm/min). *Advancing Side* positionné à gauche.

La comparaison des températures maximales pour ces quatre configurations nous permet donc d'affirmer que la thermique expérimentale peut être considérée identique entre configuration homogène et hétérogène. Comme discuté précédemment, les résultats de simulation sur-estiment légèrement les températures pics au plus proche du cordon.

Il est donc possible d'utiliser les résultats des champs de températures numériques pour les confronter à certains résultats expérimentaux provenant de l'étude sur un assemblage soudé 2139 / 7020. Dans ce cas précis, la simulation nous permet de localiser la zone où les températures maximales entre 200 et 250°C sont atteintes. On rappelle que ces températures deviennent critiques pour un assemblage 7xxx et déclenchent des modifications métallurgiques néfastes à la résistance mécanique du matériau. Pour résumer, la Figure 4.52 permet de faire le lien entre tous ces résultats. Ainsi, nous confirmons que la position de cette zone est cohérente avec la position de la zone faible amenant à la rupture en traction (Pour cette dernière image il est cependant nécessaire de prendre en compte la déformation plastique globale de l'éprouvette pour faire l'analogie complète).

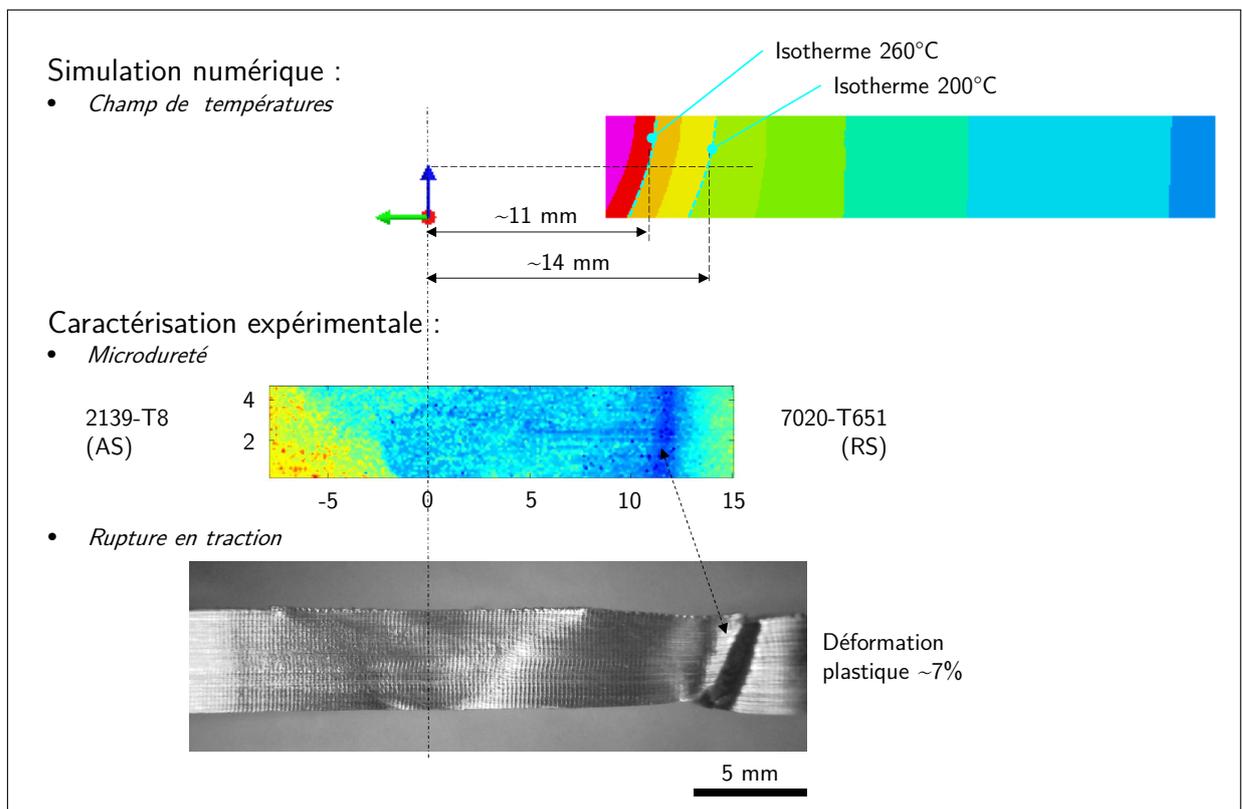


FIGURE 4.52 – Synthèse du lien entre résultats de simulation numérique du soudage sur 7020-T651 et résultats expérimentaux sur configuration hétérogène 2139-T8 / 7020-T651 (600 tr/min - 250 mm/min).

4.5 Conclusions du chapitre

Dans ce dernier chapitre, nous avons traité de la mise en place et de la vérification d'un modèle numérique de simulation du procédé de soudage FSW.

La technique de maillage mobile, initialement développée par Feulvarch et al. [34] pour un outil Trigone, a été étendue pour de véritables configurations industrielles de soudage en utilisant une géométrie complexe d'outil. Par une procédure de numérisation et de maillage adaptée, nous avons pu montrer qu'il est possible d'intégrer toutes les variations de design d'outil. Cette étape permet de supprimer l'ajout de conditions fictives à l'interface outil-matière et d'utiliser une description plus physique des différents phénomènes dans le cordon.

L'établissement d'une condition de contact tôle-enclume variable dans l'espace a permis de s'adapter spécifiquement au procédé de soudage et à l'état de la matière proche de la zone soudée. De la sorte, l'état pâteux du cordon et le contact intime avec le support envers peut être traité par l'intermédiaire d'un contact parfait.

Un protocole expérimental spécifique a été employé pour instrumenter en température les essais de soudage et ainsi permettre de dresser une cartographie des températures maximales dans tout le joint soudé. De cette manière, les résultats expérimentaux et numériques peuvent être confrontés pour calibrer le modèle.

L'ajout de cette condition de contact entre la tôle soudée et l'enclume de l'outillage permet d'obtenir des résultats très satisfaisants entre les températures expérimentales et les températures simulées numériquement. La corrélation est bonne, à la fois pour la description de la montée en température dans le point de mesure, pour la température pic, mais aussi pour le cycle complet de refroidissement. La même calibration du modèle permet d'utiliser différentes conditions opératoires de soudage en simulant avec justesse le champ complet de température. Le modèle utilisé pour ces simulations est donc robuste concernant les paramètres procédé mais aussi pour la prise en compte des paramètres matériaux.

Du point de vue des procédures numériques, une baisse conséquente des temps de calcul a pu être obtenue. Le développement d'une procédure numérique spécifique, optimisée et fiable permet d'atteindre un état stationnaire stabilisé dans tout le cordon soudé en quelques heures seulement. Le critère de stabilité a été établi localement, mais aussi globalement, à partir de la thermique calculée dans l'intégralité du domaine. Par l'intermédiaire d'une procédure de reprise de calcul très efficace, ces développements autorisent aussi la réalisation de calculs en approche paramétrique pour un temps de calcul très réduit.

4.6 Perspectives

La majeure partie des travaux de ce manuscrit s'est attardée à étudier et caractériser le soudage hétérogène 2xxx / 7xxx pour des alliages 2139-T8 et 7020-T651. Nous avons démontré que numériquement, il est possible d'utiliser un modèle homogène développé pour un alliage 7020-T651 pour décrire la thermique qui est en jeu pendant le soudage hétérogène 2139 / 7020. Néanmoins, ce modèle ne permet pas de prendre en compte le flux de matière pendant le soudage et plus particulièrement le suivi de l'interface entre les deux matériaux (section 2.4.1). Une poursuite remarquable à ces travaux pourrait notamment concerner l'in-

tégration du suivi de cette frontière. Ceci permettrait de déterminer si certains paramètres process déclenchent plutôt un fort malaxage et quels seraient les impacts sur la microstructure du cordon. L'objectif final d'une telle approche étant d'arriver à mettre en avant la formation de défauts internes comme les défauts de vide (défauts tunnel) liés à un écoulement de la matière insuffisant autour de l'outil ou de mauvaises conditions géométriques. Les travaux entamés par Tongne et al. [134] pour le suivi 2D des structures en bandes pourrait notamment être étendus en 3D et en prenant en compte un modèle d'endommagement.

Dans une approche plus globale d'un processus de soudage, une phase de simulation numérique du procédé peut amener jusqu'à la prise en compte de la microstructure et/ou de l'endommagement du matériau sous chargement. Dans ce but, la simulation du soudage et toutes les informations thermiques qu'elle apporte peut servir de données d'entrée pour une simulation chaînée. En effet, une description fidèle des champs de températures dans tout le cordon peut être utilisée comme valeur de base pour une intégration dans un modèle d'évolution de précipitation. À partir de cela, on peut décrire les évolutions microstructurales et métallurgiques dans les différentes zones du joint et ainsi tendre vers la prédiction du comportement mécanique global d'une structure [104]. Une première approche vers la prédiction de la dureté dans le cordon de joints soudés aluminium a notamment été utilisée par Grujicic et al. [50].

La difficulté de ce type d'approche est qu'elle nécessite de collecter beaucoup de données matériaux pour arriver à décrire finement et fidèlement toutes les évolutions qui ont lieu [117, 111, 50]. Ces données demandent généralement d'importantes campagnes expérimentales pour arriver à quantifier précisément la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la déformation, la vitesse de déformation, la température ou encore les évolutions microstructurales et métallurgiques dans toutes les zones d'intérêt [22]. Dans notre cas d'étude, ceci apparaît contradictoire avec le développement d'un modèle éléments finis thermomécanique 3D qui se veut relativement simple.

Une autre opportunité de modélisation intégrée concerne la détermination des contraintes résiduelles et des distorsions dans un assemblage soudé par le procédé FSW. À nouveau, la thermique simulée lors d'une première étape de calcul peut servir de donnée d'entrée. On utilise alors le champ de température et le flux de matière pour les injecter dans un modèle solide permettant de traiter l'élasto-viscoplasticité [5]. Toutefois une telle approche nécessite d'avoir accès à toute l'histoire du matériau et de chaque particule dans tout le modèle. Il faut donc arriver à suivre leurs déplacements dans tout le modèle, y compris au cœur du joint que nous n'avons, pour le moment, pas pris en considération dans cette étude.

Actuellement, avec le modèle développé, si l'on souhaite itérer sur plusieurs géométries d'outils de soudage; dans le cadre d'une campagne numérique d'essais paramétriques par exemple (une même condition de soudage mais plusieurs outils), il est nécessaire de refaire autant de maillages qu'il y a d'outils à tester. La problématique est la même pour la prise en compte d'épaisseurs différentes. Afin de s'intégrer à une démarche industrielle itérative avec du calcul paramétrique, nous pouvons envisager traiter l'intégralité de la procédure de maillage de manière automatisée par l'intermédiaire d'un algorithme spécifique. L'utilisation d'éléments tétraédriques est un avantage supplémentaire pour faciliter l'automatisation de cette étape.

Conclusion générale

L'objectif de ce travail était de caractériser et quantifier les phénomènes générés par le procédé de soudage par friction-malaxage pour la réalisation d'assemblages hétérogènes en alliages d'aluminium des séries 2xxx et 7xxx. Pour ces développements, les axes de recherche ont porté sur les aspects expérimentaux (procédé, microstructure, mécanique ou encore thermique) et numériques (modélisation et simulation) du soudage FSW.

Cette étude constitue un élément de réponse à une problématique industrielle visant le développement et la mise en œuvre du soudage FSW sur les assemblages hétérogènes d'alliages d'aluminium. Ce type d'assemblage est fréquemment rencontré lors de la réalisation de structures hybrides. Celles-ci sont développées en suivant des critères rigoureux et des sollicitations spécifiques, pouvant être très variables selon les zones. L'intérêt de l'utilisation des assemblages multi-matériaux est de tirer parti des avantages de chacun pour les placer aux quantités et positions judicieuses. Dans les travaux de la littérature, tout comme en application industrielle concrète, il a pu être précédemment démontré que le soudage FSW est un excellent candidat pour l'assemblage des alliages d'aluminium à hautes propriétés mécaniques des séries 2xxx et 7xxx. Ces alliages souvent considérés insoudables en procédés conventionnels présentent de très bons résultats en procédé FSW. Le sujet de l'assemblage en condition hétérogène 2xxx / 7xxx a été introduit pour tenter de répondre à ces applications hybrides.

Nous avons tout d'abord pu montrer qu'il était possible de réaliser ce type d'assemblages hétérogènes avec les deux alliages 2139-T8 et 7020-T651 considérés dans cette étude. Les investigations ont été conduites avec une large gamme de paramètres industriels.

Les différentes techniques expérimentales employées nous ont permis de décrire les évolutions de microstructure générées par le soudage FSW pour tous les paramètres de soudage constituant le domaine de soudabilité. Dans le joint, la microstructure formée est très hétérogène et se caractérise par différentes zones évoluant avec les paramètres de soudage. Ainsi, la morphologie des joints, la taille de grains et le mélange de matière sont autant de caractéristiques fortement affectées. Dans le centre du cordon, nous avons remarqué que le soudage hétérogène provoque la formation d'une interface nette entre chaque matériau, sans pour autant impacter la compacité et la qualité macroscopique de la soudure.

Associées aux observations optiques des cordons, les mesures de microdureté ont dévoilé, de manière systématique, une zone d'adoucissement remarquable à l'extérieur du cordon (ZAT du côté 7020). Les paramètres de soudage, et plus particulièrement la quantité de chaleur associée, font évoluer la position de cette zone avec une sensibilité importante. L'al-

liage 7020 étant utilisé à l'état thermique T6, au pic de durcissement, l'évolution de la précipitation est très sensible aux cycles thermiques importants. Dans la ZAT, nous avons pu voir expérimentalement que les températures atteintes sont suffisantes pour amener à un état survenu déclenchant la coalescence des précipités η et conduisant à une chute de dureté conséquente.

L'analyse du comportement mécanique global des joints soudés a pu prouver la pertinence et l'intérêt que présentent les assemblages 2139-T8 / 7020-T651 soudés par l'intermédiaire du procédé FSW. Le niveau de performance atteint est très élevé avec une faible sensibilité aux paramètres de soudage, même si un large domaine de soudage est considéré. Les soudures s'illustrent quasi-systématiquement par une rupture ductile, localisée dans la ZAT du côté 7020 dans laquelle nous avons précédemment détecté une chute importante de dureté.

Au sein du domaine de soudabilité développé, une seule condition de soudage fait exception à la relative homogénéité des résultats : la condition 007 (*1000 tr/min - 550 mm/min*) qui est aussi la plus haute du domaine de soudabilité, se distingue par ses résultats variés. Lors du soudage, l'apparition d'instabilités process déclenche la formation de défauts microscopiques internes qui influencent directement les performances mécaniques avec une variabilité importante des grandeurs mesurées. Alors que pour le reste du domaine de soudabilité toutes les ruptures se produisent dans la ZAT, pour cette condition uniquement, il est très fréquent d'obtenir une fracture de l'éprouvette dans le noyau à l'interface entre les deux matériaux.

La caractérisation mécanique à l'échelle réduite des micro-éprouvettes de traction et l'utilisation d'une technique de corrélation d'images numériques (DIC) à haute résolution optique, nous a permis d'avoir accès aux champs de déformation résiduelle dans une section transversale du joint (plan CWD-ND). Ces informations révèlent de très fortes hétérogénéités de déformation dans le joint comme le suggèrent les hétérogénéités de microstructure. Les zones de localisation intense de déformation évoluent, dans tout le cordon, au fur et à mesure du chargement. La comparaison des champs de déformation résiduelle avec la distribution de microdureté montre que la déformation se localise principalement dans les zones qui se distinguent par les valeurs de dureté minimales. Alors que le comportement global peut montrer une déformation limitée ($A\% \simeq 7\%$), localement les niveaux de déformation peuvent être bien plus élevés et dépasser les 15%.

La notion de comportement mécanique local a été introduite, dans six zones singulières du cordon, en déterminant les déformations résiduelles locales en fonction de la contrainte nominale. Pour être valide, cette analyse repose néanmoins sur l'hypothèse principale d'une uniformité entre la contrainte globale vue par l'éprouvette sollicitée et la contrainte locale. Les résultats observés dans chaque zone révèlent des réponses mécaniques très variables.

Le dernier chapitre traitait de la modélisation et de la simulation numérique du procédé de soudage. Par l'utilisation d'une technique de maillage mobile avec l'outil de soudage, couplée à une modélisation fluide de la matière, nous avons pu démontrer l'efficacité d'une telle méthode. L'approche employée combine les formalismes *Eulérien* et ALE dans la tôle à souder pour une description thermomécanique tridimensionnelle du problème. Une attention toute particulière a été apportée au développement d'un modèle numérique capable de restituer fidèlement les champs de température pour toutes les configurations testées.

Par une calibration expérimentale et un paramétrage simple, le modèle numérique déve-

loppé permet de corrélérer avec précision les cinétiques de températures expérimentales et numériques pour deux conditions de soudage (soudure *chaude* et soudure *froide*), appliquées à deux matériaux (2139-T8 et 7020-T651) soudés en configuration homogène. Le comportement thermique de chaque matériau étudié est décrit par des paramètres thermiques spécifiques. Nous avons cependant pu voir que l'influence de ce paramétrage est faible : les résultats thermiques, aussi bien expérimentaux que numériques, sont identiques quel que soit le matériau sélectionné. Un constat similaire est réalisé pour la seconde condition opératoire.

Nous avons de plus, pu montrer qu'il est possible d'utiliser les résultats des champs de température numériques, obtenus en configuration homogène, pour décrire la thermique d'un assemblage hétérogène 2139 / 7020.

Ainsi, la thermique numérique permet d'identifier et localiser une zone dans le joint dans laquelle les températures dépassent les 200-250°C. Conformément aux données expérimentales et de la littérature, cette gamme de températures déclenche les plus fortes évolutions métallurgiques dans les alliages de la série 7xxx et nous permet de prévoir la zone d'adoucissement ainsi que de la relier à la zone de rupture lors d'essais de traction.

Les premières simulations réalisées à partir d'un modèle prenant en compte un contact parfait entre la tôle à souder et l'enclume ont montré que, si les températures pics sont correctement simulées, le refroidissement de l'ensemble du domaine n'est pas convenablement décrit. Ces constats nous ont alors amené à introduire une condition de contact spécifique et variable entre la tôle soudée et le support envers dans le but de traiter de manière plus réaliste et physique la thermique à l'interface et le contact intime entre les deux éléments. L'établissement d'un contact parfait au plus proche de la soudure et d'un coefficient d'échange thermique calibré à partir des résultats expérimentaux pour le reste du domaine, permet de décrire plus finement la thermique.

Dès le début de l'étude, une contrainte spécifique avait été fixée pour arriver à obtenir des résultats fiables pour des temps de calcul ne dépassant pas quelques heures. Dans un contexte industriel, de tels temps de calcul permettent alors d'utiliser des approches itératives et paramétriques : évolution de condition de soudage, d'interfaces, de matériaux ... Pour cela, nous avons réussi à mettre en place une démarche numérique permettant de réduire considérablement les temps de calcul CPU. La diminution de la quantité de matière participant à la part instationnaire des transferts de chaleur permet cette optimisation. En outre, cette simplification nécessaire à l'accélération des phénomènes transitoires amène à une erreur réduite entre les deux approches numériques. Alors qu'avec le modèle initial l'état de stabilité thermique n'arrive à être atteint qu'après plus d'une semaine de calcul, le modèle optimisé permet d'atteindre une stabilisation des températures en quelques heures seulement.

Perspectives scientifiques

Les perspectives de poursuite de ces travaux sont nombreuses et concernent les différents domaines traités tout au long de cette étude.

D'un point de vue procédé, nous avons pu observer que l'influence thermique à l'extérieur du cordon pouvait avoir un impact primordial sur le comportement du joint. Un travail sur le pompage thermique de l'outillage pourrait être réalisé pour essayer de limiter les ef-

fets de survenu des alliages 7xxx dans la ZAT. L'évolution du dispositif de soudage vers un système intégrant une enclume et un support envers évolutifs pourrait être imaginé. L'ajout d'éléments en cuivre pour pomper la chaleur proche de la ZAT, ou d'éléments en acier inoxydable pour freiner la conduction thermique pourrait être développé comme dans l'approche proposée par Hasan et al. [54]. L'intégration d'un système de refroidissement interne à l'outillage peut aussi être envisagé pour maîtriser les élévations de température dans le support et favoriser la diffusion de chaleur.

Les conditions opératoires peuvent également être optimisée dans le but de limiter l'apport de chaleur. Une procédure de simulation numérique précise et robuste s'avère pertinente pour quantifier ces informations qui sont plus difficiles à obtenir expérimentalement.

La compréhension de la rupture des cordons hétérogènes mériterait une attention plus particulière, en incluant notamment un travail plus complet et local sur l'origine de la rupture dans la ZAT. L'évolution des paramètres de soudage et donc la quantité de chaleur doit influencer les faciès de rupture en faisant notamment évoluer la taille des précipités et des cupules déclenchant la rupture. La coalescence des précipités est-elle plus ou moins marquée lorsqu'on fait varier les paramètres de soudage? Tout ceci passe par une étape de caractérisation réelle de l'évolution de la précipitation dans le joint et particulièrement du côté 7020-T651. Des analyses au Microscope Electronique à Transmission (MET) ou en utilisant la technique de calorimétrie différentielle à balayage (*Differential Scanning Calorimetry* - DSC) peuvent être considérées pour éclaircir et quantifier les évolutions de précipitation lors de cycles thermiques imposés. De plus, une attention toute particulière a été portée à la zone faible du côté 7020-T651, mais il pourrait être intéressant d'aller vérifier les évolutions ayant lieu du côté 2139-T8.

Des questions se posent aussi sur les causes des instabilités constatées pour la condition de soudage 007 (*1000 tr/min - 550 mm/min*) : comment peut-on limiter la variabilité de comportement des joints soudés avec cette condition? Ou encore, à quel point la ténacité dans le joint à l'interface entre les deux matériaux a-t-elle une influence sur le comportement mécanique, et comment la réduire?

Concernant les aspects numériques, il s'agira ensuite d'étendre le modèle développé à d'autres conditions de soudage, d'autres épaisseurs ou d'autres matériaux, dans le but de confirmer à nouveau la robustesse du modèle numérique.

Des tests de sensibilité à la géométrie d'outil pourraient être réalisés pour étudier comment évolue l'apport de chaleur pour une condition de soudage figée. Ceci permettrait aussi d'apporter une aide au développement des outils de soudage et à la prédiction des défauts géométriques internes aux soudures.

Par la suite, cette première phase de simulation du soudage pourrait être utilisée pour une modélisation intégrée de tout le procédé et de ses effets sur la structure. Couplées aux champs de température, il est imaginable d'utiliser les informations ayant pu être collectées à propos de l'évolution de la précipitation dans le but d'alimenter un modèle numérique de précipitation.

Bibliographie

- [1] Fadi Al-Badour, Nesar Merah, Abdelrahman Shuaib, and Abdelaziz Bazoune. Coupled Eulerian Lagrangian finite element modeling of friction stir welding processes. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(8) :1433–1439, August 2013. ISSN 09240136. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2013.02.014. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013613000745>. 44
- [2] Delphine Alléhaux and François Marie. Mechanical and Corrosion Behaviour of the 2139 Aluminium-Copper Alloy Welded by the Friction Stir Welding Using the Bobbin Tool Technique. *Materials Science Forum*, 519-521 :1131–1138, 2006. ISSN 1662-9752. doi : 10.4028/www.scientific.net/MSF.519-521.1131. URL <http://www.scientific.net/MSF.519-521.1131>. 34, 57
- [3] Mohamed Assidi, Lionel Fourment, Simon Guerdoux, and Tracy Nelson. Friction model for friction stir welding process simulation : Calibrations from welding experiments. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 50(2) :143–155, February 2010. ISSN 0890-6955. doi : 10.1016/j.ijmachtools.2009.11.008. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695509002363>. xv, 42, 43, 46, 120
- [4] Pushp Kumar Baghel. Friction Stir Welding of Stainless Steel 304 : A Survey. 2012. 18
- [5] A. Bastier, M.H. Maitournam, F. Roger, and K. Dang Van. Modelling of the residual state of friction stir welded plates. *Journal of Materials Processing Technology*, 200(1-3) :25–37, May 2008. ISSN 09240136. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2007.10.083. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S092401360701000X>. 41, 146, 174
- [6] Arnaud Bastier, M. Habibou Maitournam, Ky Dang Van, and Frédéric Roger. Approche eulérienne et interaction fluide-structure pour la simulation du Friction Stir Welding. 2005. URL <http://www.utc.fr/lrm/giens05/CDROM/CDROM/37.pdf>. xiv, 40, 41, 42
- [7] Jean-Michel Bergheau. Modélisation numérique des procédés de soudage. *Techniques de l'ingénieur Assemblage des matériaux par soudage*, base documentaire : TIB512DUO.(ref. article : bm7758), 2017. URL <http://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/mecanique-th7/assemblage-des-materiaux-par-soudage-42512210/modelisation-numerique-des-procedes-de-soudage-bm7758/>. fre. 134
- [8] A. Boag, A.E. Hughes, N.C. Wilson, A. Torpy, C.M. MacRae, A.M. Glenn, and T.H. Muster. How complex is the microstructure of AA2024-T3? *Corrosion Science*, 51(8) : 1565–1568, August 2009. ISSN 0010938X. doi : 10.1016/j.corsci.2009.05.001. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0010938X0900184X>. 7
- [9] Ramzy Boussetta, Thierry Coupez, and Lionel Fourment. Adaptive remeshing based on a posteriori error estimation for forging simulation. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 195(48-49) :6626–6645, October 2006. ISSN 00457825. doi : 10.1016/j.cma.2005.06.029. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0045782505004780>. 42

- [10] Philippe Bussetta, Eric Feulvarch, Amèvi Tongne, Romain Boman, Jean-Michel Bergeau, and Jean-Philippe Ponthot. Two 3d thermomechanical numerical models of friction stir welding processes with a trigonal pin. *Numerical Heat Transfer, Part A : Applications*, 70(9) :995–1008, November 2016. ISSN 1040-7782, 1521-0634. doi : 10.1080/10407782.2016.1214498. URL <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/10407782.2016.1214498>. 44, 46, 133, 134
- [11] Aurélien Buteri. *Etude de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium brasés pour échangeurs thermiques automobiles*. PhD thesis, INSA de Lyon, 2012. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-01080904/>. 8
- [12] P. Cavaliere, R. Nobile, F.W. Panella, and A. Squillace. Mechanical and microstructural behaviour of 2024/7075 aluminium alloy sheets joined by friction stir welding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(6) :588–594, May 2006. ISSN 08906955. doi : 10.1016/j.ijmachtools.2005.07.010. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0890695505001665>. 26
- [13] P. Cavaliere, A. De Santis, F. Panella, and A. Squillace. Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of dissimilar AA6082/AA2024 joints produced by friction stir welding. *Materials & Design*, 30(3) :609–616, March 2009. ISSN 0261-3069. doi : 10.1016/j.matdes.2008.05.044. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306908002240>. 28, 36
- [14] C Chen and R Kovacevic. Thermomechanical modelling and force analysis of friction stir welding by the finite element method. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C : Journal of Mechanical Engineering Science*, 218(5) :509–519, January 2004. ISSN 0954-4062, 2041-2983. doi : 10.1243/095440604323052292. URL <http://pic.sagepub.com/lookup/doi/10.1243/095440604323052292>. 40
- [15] C M Chen and R Kovacevic. Parametric finite element analysis of stress evolution during friction stir welding. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture*, 220(8) :1359–1371, October 2006. ISSN 0954-4054, 2041-2975. doi : 10.1243/09544054JEM324. URL <http://sdj.sagepub.com/lookup/10.1243/09544054JEM324>. 38, 146
- [16] C.M. Chen and R. Kovacevic. Finite element modeling of friction stir welding : thermal and thermomechanical analysis. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43(13) :1319–1326, October 2003. ISSN 08906955. doi : 10.1016/S0890-6955(03)00158-5. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0890695503001585>. 38, 40
- [17] G. Q. Chen, Q. Y. Shi, Y. Fujiya, and T. Horie. Simulation of Metal Flow During Friction Stir Welding Based on the Model of Interactive Force Between Tool and Material. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(4) :1321–1328, April 2014. ISSN 1059-9495, 1544-1024. doi : 10.1007/s11665-014-0886-y. URL <http://link.springer.com/10.1007/s11665-014-0886-y>. 38, 41, 151
- [18] Jianqiang Chen, Yazid Madi, Thilo F. Morgeneyer, and Jacques Besson. Plastic flow and ductile rupture of a 2198 Al-Cu-Li aluminum alloy. *Computational Materials Science*, 50(4) :1365–1371, February 2011. ISSN 09270256. doi : 10.1016/j.

commatsci.2010.06.029. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0927025610003769>. 7

- [19] M. Chiumenti, M. Cervera, C. Agelet de Saracibar, and N. Dialami. Numerical modeling of friction stir welding processes. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 254 :353–369, February 2013. ISSN 00457825. doi : 10.1016/j.cma.2012.09.013. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0045782512002952>. 44
- [20] P. A. Colegrove and H. R. Shercliff. CFD modelling of friction stir welding of thick plate 7449 aluminium alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*, 11(4) :429–441, July 2006. ISSN 1362-1718, 1743-2936. doi : 10.1179/174329306X107700. URL <http://www.maneyonline.com/doi/abs/10.1179/174329306X107700>. 41, 151
- [21] K. Colligan. Material flow behavior during friction welding of aluminum. *Weld J*, 75(7) : 229s–237s, 1999. URL https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1999_07_s229.pdf. xiii, 16, 21, 22
- [22] Cédric Courbon. *Vers une modélisation physique de la coupe des aciers spéciaux : intégration du comportement métallurgique et des phénomènes tribologiques et thermiques aux interfaces*. PhD thesis, Université de Lyon, 2011. 45, 174
- [23] A.A.M. da Silva, E. Arruti, G. Janeiro, E. Aldanondo, P. Alvarez, and A. Echeverria. Material flow and mechanical behaviour of dissimilar AA2024-T3 and AA7075-T6 aluminium alloys friction stir welds. *Materials & Design*, 32(4) :2021–2027, April 2011. ISSN 0261-3069. doi : 10.1016/j.matdes.2010.11.059. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306910006850>. xiv, 21, 26, 27, 60
- [24] Kathryn A. Dannemann, Rory P. Bigger, Nikki L. Scott, Carl E. Weiss, and Alexander J. Carpenter. Application of Digital Image Correlation for Comparison of Deformation Response in Fusion and Friction Stir Welds. *Journal of Dynamic Behavior of Materials*, 2(3) :347–364, September 2016. ISSN 2199-7446, 2199-7454. doi : 10.1007/s40870-016-0070-6. URL <http://link.springer.com/10.1007/s40870-016-0070-6>. 98
- [25] Younes Demmouche. *Etude du comportement en fatigue d'assemblages soudés par FSW pour applications aéronautiques*. PhD thesis, 2012. URL http://i2m.u-bordeaux.fr/uploads/media/DEMMOUCHE_Younes_2012_05.pdf. xiii, 9, 19, 25, 66, 98, 107
- [26] Roger Develay. Propriétés de l'aluminium et de ses alliages. *Techniques de l'ingénieur COR*, 325 :p1–21, 1992. URL http://www.academia.edu/download/35927897/Proprietes_de_laluminium_et_alliages.pdf. 7, 9
- [27] M. Dhondt, I. Aubert, N. Saintier, and J.M. Olive. Characterization of intergranular stress corrosion cracking behavior of a FSW Al-Cu-Li 2050 nugget. *Mechanics & Industry*, 16(4) :401, 2015. ISSN 2257-7777, 2257-7750. doi : 10.1051/meca/2015012. URL <http://www.mechanics-industry.org/10.1051/meca/2015012>. 7

- [28] Matthieu Dhondt, Isabelle Aubert, Nicolas Saintier, and Jean-Marc Olive. Mechanical behavior of periodical microstructure induced by friction stir welding on Al-Cu-Li 2050 alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 644 :69–75, September 2015. ISSN 09215093. doi : 10.1016/j.msea.2015.05.072. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509315300162>. xiv, 24, 25, 98, 103
- [29] J.J.S. Dilip, M. Koilraj, V. Sundareswaran, G.D. Janaki Ram, and S.R. Koteswara Rao. Microstructural characterization of dissimilar friction stir welds between AA2219 and AA5083. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 63(4) :757–764, August 2010. ISSN 0972-2815. doi : 10.1007/s12666-010-0116-8. URL <http://dx.doi.org/10.1007/s12666-010-0116-8>. 28, 36
- [30] U. Donatus, G. E. Thompson, X. Zhou, J. Wang, and K. Beamish. Flow patterns in friction stir welds of AA5083 and AA6082 alloys. *Materials & Design*, 83 :203–213, October 2015. ISSN 0264-1275. doi : 10.1016/j.matdes.2015.06.006. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127515003561>. 26
- [31] Krzysztof Dudzik. Mechanical properties of 5083, 5059 and 7020 aluminum alloys and their joints welded by FSW. *Journal of KONES*, 18 :587–581, 2011. URL <http://yadda.icm.edu.pl/baztech/element/bwmeta1.element.baztech-article-BUJ5-0041-0070>. 13
- [32] Krzysztof Dudzik. Influence of joining method for mechanical properties of 7020 aluminium alloy joints. *Journal of KONES*, 20(1) :71–76, 2013. URL <https://www.infona.pl/resource/bwmeta1.element.baztech-41344fc0-08c5-4d65-a005-7257df64b6e0>. 31, 85
- [33] I. Eberl, C. Hantrais, J.-C. Ehrtsrom, and C. Nardin. Friction stir welding dissimilar alloys for tailoring properties of aerospace parts. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(8) :699–705, November 2010. ISSN 1362-1718, 1743-2936. doi : 10.1179/136217110X12813393169499. URL <http://www.maneyonline.com/doi/abs/10.1179/136217110X12813393169499>. 27
- [34] E. Feulvarch, J. C. Roux, and J. M. Bergheau. A simple and robust moving mesh technique for the finite element simulation of Friction Stir Welding. *Journal of Computational and Applied Mathematics*, 246 :269–277, July 2013. ISSN 0377-0427. doi : 10.1016/j.cam.2012.07.013. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0377042712003032>. xix, 40, 44, 126, 132, 133, 134, 173
- [35] Eric Feulvarch. *Modélisation numérique du soudage par friction malaxage*. PhD thesis, Université Jean Monnet de Saint-Etienne, 2005. xv, 3, 46, 47, 122
- [36] Eric Feulvarch. Modélisation numérique du procédé de soudage par friction-malaxage (Friction Stir Welding). *Techniques de l'ingénieur*, (bm7764), 2011. xiii, 15, 46
- [37] Lionel Fourment and Simon Guerdoux. 3d numerical simulation of the three stages of Friction Stir Welding based on friction parameters calibration. *International Journal of Material Forming*, 1(1) :1287–1290, 2008. URL <http://link.springer.com/article/10.1007/s12289-008-0138-5>. xv, 42, 43, 44, 126, 133

- [38] T. Fras, L. Colard, E. Lach, A. Rusinek, and B. Reck. Thick AA7020-T651 plates under ballistic impact of fragment-simulating projectiles. *International Journal of Impact Engineering*, 86 :336–353, December 2015. ISSN 0734-743X. doi : 10.1016/j.ijimpeng.2015.08.001. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0734743X1500175X>. 45
- [39] Guillaume Fribourg. *Precipitation and plasticity couplings in a 7xxx aluminium alloy : application to thermomechanical treatments for distortion correction of aerospace component*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG, 2009. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/tel-00502536/>. xiii, 9, 11
- [40] Christian B. Fuller, Murray W. Mahoney, Mike Calabrese, and Leanna Micono. 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, April 2010. ISSN 0921-5093. doi : 10.1016/j.msea.2009.11.057. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509309012581>. xiv, 30, 33, 35
- [41] Sabrina Gastebois. *Simulation numérique du soudage FSW à l'aide d'une formulation ALE*. PhD thesis, Paris, ENMP, 2015. URL <http://www.theses.fr/2015ENMP0040>. xiv, 39, 40
- [42] Sabrina Gastebois and Lionel Fourment. Simulation 3d du soudage par frottement malaxage (FSW) à l'aide d'une formulation Arbitrairement Lagrangienne ou Eulérienne (ALE). In *CSMA 2013-11ème colloque national en calcul des structures*, 2013. URL https://hal-mines-paristech.archives-ouvertes.fr/docs/00/84/74/75/PDF/gastebois_CSMA2013.pdf. 14, 42, 44, 46, 135
- [43] F. Gemme, Y. Verreman, L. Dubourg, and M. Jahazi. Numerical analysis of the dwell phase in friction stir welding and comparison with experimental data. *Materials Science and Engineering : A*, 527(16) :4152–4160, June 2010. ISSN 0921-5093. doi : 10.1016/j.msea.2010.03.026. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092150931000300X>. 39, 133
- [44] C. Genevois, A. Deschamps, A. Denquin, and B. Doisneau-cottignies. Quantitative investigation of precipitation and mechanical behaviour for AA2024 friction stir welds. *Acta Materialia*, 53(8) :2447–2458, May 2005. ISSN 1359-6454. doi : 10.1016/j.actamat.2005.02.007. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645405000832>. xiii, xiv, 14, 18, 23, 31
- [45] Cécile Genevois. *Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 & 5000 et comportement mécanique résultant*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG, 2004. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00008244/>. 7, 12
- [46] Landry Giraud, Hugo Robe, Christophe Claudin, Christophe Desrayaud, Philippe Bocher, and Eric Feulvarch. Investigation into the dissimilar friction stir welding of AA7020-T651 and AA6060-T6. *Journal of Materials Processing Technology*, 235 :220–230, September 2016. ISSN 0924-0136. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2016.04.020. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013616301108>. xiv, 2, 16, 18, 26, 28, 29, 35, 36, 58, 60, 66, 72, 135

- [47] H. Gérard, H.ard and J.-C. Ehrtsrom. Friction stir welding of dissimilar alloys for aircraft. In *5th FSW Symposium*, Metz, France, 2004. 28
- [48] F. Gratecap, M. Girard, S. Marya, and G. Racineux. Exploring material flow in friction stir welding : Tool eccentricity and formation of banded structures. *International Journal of Material Forming*, 5(2) :99–107, June 2012. ISSN 1960-6206, 1960-6214. doi : 10.1007/s12289-010-1008-5. URL <http://link.springer.com/10.1007/s12289-010-1008-5>. xiii, 22, 23
- [49] M. Grujicic, T. He, G. Arakere, H. V. Yalavarthy, C. F. Yen, and B. A. Cheeseman. Fully coupled thermomechanical finite element analysis of material evolution during friction-stir welding of AA5083. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture*, 224(4) :609–625, 2010. URL <http://journals.sagepub.com/doi/abs/10.1243/09544054JEM1750>. 38, 45
- [50] M. Grujicic, G. Arakere, C.-F. Yen, and B. A. Cheeseman. Computational Investigation of Hardness Evolution During Friction-Stir Welding of AA5083 and AA2139 Aluminum Alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20(7) :1097–1108, October 2011. ISSN 1059-9495, 1544-1024. doi : 10.1007/s11665-010-9741-y. URL <http://link.springer.com/10.1007/s11665-010-9741-y>. 48, 56, 174
- [51] Ammar Guedoiri. *Contribution à la modélisation et à la simulation numérique du soudage par friction et malaxage*. PhD thesis, Paris, ENSAM, 2012. URL <http://www.theses.fr/2012ENAM0060>. 60
- [52] Simon Guerdoux. *Numerical simulation of the friction stir welding process*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2007. URL <https://pastel.archives-ouvertes.fr/tel-00271234/>. 46
- [53] Michael Hartmann, Stefan Böhm, and Sven Schüddekopf. Influence of Surface Roughness of Tools on the Friction Stir Welding Process. *Journal of Welding and Joining (Vol. 32, No. 6)*, page 12, 2014. URL http://e-jwj.org/upload/JWJ-32-6-_22-28.pdf. 59
- [54] Mohammed M. Hasan, M. Ishak, and M.R.M. Rejab. Effect of backing material and clamping system on the tensile strength of dissimilar AA7075-AA2024 friction stir welds. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, February 2017. ISSN 0268-3768, 1433-3015. doi : 10.1007/s00170-017-0033-7. URL <http://link.springer.com/10.1007/s00170-017-0033-7>. 18, 19, 35, 36, 38, 178
- [55] Kh. A. A. Hassan, P. B. Prangnell, A. F. Norman, D. A. Price, and S. W. Williams. Effect of welding parameters on nugget zone microstructure and properties in high strength aluminium alloy friction stir welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 8(4) :257–268, August 2003. ISSN 1362-1718, 1743-2936. doi : 10.1179/136217103225005480. URL <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/136217103225005480>. 31
- [56] Emmanuel Hersent. *Modélisation intégrée de la précipitation pour le soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium à durcissement structural*. PhD thesis, Grenoble INP, 2010. URL https://www.researchgate.net/profile/Emmanuel_

Hersent/publication/43962948_Integrated_Precipitate_Simulation_for_Friction_Stir_Welding_of_Age_Hardening_Aluminium_Alloys/links/0a85e53b257014383b000000.pdf. 7, 47

- [57] P. Heurtier, M.J. Jones, C. Desrayaud, J.H. Driver, F. Montheillet, and D. Allehaux. Mechanical and thermal modelling of Friction Stir Welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 171(3) :348–357, February 2006. ISSN 09240136. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2005.07.014. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013605007570>. 21
- [58] Thomas Heuze. *Modélisation des couplages fluide/solide dans les procédés d'assemblage à haute température*. PhD thesis, Université Pierre et Marie Curie/Paris 6, 2011. URL http://hal.upmc.fr/file/index/docid/620374/filename/these_Heuze.pdf. xix, 133
- [59] J. Hodowany, G. Ravichandran, A. J. Rosakis, and P. Rosakis. Partition of plastic work into heat and stored energy in metals. *Experimental mechanics*, 40(2) :113–123, 2000. URL <http://www.springerlink.com/index/44T608261X6QK8MP.pdf>. xviii, 122
- [60] C.R Hutchinson, X Fan, S.J Pennycook, and G.J Shiflet. On the origin of the high coarsening resistance of Omega plates in Al-Cu-Mg-Ag Alloys. *Acta Materialia*, 49(14) : 2827–2841, August 2001. ISSN 13596454. doi : 10.1016/S1359-6454(01)00155-0. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645401001550>. 56
- [61] D. Jacquin, B. de Meester, A. Simar, D. Deloison, F. Montheillet, and C. Desrayaud. A simple Eulerian thermomechanical modeling of friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(1) :57–65, January 2011. ISSN 0924-0136. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2010.08.016. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092401361000258X>. 21, 41, 44, 47, 94
- [62] Hamed Jamshidi Aval. Microstructure and residual stress distributions in friction stir welding of dissimilar aluminium alloys. *Materials & Design*, 87 :405–413, December 2015. ISSN 0264-1275. doi : 10.1016/j.matdes.2015.08.050. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127515302999>. 33, 112
- [63] Nejah Jemal. *Contribution à la caractérisation thermique et mécanique de la zone soudée en FSW*. PhD thesis, Arts et Métiers ParisTech, 2011. URL <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00766216/>. 22, 142
- [64] Gordon R Johnson and William H Cook. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. In *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, volume 21, pages 541–547. The Hague, The Netherlands, 1983. 45
- [65] Caroline Jonckheere, Bruno de Meester, Anne Denquin, and Aude Simar. Torque, temperature and hardening precipitation evolution in dissimilar friction stir welds between 6061-T6 and 2014-T6 aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(6) :826 – 837, 2013. ISSN 0924-0136. doi : <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.01.001>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013613000083>. 18

- [66] Paul Kah, E. Hiltunen, and J. Martikainen. Investigation of Hot Cracking in the Welding of Aluminum Alloys (6005 & 6082). In *63rd Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding*, pages 11–17, 2010. URL [https://www.researchgate.net/profile/Paul_Kah/publication/272333209_Investigation_of_Hot_Cracking_in_the_Welding_of_Aluminium_Alloys_\(6005__6082\)/links/54e1c2630cf296663792eda6.pdf](https://www.researchgate.net/profile/Paul_Kah/publication/272333209_Investigation_of_Hot_Cracking_in_the_Welding_of_Aluminium_Alloys_(6005__6082)/links/54e1c2630cf296663792eda6.pdf). 8
- [67] N. Kamp, A. Sullivan, R. Tomasi, and J. D. Robson. Modelling of heterogeneous precipitate distribution evolution during friction stir welding process. *Acta Materialia*, 54(8) :2003–2014, May 2006. ISSN 1359-6454. doi : 10.1016/j.actamat.2005.12.024. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645406000449>. 58, 72
- [68] N. Kamp, A. Sullivan, and J.D. Robson. Modelling of friction stir welding of 7xxx aluminium alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 466(1-2) :246–255, September 2007. ISSN 09215093. doi : 10.1016/j.msea.2007.02.070. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509307003899>. 38
- [69] G. Kermouche, J. Rech, H. Hamdi, and J.M. Bergheau. On the residual stress field induced by a scratching round abrasive grain. *Wear*, 269(1-2) :86–92, May 2010. ISSN 00431648. doi : 10.1016/j.wear.2010.03.012. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164810001158>. 117
- [70] Saad Ahmed Khodir and Toshiya Shibayanagi. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar aluminum joints of AA2024-T3 and AA7075-T6. *Materials transactions*, 48(7) :1928–1937, 2007. URL https://www.jstage.jst.go.jp/article/matertrans/48/7/48_MRA2007042/_article/-char/ja/. 19, 26, 36
- [71] Saad Ahmed Khodir and Toshiya Shibayanagi. Friction stir welding of dissimilar AA2024 and AA7075 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering : B*, 148(1-3) :82–87, February 2008. ISSN 0921-5107. doi : 10.1016/j.mseb.2007.09.024. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921510707005272>. 28
- [72] Dongun Kim, Harsha Badarinarayan, Ji Hoon Kim, Chongmin Kim, Kazutaka Okamoto, R. H. Wagoner, and Kwansoo Chung. Numerical simulation of friction stir butt welding process for AA5083-H18 sheets. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 29(2) :204–215, March 2010. ISSN 0997-7538. doi : 10.1016/j.euromechsol.2009.10.006. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0997753809001235>. 146
- [73] K.N. Krishnan. On the formation of onion rings in friction stir welds. *Materials Science and Engineering : A*, 327(2) :246–251, April 2002. ISSN 09215093. doi : 10.1016/S0921-5093(01)01474-5. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509301014745>. 22
- [74] K. Kumar and Satish V. Kailas. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. *Materials Science and Engineering : A*, 485(1-2) :367–374, June 2008. ISSN 09215093. doi : 10.1016/j.msea.2007.08.013. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509307015419>. xiv, 19, 23, 24

- [75] Thomas Le Jolu. *Etude de l'influence des défauts de soudage sur le comportement plastique et la durée de vie en fatigue de soudures par friction-malaxage d'un alliage Al-Cu-Li*. PhD thesis, Ecole nationale supérieure des mines de Paris, 2011. 7
- [76] Jian Lin, Ninshu Ma, Yongping Lei, and Hidekazu Murakawa. Measurement of residual stress in arc welded lap joints by cos-ray diffraction method. *Journal of Materials Processing Technology*, 243 :387–394, May 2017. ISSN 09240136. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2016.12.021. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013616304629>. 110
- [77] H. Lombard, D. G. Hattingh, A. Steuwer, and M. N. James. Effect of process parameters on the residual stresses in AA5083-H321 friction stir welds. *Materials Science and Engineering : A*, 501(1-2) :119–124, 2009. ISSN 0921-5093. doi : 10.1016/j.msea.2008.09.078. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509308011623>. 112
- [78] Olivier Lorrain. *Analyses expérimentales et numériques du procédé de soudage par friction malaxage fsu*. PhD thesis, Arts et Métiers ParisTech, 2010. URL <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00515112/>. 124, 151
- [79] Olivier Lorrain, Jérôme Serri, Véronique Favier, Hamid Zahrouni, and Mourad El Hadrouz. A contribution to a critical review of friction stir welding numerical simulation. *Journal of mechanics of materials and structures*, 4(2) :351–369, 2009. URL <http://msp.org/jomms/2009/4-2/p11.xhtml>. 38, 45
- [80] Olivier Lorrain, Véronique Favier, Hamid Zahrouni, and Didier Lawrjaniec. Understanding the material flow path of friction stir welding process using unthreaded tools. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(4) :603–609, March 2010. ISSN 09240136. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2009.11.005. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S092401360900404X>. 21
- [81] T Luijendijk. Welding of dissimilar aluminium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 103(1) :29–35, June 2000. ISSN 0924-0136. doi : 10.1016/S0924-0136(00)00415-5. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013600004155>. 14
- [82] T Ma and G den Ouden. Softening behaviour of Al-Zn-Mg alloys due to welding. *Materials Science and Engineering : A*, 266(1-2) :198–204, June 1999. ISSN 0921-5093. doi : 10.1016/S0921-5093(99)00020-9. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509399000209>. 72, 159
- [83] M. W. Mahoney, C. G. Rhodes, J. G. Flintoff, W. H. Bingel, and R. A. Spurling. Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29(7) :1955–1964, 1998. ISSN 1073-5623, 1543-1940. doi : 10.1007/s11661-998-0021-5. URL <http://link.springer.com/article/10.1007/s11661-998-0021-5>. xiv, 9, 31, 32
- [84] Brandon A. McWilliams, Jian H. Yu, and Chian-Fong Yen. Numerical simulation and experimental characterization of friction stir welding on thick aluminum alloy

- AA2139-T8 plates. *Materials Science and Engineering : A*, 585 :243–252, November 2013. ISSN 09215093. doi : 10.1016/j.msea.2013.07.073. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509313008435>. 56, 62
- [85] Rajiv S. Mishra and Mageshwari Komarasamy. Chapter 2 - Physical Metallurgy of 7xxx Alloys. In *Friction Stir Welding of High Strength 7XXX Aluminum Alloys*, pages 5–14. Butterworth-Heinemann, 2016. ISBN 978-0-12-809465-5. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780128094655000027>. DOI : 10.1016/B978-0-12-809465-5.00002-7. 8
- [86] Rajiv S. Mishra and Mageshwari Komarasamy. Chapter 6 - Mechanical Properties. In *Friction Stir Welding of High Strength 7XXX Aluminum Alloys*, pages 49–90. Butterworth-Heinemann, 2016. ISBN 978-0-12-809465-5. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780128094655000064>. DOI : 10.1016/B978-0-12-809465-5.00006-4. 9, 30, 31
- [87] Rajiv S. Mishra and Mageshwari Komarasamy. Chapter 5 - Microstructural Evolution. In *Friction Stir Welding of High Strength 7XXX Aluminum Alloys*, pages 29–47. Butterworth-Heinemann, 2016. ISBN 978-0-12-809465-5. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780128094655000052>. DOI : 10.1016/B978-0-12-809465-5.00005-2. 9
- [88] Rajiv S. Mishra and Harpreet Sidhar. Chapter 2 - physical metallurgy of 2xxx aluminum alloys. In Rajiv S. Mishra, , and Harpreet Sidhar, editors, *Friction Stir Welding of 2XXX Aluminum Alloys Including Al-Li Alloys*, pages 15 – 36. Butterworth-Heinemann, 2017. ISBN 978-0-12-805368-3. doi : <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-805368-3.00002-9>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780128053683000029>. 7
- [89] Rajiv S. Mishra and Harpreet Sidhar. Chapter 3 - temperature evolution and thermal management during {FSW} of 2xxx alloys. In Rajiv S. Mishra, , and Harpreet Sidhar, editors, *Friction Stir Welding of 2XXX Aluminum Alloys Including Al-Li Alloys*, pages 37 – 46. Butterworth-Heinemann, 2017. ISBN 978-0-12-805368-3. doi : <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-805368-3.00003-0>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780128053683000030>. 18
- [90] Rajiv S Mishra, Partha Sarathi De, and Nilesh Kumar. *Friction stir welding and processing : science and engineering*. 2014. ISBN 9783319070438 3319070436 3319070428 9783319070421. URL <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-319-07043-8>. 14, 122
- [91] R.S. Mishra and Z.Y. Ma. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering : R : Reports*, 50(1-2) :1–78, August 2005. ISSN 0927796X. doi : 10.1016/j.mser.2005.07.001. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0927796X05000768>. 14, 18
- [92] Alexandre Mondelin, Frédéric Valiorgue, Eric Feulvarch, Joël Rech, and Michel Co-ret. Calibration of the insert/tool holder thermal contact resistance in stationary 3d turning. *Applied Thermal Engineering*, 55(1-2) :17–25, June 2013. ISSN 13594311. doi : 10.1016/j.applthermaleng.2013.02.012. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359431113001178>. 126

- [93] Thilo F. Morgeneyer, Jacques Besson, Henry Proudhon, M. J. Starink, and I. Sinclair. Experimental and computational analysis of toughness anisotropy in an AA2139 Al-alloy for aerospace applications. In *ICF12, Ottawa 2009*, 2013. URL <http://www.gruppofrattura.it/ocs/index.php/ICF/ICF12/paper/download/1261/8964>. 56
- [94] A. Cabello Muñoz, G. Rückert, B. Huneau, X. Sauvage, and S. Marya. Comparison of TIG welded and friction stir welded Al-4.5mg-0.26sc alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 197(1-3) :337–343, 2008. ISSN 0924-0136. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2007.06.035. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013607006280>. 85
- [95] L. E. Murr. A review of FSW research on dissimilar metal and alloy systems. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 19(8) :1071–1089, November 2010. ISSN 1059-9495, 1544-1024. doi : 10.1007/s11665-010-9598-0. URL <http://link.springer.com/10.1007/s11665-010-9598-0>. xiv, 21, 25, 26, 36
- [96] Ionut Negreanu. *Détermination de la température à partir de la radiation infrarouge au cours des essais dynamiques*. PhD thesis, Ecole Polytechnique, 2009. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/pastel-00005792/document>. 122
- [97] Wenxiao Pan, Dongsheng Li, Alexandre M. Tartakovsky, Said Ahzi, Marwan Khraisheh, and Moe Khaleel. A new smoothed particle hydrodynamics non-Newtonian model for friction stir welding : Process modeling and simulation of microstructure evolution in a magnesium alloy. *International Journal of Plasticity*, 48 :189–204, September 2013. ISSN 0749-6419. doi : 10.1016/j.ijplas.2013.02.013. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641913000582>. 42
- [98] S.-K. Park, S.-T. Hong, J.-H. Park, K.-Y. Park, Y.-J. Kwon, and H.-J. Son. Effect of material locations on properties of friction stir welding joints of dissimilar aluminium alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(4) :331–336, May 2010. ISSN 1362-1718, 1743-2936. doi : 10.1179/136217110X12714217309696. URL <http://www.maneyonline.com/doi/abs/10.1179/136217110X12714217309696>. 16, 28
- [99] M. Peel, A. Steuwer, M. Preuss, and P.J. Withers. Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds. *Acta Materialia*, 51(16) :4791–4801, September 2003. ISSN 13596454. doi : 10.1016/S1359-6454(03)00319-7. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645403003197>. xiv, 33
- [100] I. J. Polmear. Recent Developments in Light Alloys. *Materials Transactions*, 37(1) : 12–31, 1996. xiii, 7, 9, 11, 56
- [101] Paul S. Prevey. X-Ray Diffraction Residual Stress Techniques. volume 10 of *Metals Handbook*, pages 380–392. ASM International, 1986. URL <http://www.lambdatechs.com/documents/200.pdf>. 109
- [102] Michael B. Prime, Thomas Gnäupel-Herold, John A. Baumann, Richard J. Lederich, David M. Bowden, and Robert J. Sebring. Residual stress measurements in a thick,

- dissimilar aluminum alloy friction stir weld. *Acta Materialia*, 54(15) :4013–4021, September 2006. ISSN 1359-6454. doi : 10.1016/j.actamat.2006.04.034. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645406003223>. 112
- [103] Umberto Prisco, Antonino Squillace, Antonello Astarita, and Carla Velotti. Influence of welding parameters and post-weld aging on tensile properties and fracture location of AA2139-T351 friction-stir-welded joints. *Materials Research*, 16(5) :1106–1112, October 2013. ISSN 1516-1439. doi : 10.1590/S1516-14392013005000099. URL http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392013000500021&lng=en&nrm=iso&tlng=en. xiv, 34, 36, 56
- [104] Quentin Puydt. *Comportement mécanique de soudures en alliage d'aluminium de la série 7xxx : de la microstructure À la modélisation de la rupture*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG, 2012. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00803819/>. 47, 72, 98, 174
- [105] Rahul Jain, Kanchan Kumari, Ramkumar Kesharwani, Sachin Kumar, Surjya K Pal, Shiv Brat Singh, Sushanta K. Panda, and Arun Kumar Samantaray. Friction stir welding : scope and recent development. In J. Paulo Davim, editor, *Modern Manufacturing Engineering, Materials Forming, Machining and Tribology*. Springer International Publishing, Cham, 2015. ISBN 978-3-319-20151-1 978-3-319-20152-8. URL <http://link.springer.com/10.1007/978-3-319-20152-8>. DOI : 10.1007/978-3-319-20152-8. 59
- [106] R Rai, A De, H K D H Bhadeshia, and T DebRoy. Review : friction stir welding tools. *Science and Technology of Welding and Joining*, 16(4) :325–342, May 2011. ISSN 1362-1718, 1743-2936. doi : 10.1179/1362171811Y.0000000023. URL <http://www.maneyonline.com/doi/abs/10.1179/1362171811Y.0000000023>. 38
- [107] Guillaume Rückert, Myriam Chargy, François Cortial, and François Jorez. Evaluation of FSW on High Yield Strength Steels for Shipbuilding. *Materials Science Forum*, 783-786 : 1776–1781, May 2014. ISSN 1662-9752. doi : 10.4028/www.scientific.net/MSF.783-786.1776. URL <http://www.scientific.net/MSF.783-786.1776>. 18
- [108] A. P. Reynolds, W. Tang, Z. Khandkar, J. A. Khan, and K. Lindner. Relationships between weld parameters, hardness distribution and temperature history in alloy 7050 friction stir welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 10(2) :190–199, April 2005. ISSN 1362-1718, 1743-2936. doi : 10.1179/174329305X37024. URL <http://www.maneyonline.com/doi/abs/10.1179/174329305X37024>. 31
- [109] Anthony P. Reynolds. Friction stir welding of aluminium alloys. *Handbook of aluminium*, 2 :579–700, 2003. URL <http://scholar.google.com/scholar?cluster=16082193042362108789&hl=en&oi=scholar>. xiv, 30
- [110] Hugo Robe, Yasser Zedan, Jianqiang Chen, Eric Feulvarch, and Philippe Bocher. Microstructural and mechanical characterization of a dissimilar friction stir welded butt joint made of AA2024-T3 and AA2198-T3. *Materials Characterization*, October 2015. ISSN 10445803. doi : 10.1016/j.matchar.2015.10.029. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1044580315300322>. 24, 26, 36, 60, 112

- [111] J. D. Robson and A. Sullivan. Process model for strength of age hardenable aluminium alloy welds. *Materials Science and Technology*, 22(2) :146–152, February 2006. ISSN 0267-0836, 1743-2847. doi : 10.1179/174328406X81603. URL <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/174328406X81603>. xv, 31, 47, 48, 174
- [112] Clayton Ruud. Residual Stress Measurement. In George Totten and D Scott MacKenzie, editors, *Analytical Characterization of Aluminum, Steel, and Superalloys*, pages 429–471. CRC Press, October 2005. ISBN 978-0-8247-5843-1 978-1-4200-3036-5. URL <http://www.crcnetbase.com/doi/abs/10.1201/9781420030365.ch8>. 109
- [113] Yutaka S. Sato, Seung Hwan C. Park, and Hiroyuki Kokawa. Microstructural factors governing hardness in friction-stir welds of solid-solution-hardened Al alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32(12) :3033–3042, December 2001. ISSN 1073-5623, 1543-1940. doi : 10.1007/s11661-001-0178-7. URL <http://link.springer.com/10.1007/s11661-001-0178-7>. xiv, 33
- [114] Vincent Savaria. *Contraintes résiduelles et leurs impacts sur l'amorçage de fissures en fatigue de flexion dans des engrenages aéronautiques durcis superficiellement par induction*. PhD thesis, Ecole de technologie supérieure, 2014. URL <http://espace.etsmtl.ca/1280/>. 109
- [115] Dwight D. Showalter, Brian E. Placzankis, and Matthew S. Burkins. Ballistic performance testing of aluminum alloy 5059-H131 and 5059-H136 for armor applications. Technical report, DTIC Document, 2008. URL <http://oai.dtic.mil/oai/oai?verb=getRecord&metadataPrefix=html&identifier=ADA481408>. 13
- [116] A. Simar, C. Jonckheere, K. Deplus, T. Pardoën, and B. de Meester. Comparing similar and dissimilar friction stir welds of 2017-6005a aluminium alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(3) :254–259, April 2010. ISSN 1362-1718, 1743-2936. doi : 10.1179/136217110X12665048207737. URL <http://www.maneyonline.com/doi/abs/10.1179/136217110X12665048207737>. xiv, 16, 28, 36, 37, 66
- [117] A. Simar, Y. Bréchet, B. de Meester, A. Denquin, C. Gallais, and T. Pardoën. Integrated modeling of friction stir welding of 6xxx series Al alloys : Process, microstructure and properties. *Progress in Materials Science*, 57(1) :95–183, January 2012. ISSN 0079-6425. doi : 10.1016/j.pmatsci.2011.05.003. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0079642511000752>. xv, 48, 49, 174
- [118] Vijay Soundararajan, Srdja Zekovic, and Radovan Kovacevic. Thermo-mechanical model with adaptive boundary conditions for friction stir welding of Al 6061. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(14) :1577–1587, November 2005. ISSN 0890-6955. doi : 10.1016/j.ijmachtools.2005.02.008. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695505000672>. 40
- [119] A. Steuwer, M. J. Peel, and P. J. Withers. Dissimilar friction stir welds in AA5083 - AA6082 : The effect of process parameters on residual stress. *Materials Science and Engineering : A*, 441(1–2) :187–196, 2006. ISSN 0921-5093. doi : 10.1016/j.msea.2006.08.012. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509306017266>. 111, 112

- [120] A. Steuwer, M. Dumont, J. Altenkirch, S. Biroasca, A. Deschamps, P.B. Prangnell, and P.J. Withers. A combined approach to microstructure mapping of an Al-Li AA2199 friction stir weld. *Acta Materialia*, 59(8) :3002–3011, May 2011. ISSN 13596454. doi : 10.1016/j.actamat.2011.01.040. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645411000565>. 30
- [121] Michel Stucky and Roger Develay. Traitements thermiques des alliages d'aluminium. *Techniques de l'Ingénieur*, TIB364DUO(m1290), 2012. URL <http://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/materiaux-th11/traitements-thermiques-des-aciers-des-alliages-et-des-fontes-42364210/traitements-thermiques-des-alliages-d-aluminium-m1290/>. 9
- [122] Hao Su, Chuan Song Wu, Marcel Bachmann, and Michael Rethmeier. Numerical modeling for the effect of pin profiles on thermal and material flow characteristics in friction stir welding. *Materials & Design*, 77 :114–125, July 2015. ISSN 0261-3069. doi : 10.1016/j.matdes.2015.04.012. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306915001806>. 38
- [123] J.-Q Su, T.W Nelson, R Mishra, and M Mahoney. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium. *Acta Materialia*, 51(3) :713–729, February 2003. ISSN 13596454. doi : 10.1016/S1359-6454(02)00449-4. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645402004494>. xvi, 72, 73
- [124] Michael A. Sutton, B. Yang, Anthony P. Reynolds, and R. Taylor. Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum. *Materials science and engineering : A*, 323(1) :160–166, 2002. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509301013582>. 24, 32
- [125] W. Tang, X. Guo, J. C. McCLURE, L. E. Murr, and A. Nunes. Heat Input and Temperature Distribution in Friction Stir Welding. *Journal of Materials Processing & Manufacturing Science*, 7(2) :163–172, October 1998. ISSN 10620656. doi : 10.1106/55TF-PF2G-JBH2-1Q2B. URL <http://techpub.metapress.com/link.asp?target=contribution&id=55TFPF2GJBH21Q2B>. 135
- [126] Alexandre Tartakovsky, Glenn Grant, Xin Sun, and Moe Khaleel. Modeling of Friction Stir Welding (FSW) Process with Smooth Particle Hydrodynamics (SPH). April 2006. doi : 10.4271/2006-01-1394. URL <http://papers.sae.org/2006-01-1394/>. 42
- [127] G.I. Taylor and H. Quinney. The Latent Energy Remaining in a Metal after Cold Working. *Proceeding of the Royal Society A*, 143(849), 1934. doi : 10.1098/rspa.1934.0004. URL <http://rspa.royalsocietypublishing.org/content/royprsa/143/849/307.full.pdf>. 121
- [128] Inigo Terreros. *Modélisation DEM thermo-mécanique d'un milieu continu. Vers la simulation du procédé FSW*. PhD thesis. 42
- [129] D. Texier, Y. Zedan, T. Amoros, E. Feulvarch, J-C. Stinville, and P. Bocher. Near-surface mechanical heterogeneities in a dissimilar aluminum alloys friction stir welded joint. *Materials & Design*, 108 :217–229, October 2016. ISSN 02641275. doi :

- 10.1016/j.matdes.2016.06.091. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S026412751630853X>. 24, 26, 27, 66, 98, 103
- [130] W. M. Thomas, P. L. Threadgill, and E. D. Nicholas. Feasibility of friction stir welding steel. *Science and Technology of Welding & Joining*, 4(6) :365–372, 1999. URL <http://www.maneyonline.com/doi/abs/10.1179/136217199101538012>. 14, 17, 18
- [131] W.M. Thomas, M.G. Murch, E.D. Nicholas, P. Temple-Smith, J.C. Needham, and C.J. Dawes. Improvements relating to friction welding, May 17 1995. URL <https://www.google.fr/patents/EP0653265A2?cl=en>. EP Patent App. EP19,940,120,385. 14
- [132] Brian Thompson, Kevin Doherty, Craig Niese, Mike Eff, Tim Stotler, Zak Pramann, John Seaman, Roger Spencer, and Perry White. Friction stir welding of thick section aluminum for military vehicle applications. Technical report, DTIC Document, 2012. URL <http://oai.dtic.mil/oai/oai?verb=getRecord&metadataPrefix=html&identifier=ADA574537>. 25
- [133] Abdelaziz Timesli. *Simulation du soudage par friction et malaxage à l'aide de méthodes sans maillage*. PhD thesis, Université de Lorraine, 2013. URL http://docnum.univ-lorraine.fr/public/DDOC_T_2013_0111_TIMESLI.pdf. 42
- [134] A. Tongne, C. Desrayaud, M. Jahazi, and E. Feulvarch. On material flow in Friction Stir Welded Al alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 239 :284–296, January 2017. ISSN 0924-0136. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.030. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013616303065>. 22, 25, 44, 174
- [135] P. Ulysse. Three-dimensional modeling of the friction stir-welding process. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 42(14) :1549–1557, November 2002. ISSN 0890-6955. doi : 10.1016/S0890-6955(02)00114-1. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695502001141>. 38, 135
- [136] N. Vanderesse, M. Lagacé, F. Bridier, and P. Bocher. An Open Source Software for the Measurement of Deformation Fields by Means of Digital Image Correlation. *Microscopy and Microanalysis*, 19(S2) :820–821, August 2013. ISSN 1431-9276, 1435-8115. doi : 10.1017/S1431927613006090. URL http://www.journals.cambridge.org/abstract_S1431927613006090. 98, 99
- [137] Christian Vargel. Metallurgie de l'aluminium. *Techniques de l'Ingénieur - Metaux et alliages, matériaux magnetiques et multimateriaux*, base documentaire : TIB357DUO.(ref. article : m4663), 2010. URL <http://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/materiaux-th11/metaux-et-alliages-materiaux-magnetiques-et-multimateriaux-42357210/metallurgie-de-l-aluminium-m4663/>. fr. 13, 58
- [138] Carla Velotti, Antonello Astarita, Pasquale Buonadonna, Gennaro Dionoro, Antonio Langella, Valentino Paradiso, Umberto Prisco, Fabio Scherillo, Antonino Squillace, and Aurelio Tronci. FSW of AA 2139 Plates : Influence of the Temper State on the Mechanical Properties. *Key Engineering Materials*, 554-557 :1065–1074, June 2013.

ISSN 1662-9795. doi : 10.4028/www.scientific.net/KEM.554-557.1065. URL <http://www.scientific.net/KEM.554-557.1065>. 57

- [139] F. F. Wang, W. Y. Li, J. Shen, Z. H. Zhang, J. L. Li, and J. F. dos Santos. Global and local mechanical properties and microstructure of Bobbin tool friction-stir-welded Al-Li alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*, 21(6) :479–483, August 2016. ISSN 1362-1718, 1743-2936. doi : 10.1080/13621718.2015.1132128. URL <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/13621718.2015.1132128>. 98
- [140] James C Williams and Edgar A Starke. Progress in structural materials for aerospace systems. *Acta Materialia*, 51(19) :5775–5799, November 2003. ISSN 13596454. doi : 10.1016/j.actamat.2003.08.023. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645403005020>. xiii, 7, 8
- [141] Hao Wu, Ying-Chun Chen, David Strong, and Phil Prangnell. Stationary shoulder FSW for joining high strength aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 221 :187–196, July 2015. ISSN 09240136. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2015.02.015. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013615000588>. 31
- [142] S Xu. A study of texture patterns in friction stir welds. *Acta Materialia*, 56(6) :1326–1341, April 2008. ISSN 13596454. doi : 10.1016/j.actamat.2007.11.016. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645407007938>. 19, 25, 112
- [143] Weifeng Xu, Jinhe Liu, and Hongqiang Zhu. Analysis of residual stresses in thick aluminum friction stir welded butt joints. *Materials & Design*, 32(4) :2000–2005, 2011. ISSN 0261-3069. doi : 10.1016/j.matdes.2010.11.062. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306910006886>. 112
- [144] J. Yan and A. P. Reynolds. Effect of initial base metal temper on mechanical properties in AA7050 friction stir welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 14(4) : 282–287, May 2009. ISSN 1362-1718, 1743-2936. doi : 10.1179/136217109X406910. URL <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/136217109X406910>. xiv, 9, 33, 34
- [145] J. H. Yan, M. A. Sutton, and A. P. Reynolds. Processing and banding in AA2524 and AA2024 friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 12(5) : 390–401, July 2007. ISSN 1362-1718, 1743-2936. doi : 10.1179/174329307X213639. URL <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/174329307X213639>. 22, 32
- [146] Junhui Yan, M. A. Sutton, and A. P. Reynolds. Process-structure property relationships for nugget and heat affected zone regions of AA2524-T351 friction stir welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 10(6) :725–736, December 2005. ISSN 1362-1718, 1743-2936. doi : 10.1179/174329305X68778. URL <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/174329305X68778>. xiii, 19, 20
- [147] Bangcheng Yang, Junhui Yan, Michael A Sutton, and Anthony P Reynolds. Banded microstructure in AA2024-T351 and AA2524-T351 aluminum friction stir welds. *Materials Science and Engineering : A*, 364(1-2) :55–65, January 2004. ISSN 09215093. doi : 10.1016/S0921-5093(03)00532-X. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S092150930300532X>. 25, 32

- [148] Jian Yang. *Etude expérimentale et modélisation du formage superplastique d'un alliage d'aluminium Al7475*. PhD thesis, ENSAM Angers, 2014. 45, 46, 120
- [149] Tae-Jin Yoon, Jung-Gil Yun, and Chung-Yun Kang. Formation mechanism of typical onion ring structures and void defects in friction stir lap welded dissimilar aluminum alloys. *Materials & Design*, 90 :568–578, January 2016. ISSN 0264-1275. doi : 10.1016/j.matdes.2015.11.014. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127515307565>. 22, 24, 94
- [150] Y N Zhang, X Cao, S Larose, and P Wanjara. Review of tools for friction stir welding and processing. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 51(3) :250–261, July 2012. ISSN 0008-4433, 1879-1395. doi : 10.1179/1879139512Y.0000000015. URL <http://www.maneyonline.com/doi/abs/10.1179/1879139512Y.0000000015>. 38
- [151] Juan Zhao, Feng Jiang, Haigen Jian, Kang Wen, Long Jiang, and Xiaobo Chen. Comparative investigation of tungsten inert gas and friction stir welding characteristics of Al-Mg-Sc alloy plates. *Materials & Design*, 31(1) :306–311, January 2010. ISSN 02613069. doi : 10.1016/j.matdes.2009.06.012. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S026130690900291X>. 14

ANNEXE A

Annexes du Chapitre 2

A.1 Microdureté dans les joints soudés

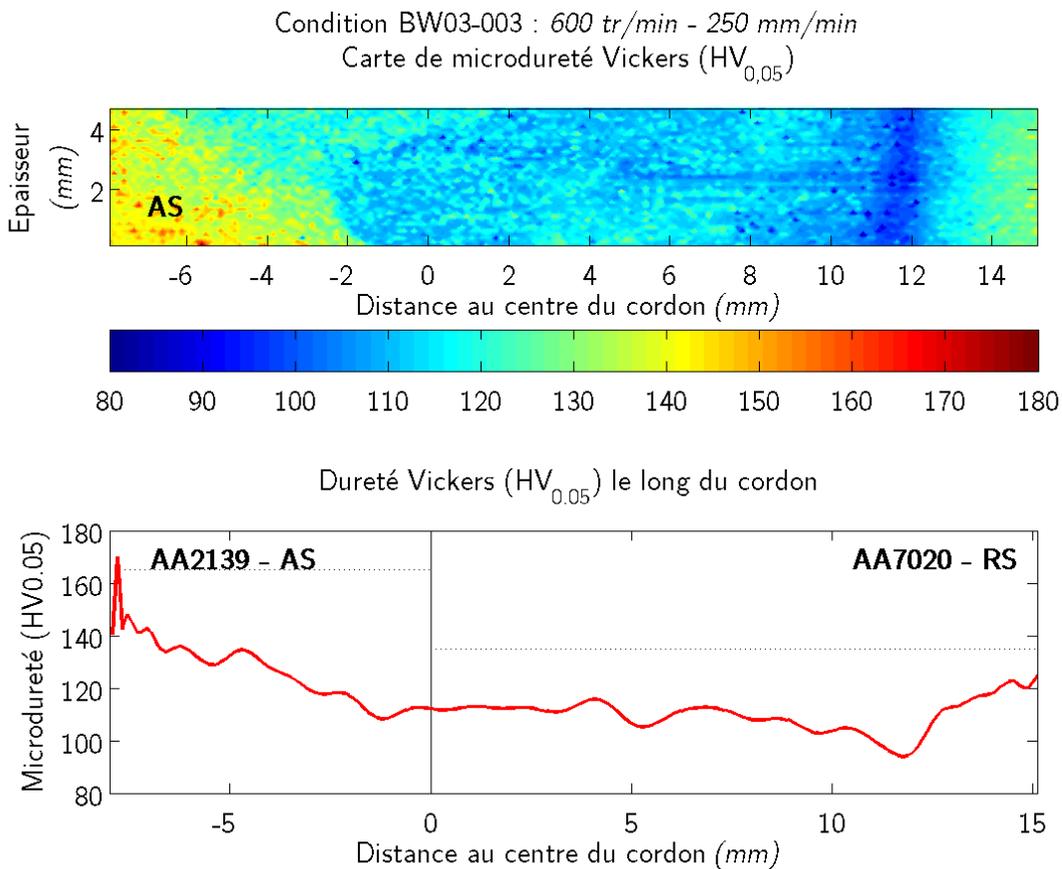


FIGURE A.1 – Comparaison entre carte et profil de dureté pour la condition 003.

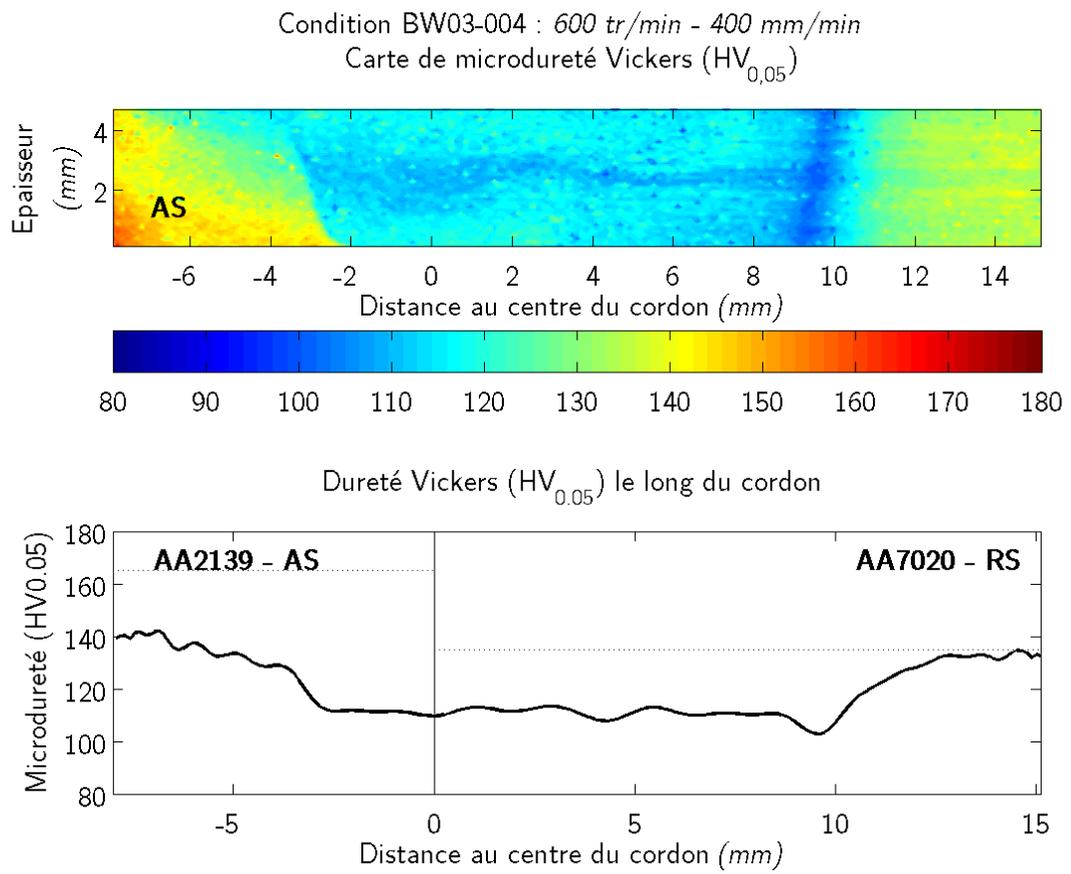


FIGURE A.2 – Comparaison entre carte et profil de dureté pour la condition 004.

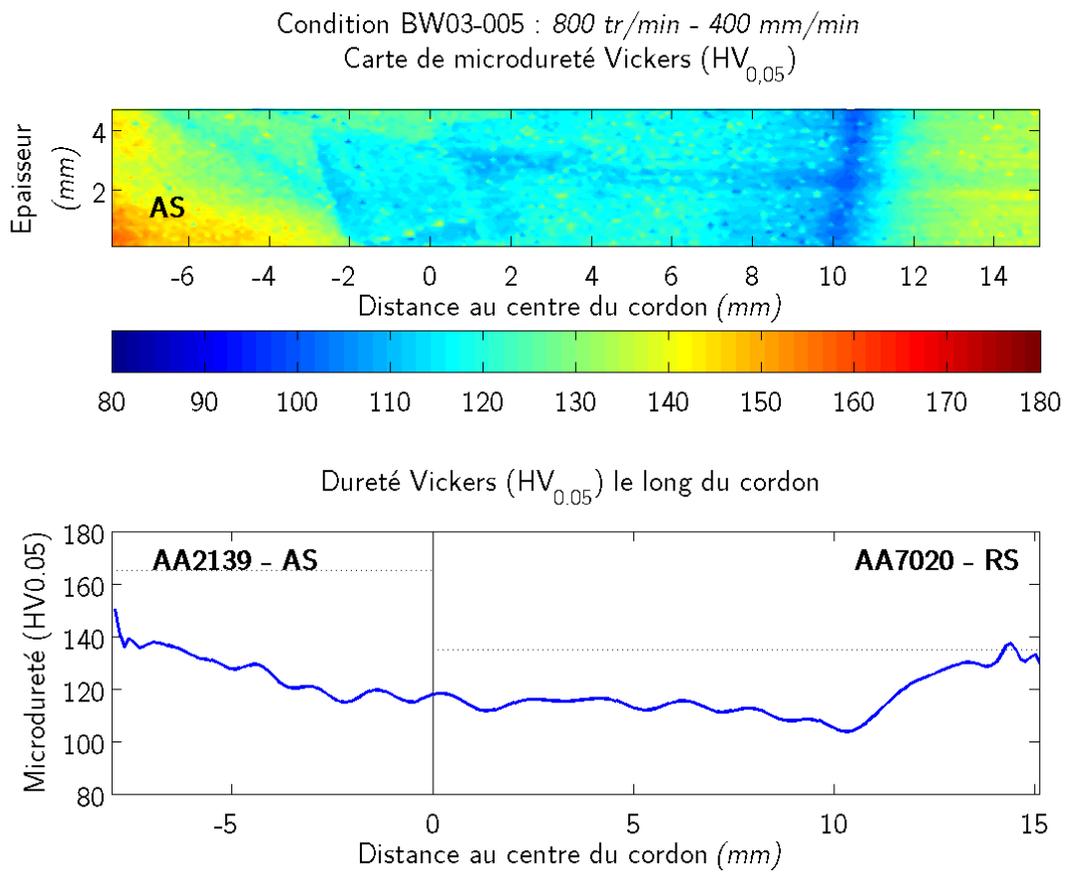


FIGURE A.3 – Comparaison entre carte et profil de dureté pour la condition 005.

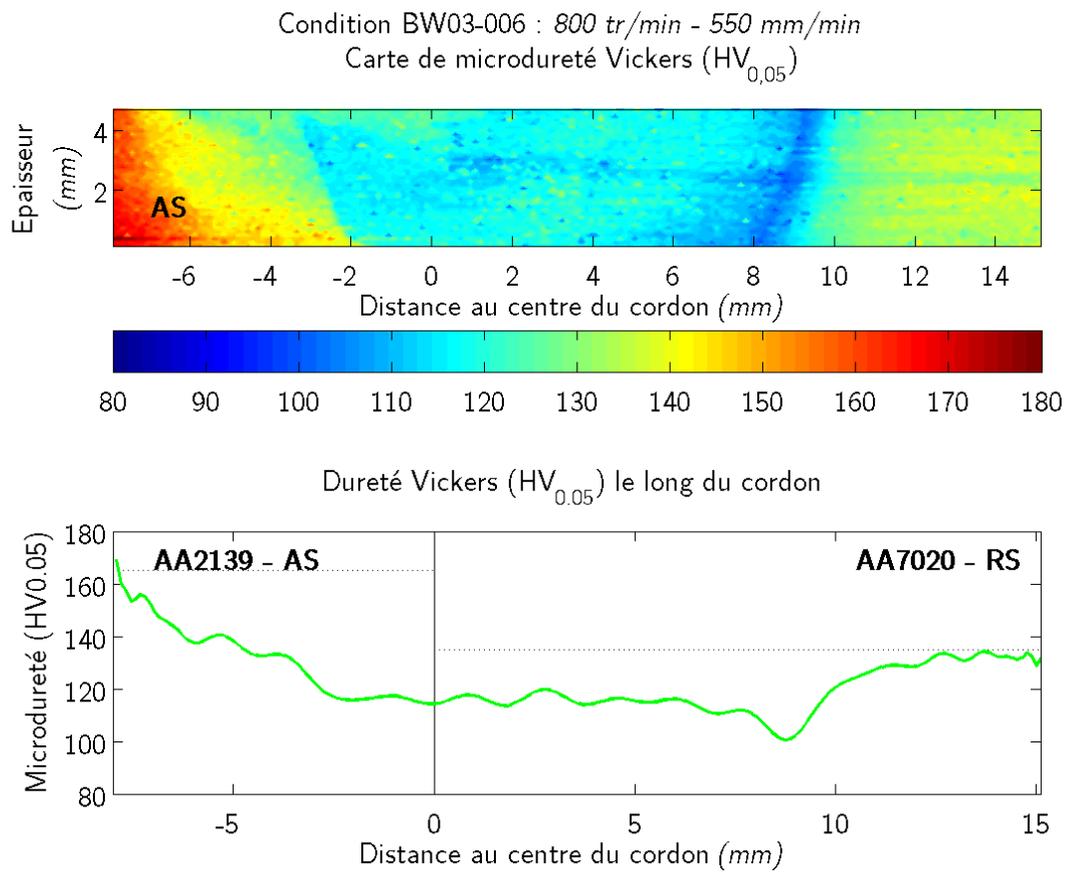


FIGURE A.4 – Comparaison entre carte et profil de dureté pour la condition 006.

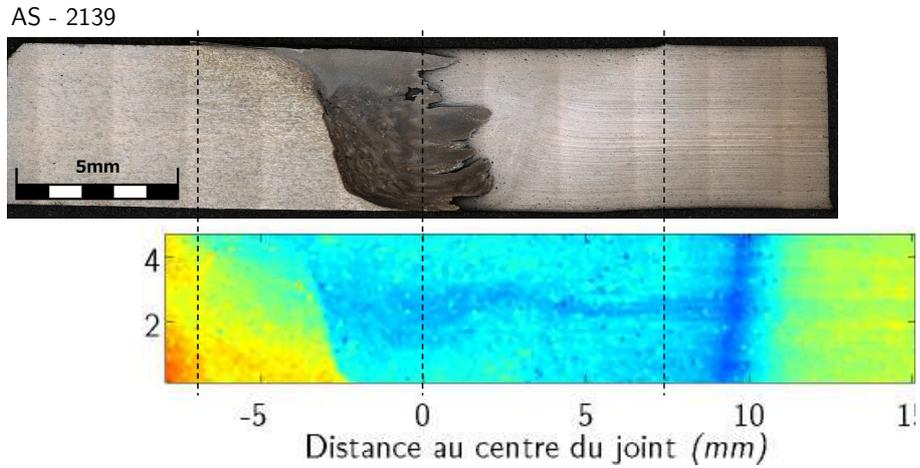


FIGURE A.7 – Comparaison entre macrographie optique et les carte de microdureté associée, dans une coupe transverse du joint, pour la condition 004 (600 *tr/min* - 400 *mm/min*). Les traits pointillés verticaux représentent le centre du joint et le bord de l'épaulement de l'outil.

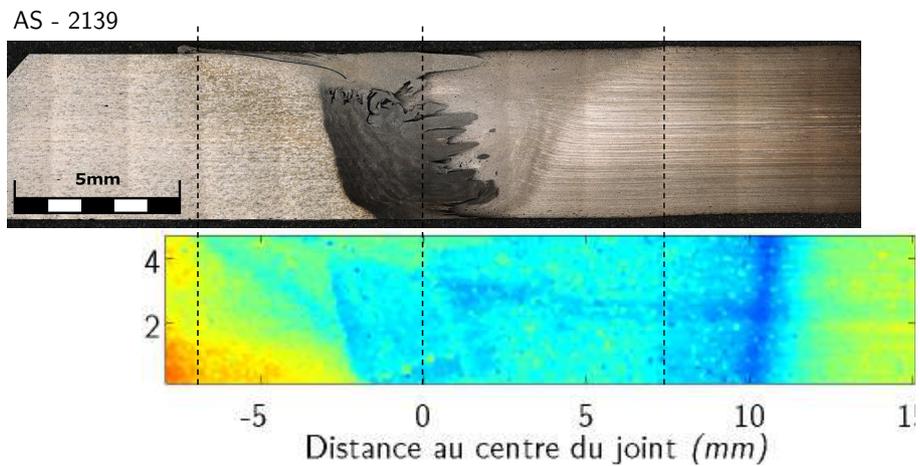


FIGURE A.8 – Comparaison entre macrographie optique et les carte de microdureté associée, dans une coupe transverse du joint, pour la condition 005 (800 *tr/min* - 400 *mm/min*). Les traits pointillés verticaux représentent le centre du joint et le bord de l'épaulement de l'outil.

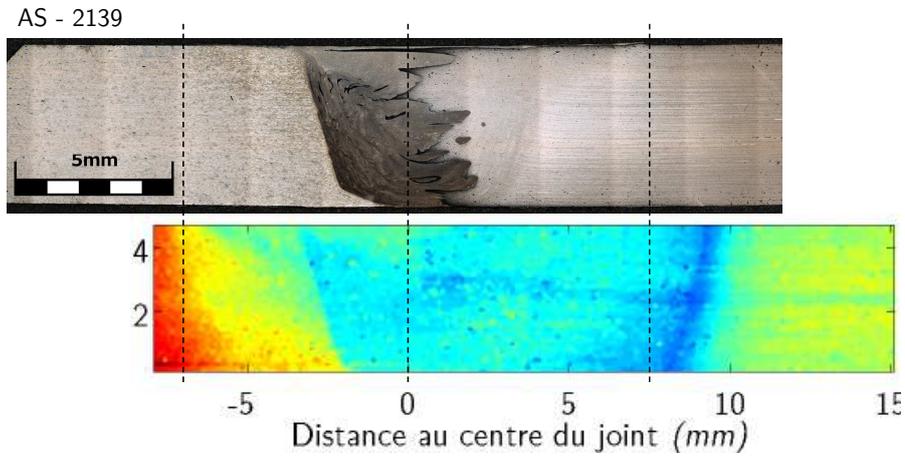


FIGURE A.9 – Comparaison entre macrographie optique et les carte de microdureté associée, dans une coupe transverse du joint, pour la condition 006 ($800 \text{ tr/min} - 550 \text{ mm/min}$). Les traits pointillés verticaux représentent le centre du joint et le bord de l'épaulement de l'outil.

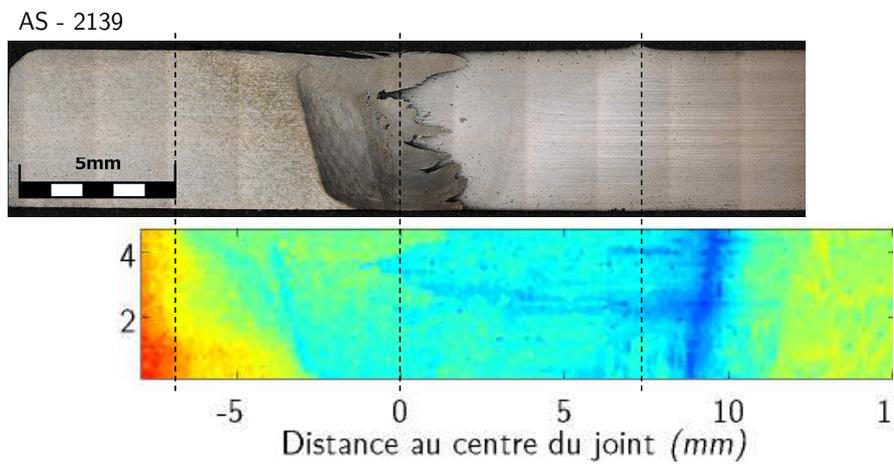
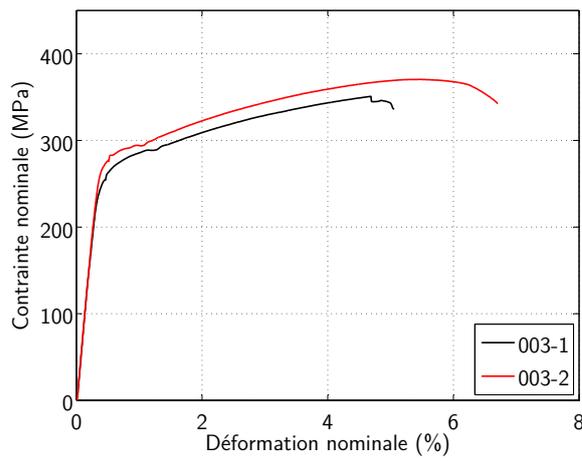


FIGURE A.10 – Comparaison entre macrographie optique et les carte de microdureté associée, dans une coupe transverse du joint, pour la condition 007 ($1000 \text{ tr/min} - 550 \text{ mm/min}$). Les traits pointillés verticaux représentent le centre du joint et le bord de l'épaulement de l'outil.

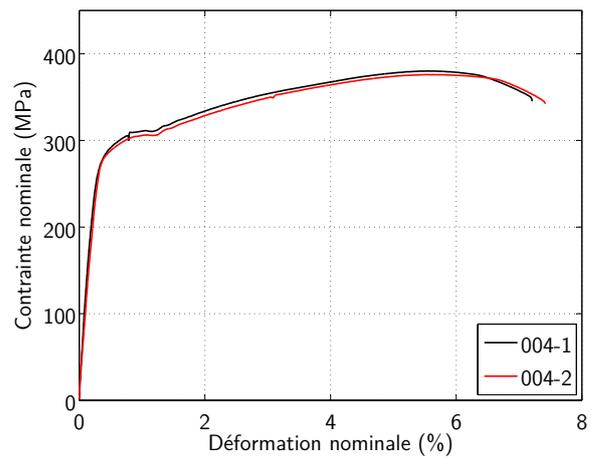
ANNEXE B

Annexes du Chapitre 3

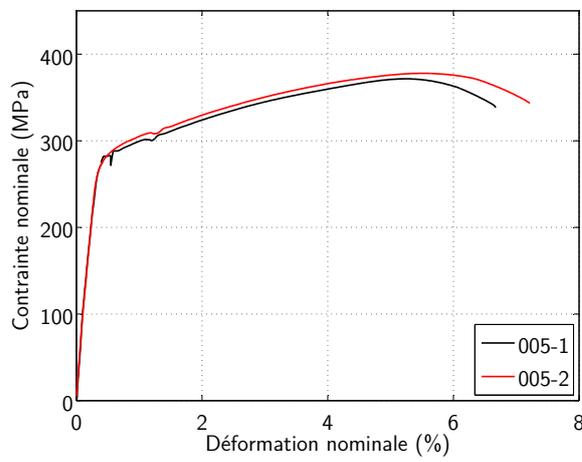
B.1 Résultats de traction sur micro-éprouvettes soudées



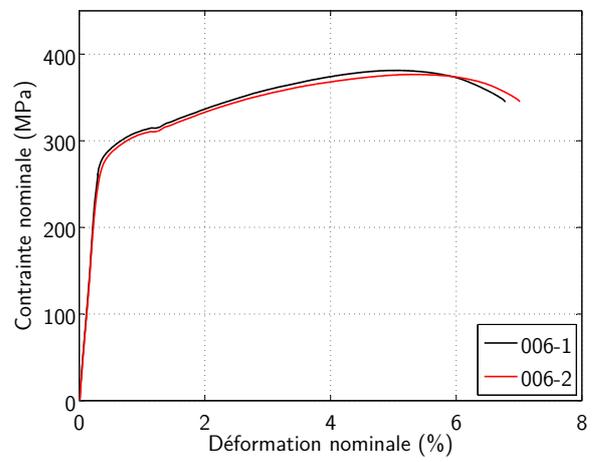
(a)



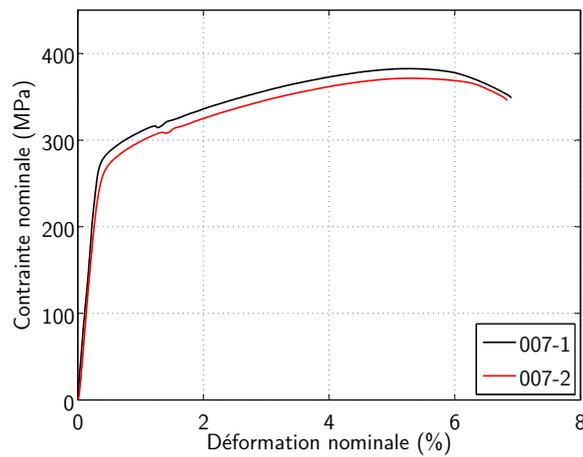
(b)



(c)



(d)



(e)

FIGURE B.1 – Courbes contrainte-déformation globales sur micro-éprouvettes de traction 2139 / 7020 pour les 5 paramètres de soudage.

B.2 Résultats de corrélation d'images

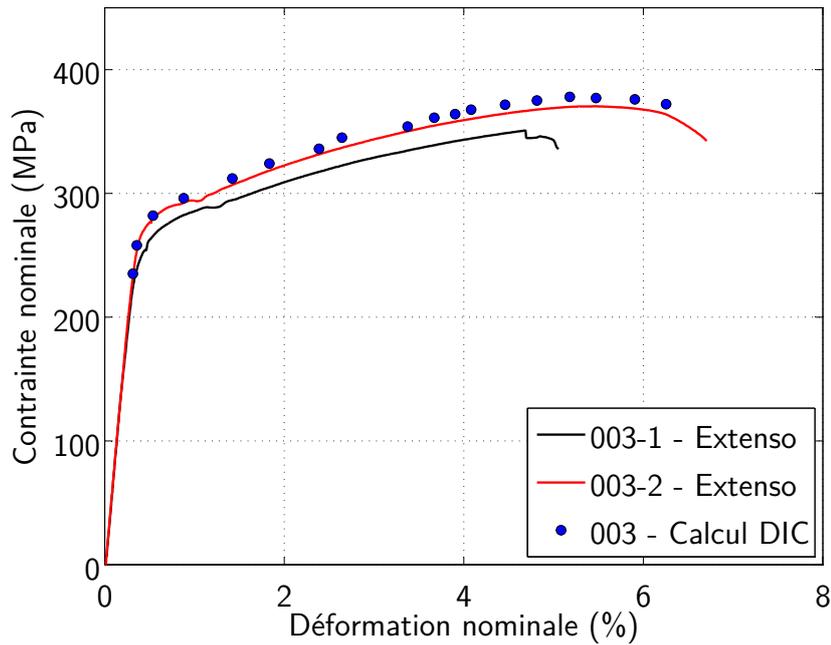


FIGURE B.2 – Courbes contrainte / déformation sur micro-éprouvettes avec mesures de déformation par extensomètre et par calcul DIC. Comparaison pour la condition 003 (600 *tr/min* - 250 *mm/min*).

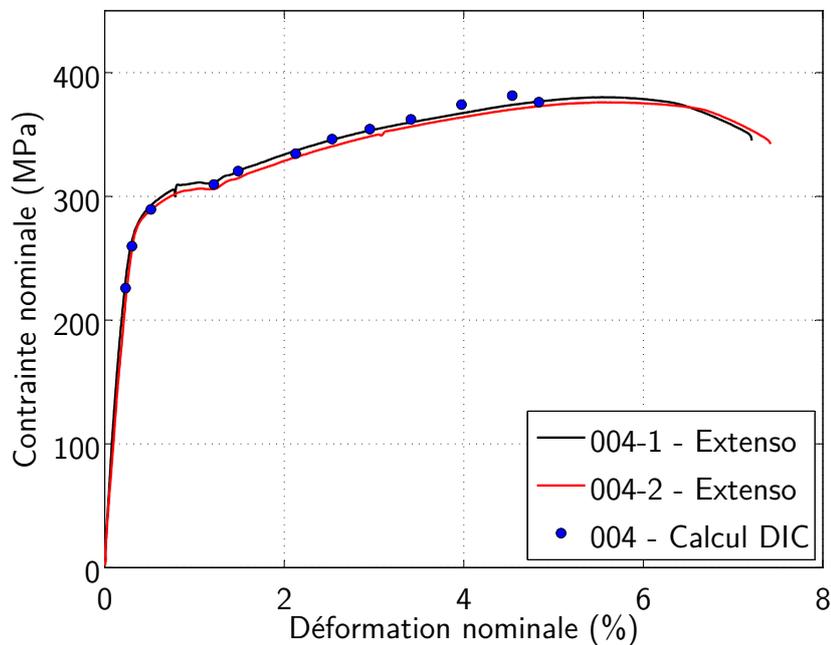


FIGURE B.3 – Courbes contrainte / déformation sur micro-éprouvettes avec mesures de déformation par extensomètre et par calcul DIC. Comparaison pour la condition 004 (600 *tr/min* - 400 *mm/min*).

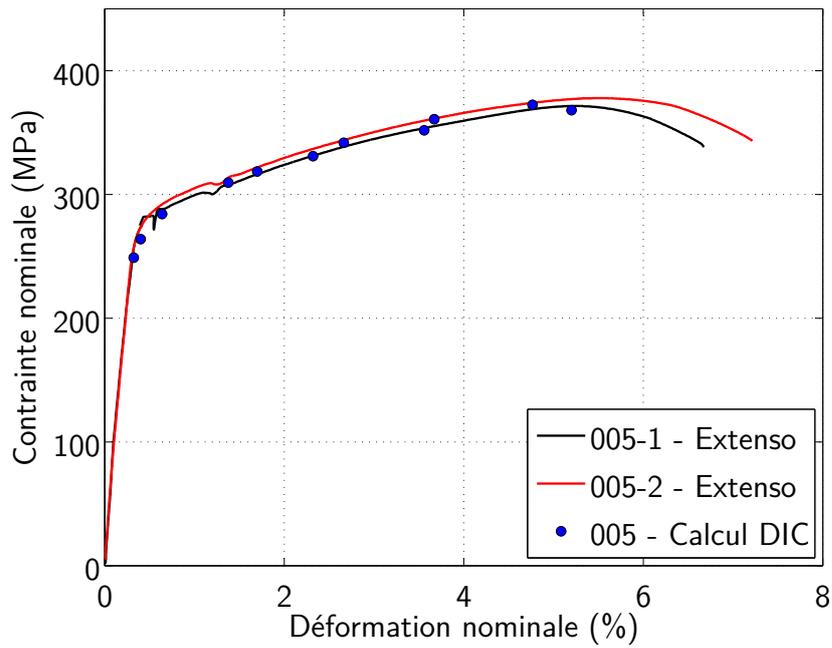


FIGURE B.4 – Courbes contrainte / déformation sur micro-éprouvettes avec mesures de déformation par extensomètre et par calcul DIC. Comparaison pour la condition 005 (800 tr/min - 400 mm/min).

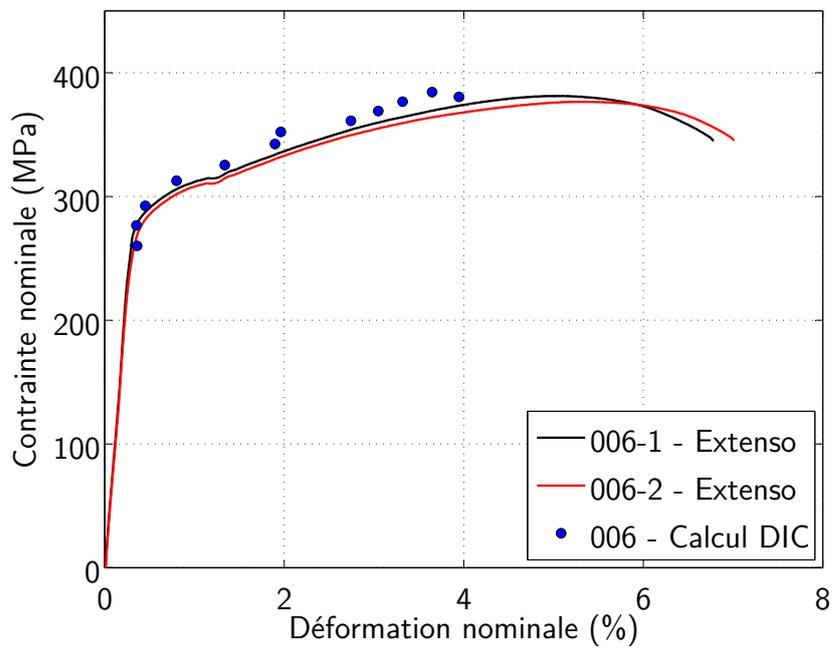


FIGURE B.5 – Courbes contrainte / déformation sur micro-éprouvettes avec mesures de déformation par extensomètre et par calcul DIC. Comparaison pour la condition 006 (800 tr/min - 550 mm/min).

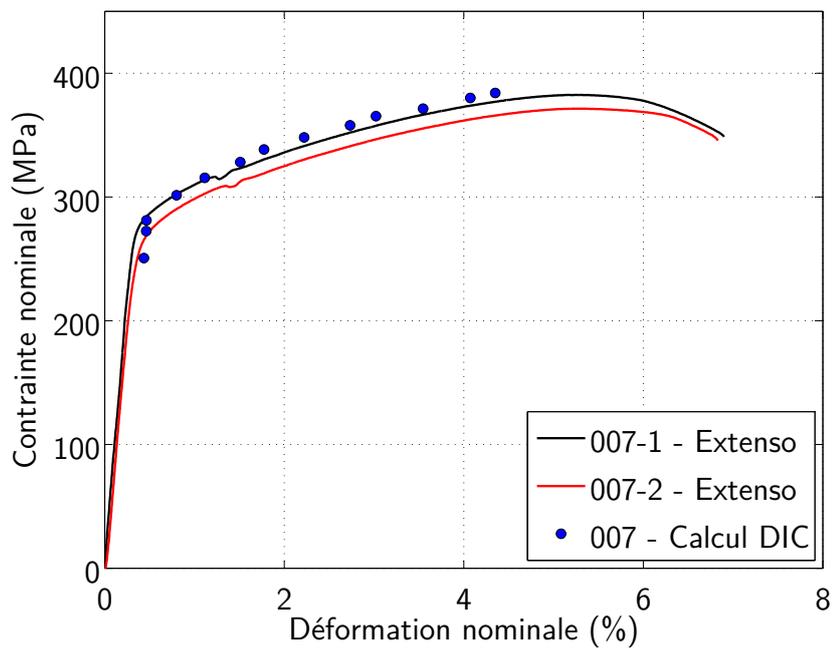
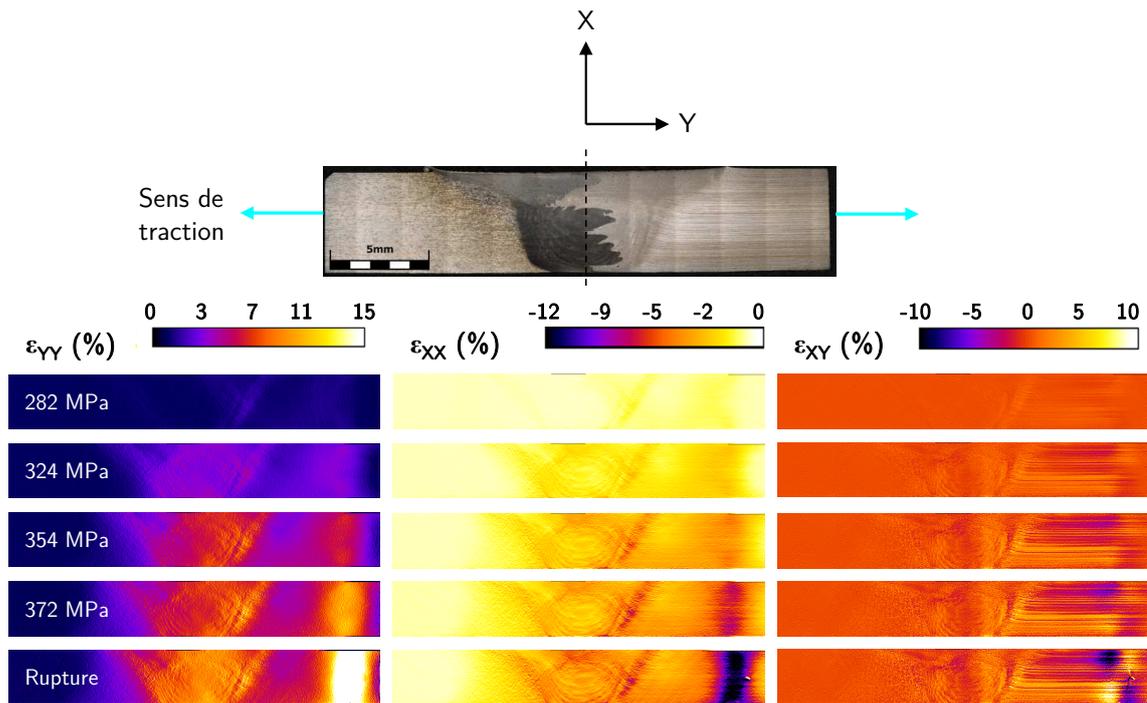
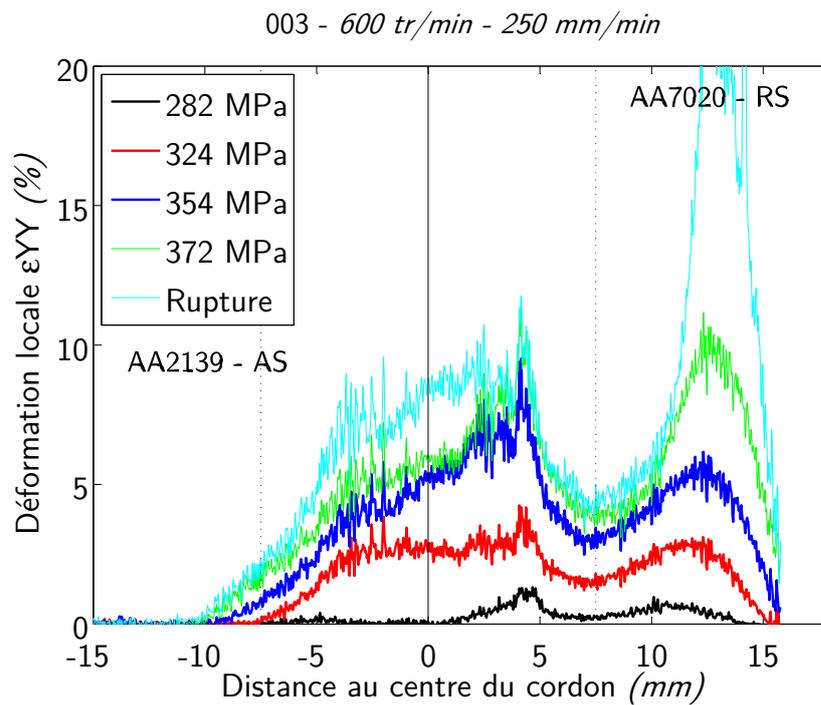


FIGURE B.6 – Courbes contrainte / déformation sur micro-éprouvettes avec mesures de déformation par extensomètre et par calcul DIC. Comparaison pour la condition 007 (1000 tr/min - 550 mm/min).

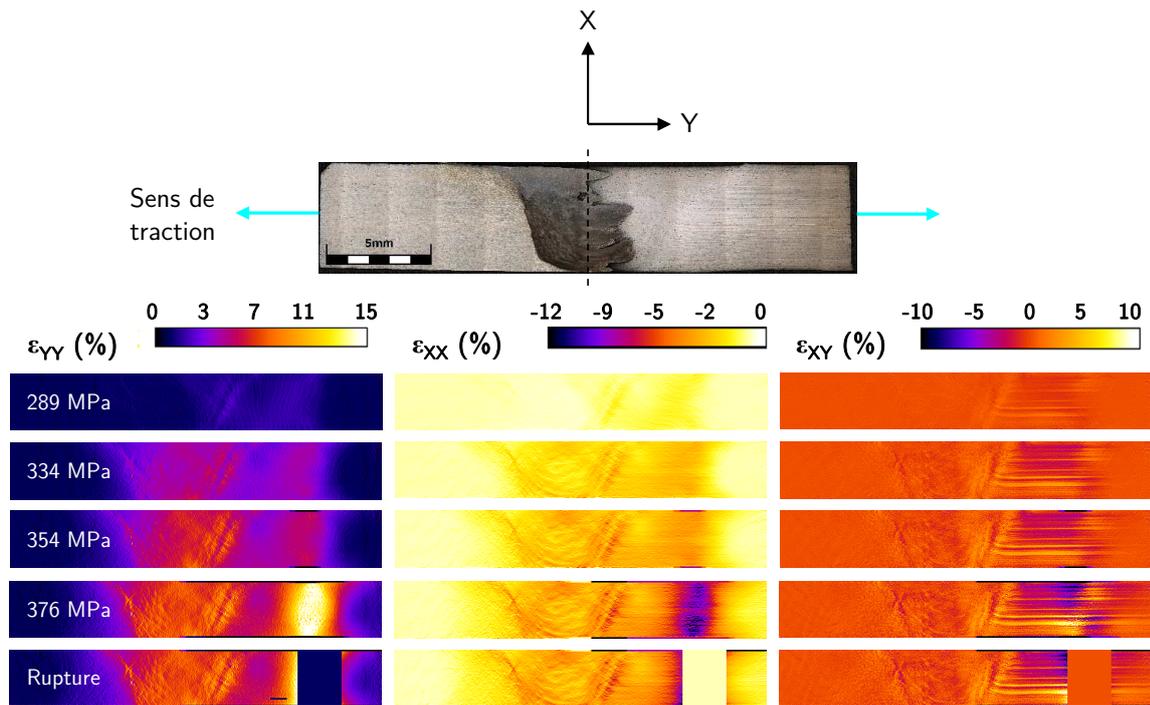


(a)

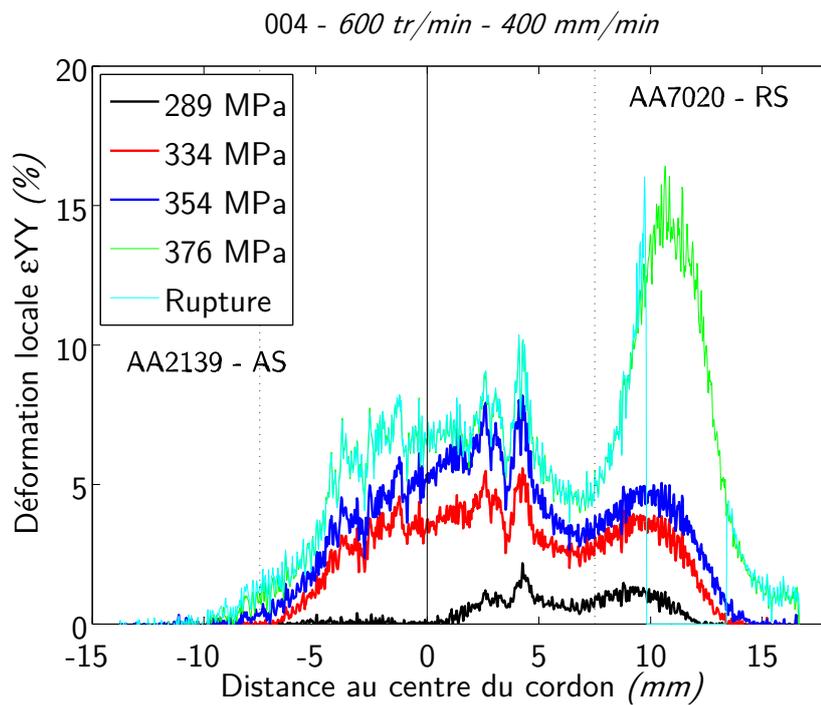


(b)

FIGURE B.7 – (a) Champs de déformation ϵ_{YY} , ϵ_{XX} et ϵ_{XY} déterminés par corrélation d'image pour la condition 003 et (b) profils de déformation ϵ_{YY} maximal le long d'une ligne centrée dans l'épaisseur. Évolution en fonction du chargement au cours de l'essai de traction sur micro-éprouvette. *Advancing Side* positionné à gauche de chaque image.

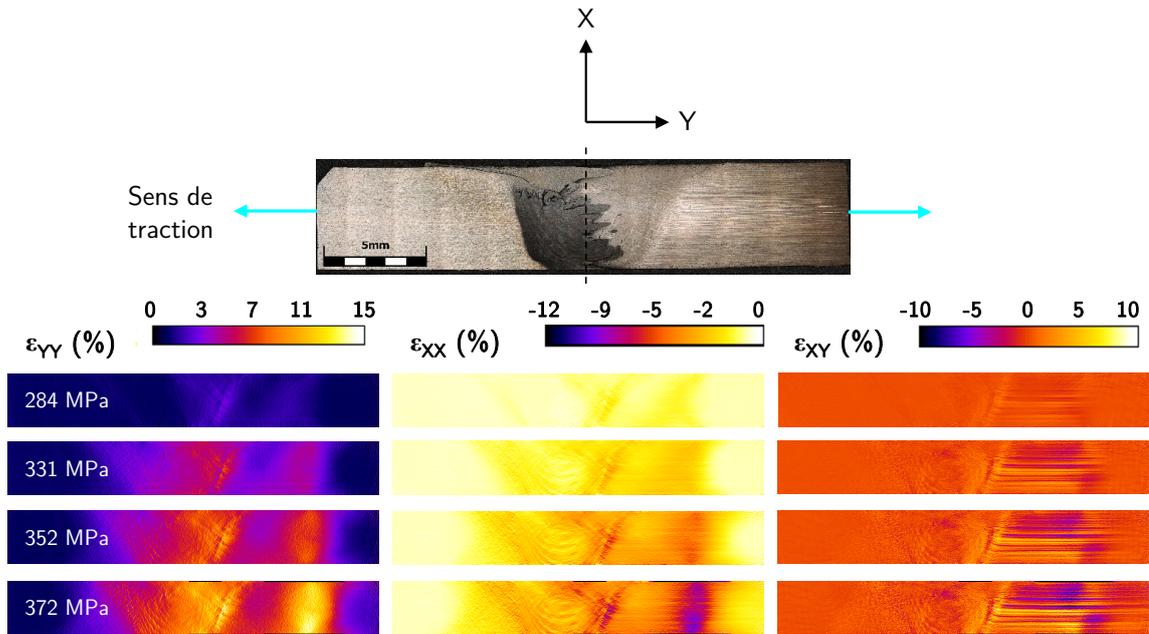


(a)

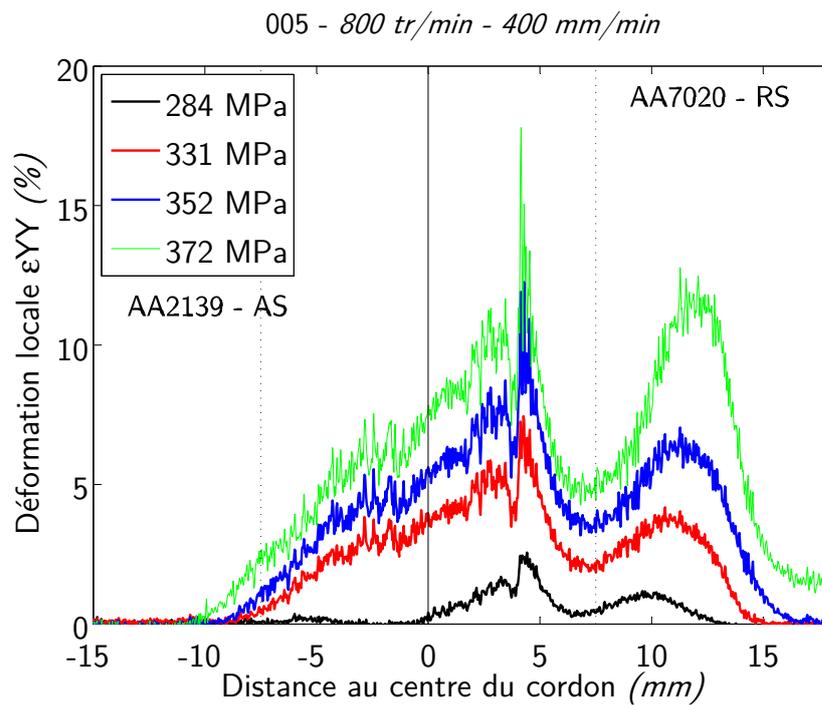


(b)

FIGURE B.8 – (a) Champs de déformation ϵ_{YY} , ϵ_{XX} et ϵ_{XY} déterminés par corrélation d'image pour la condition 004 et (b) profils de déformation ϵ_{YY} maximal le long d'une ligne centrée dans l'épaisseur. Évolution en fonction du chargement au cours de l'essai de traction sur micro-éprouvette. *Advancing Side* positionné à gauche de chaque image.

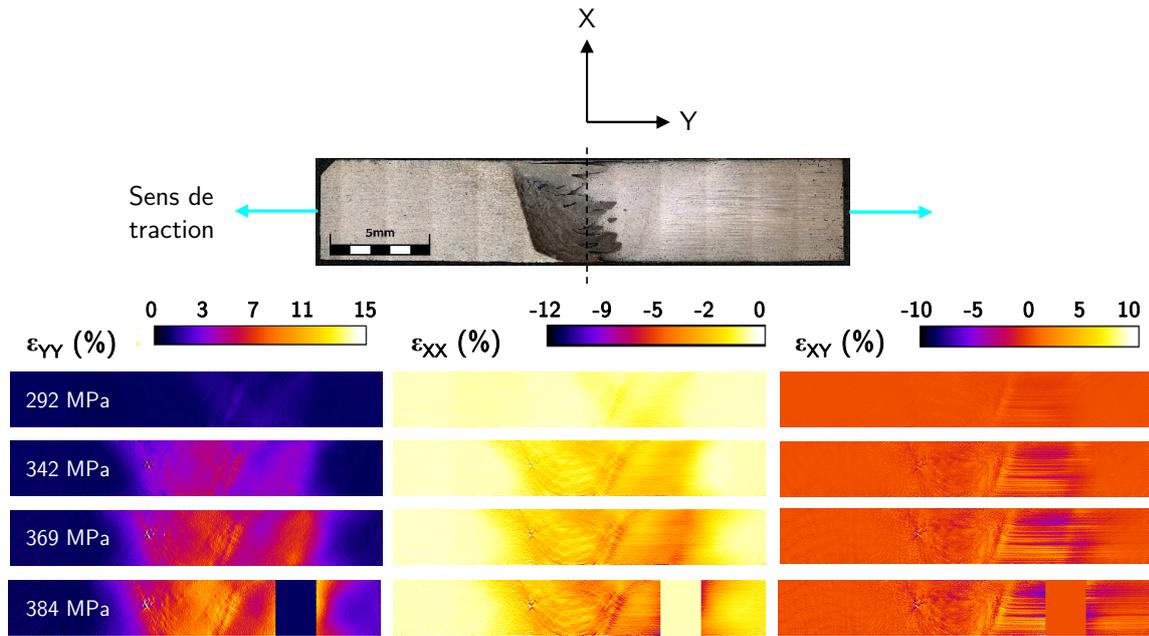


(a)

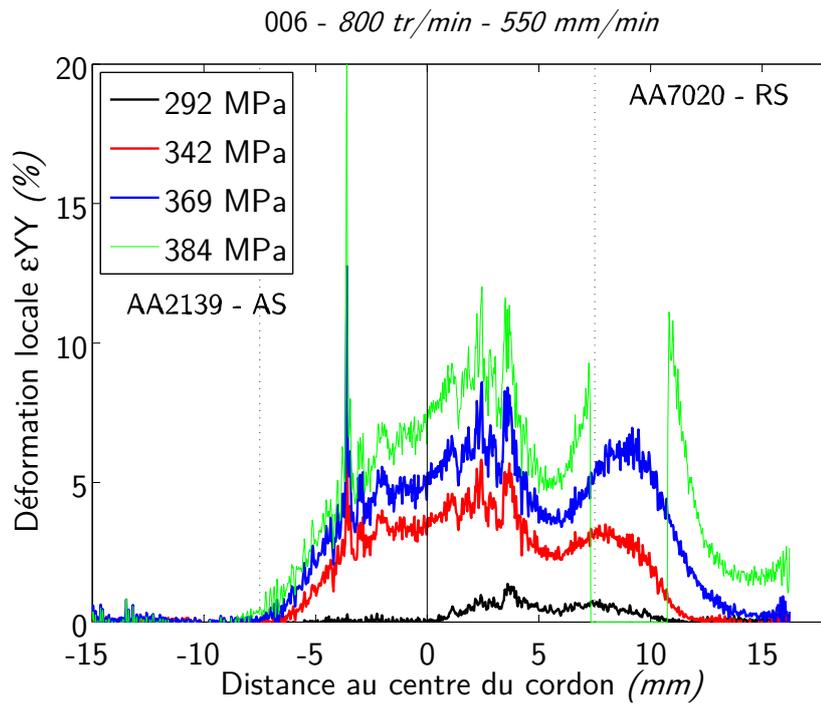


(b)

FIGURE B.9 – (a) Champs de déformation ϵ_{YY} , ϵ_{XX} et ϵ_{XY} déterminés par corrélation d'image pour la condition 005 et (b) profils de déformation ϵ_{YY} maximal le long d'une ligne centrée dans l'épaisseur. Évolution en fonction du chargement au cours de l'essai de traction sur micro-éprouvette. *Advancing Side* positionné à gauche de chaque image.

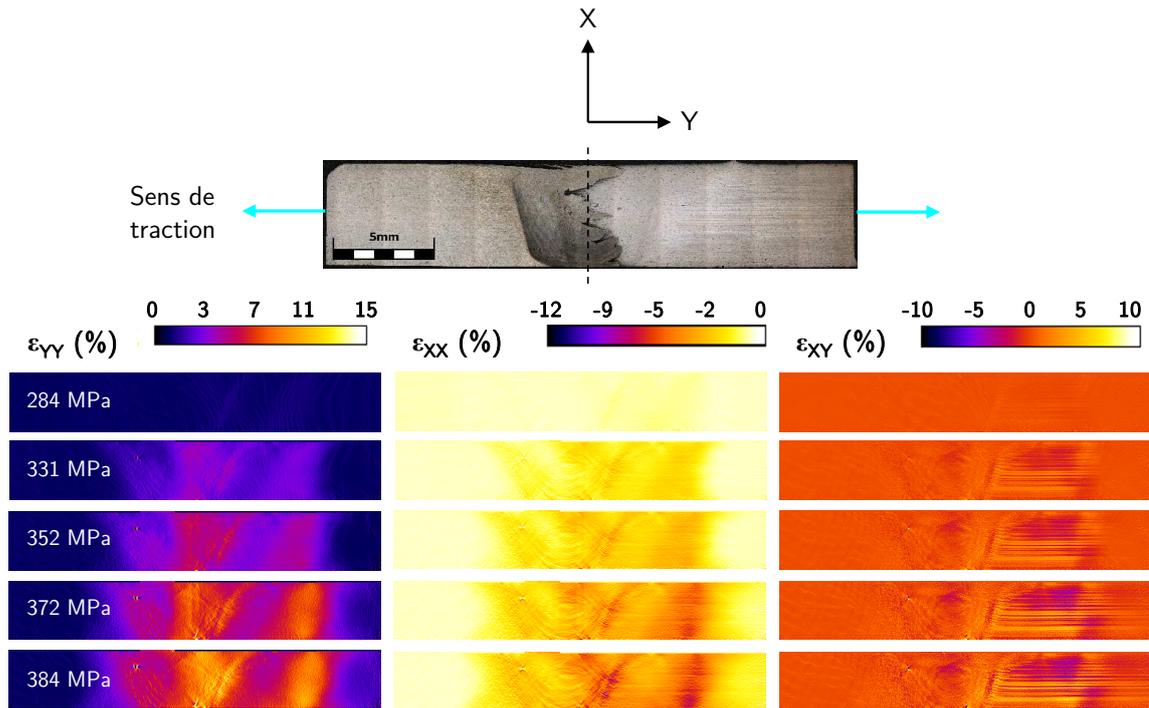


(a)

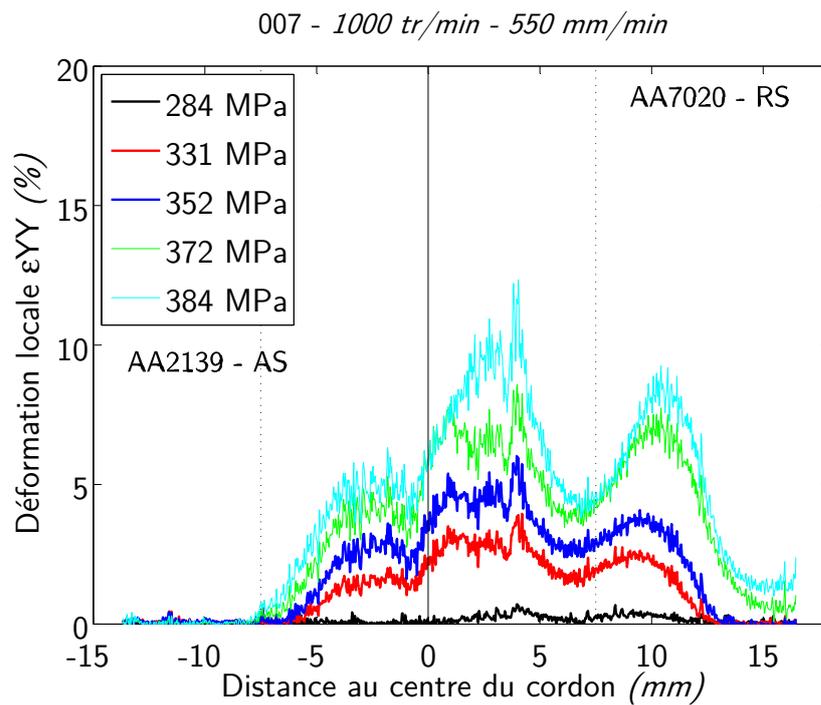


(b)

FIGURE B.10 – (a) Champs de déformation ϵ_{YY} , ϵ_{XX} et ϵ_{XY} déterminés par corrélation d'image pour la condition 006 et (b) profils de déformation ϵ_{YY} maximal le long d'une ligne centrée dans l'épaisseur. Évolution en fonction du chargement au cours de l'essai de traction sur micro-éprouvette. *Advancing Side* positionné à gauche de chaque image.



(a)



(b)

FIGURE B.11 – (a) Champs de déformation ϵ_{YY} , ϵ_{XX} et ϵ_{XY} déterminés par corrélation d'image pour la condition 007 et (b) profils de déformation ϵ_{YY} maximal le long d'une ligne centrée dans l'épaisseur. Évolution en fonction du chargement au cours de l'essai de traction sur micro-éprouvette. *Advancing Side* positionné à gauche de chaque image.

École Nationale d'Ingénieurs de Saint-Etienne de Saint-Étienne

Ecole Centrale de Lyon

N° d'ordre : 2017LYSEE005

Hugo ROBE

CONTRIBUTION OF THE UNDERSTANDING OF FRICTION STIR WELDING OF DISSIMILAR ALUMINUM ALLOYS BY AN EXPERIMENTAL AND NUMERICAL APPROACH

Speciality: Mechanics and Engineering

Keywords: Friction Stir Welding, Aluminium alloys, Welding, Numerical simulation

Abstract:

The lightweight structures optimisation is one of the main topics in transportation industry. It can be achieved by optimisation of materials as well as induced assembly process. As a solid-state process, Friction Stir Welding (FSW) allows to produce dissimilar materials joining while avoiding fusion defects. This work focused on the dissimilar welding of aluminium alloys from 2xxx (Al-Cu-Mg-Ag) and 7xxx (Al-Zn-Mg) series in an industrial context. Joints characterizations were conducted at multiple scales to understand parameters impact on material flow, joint morphology, and performances. They have shown large heterogeneities in the microstructure as well as the global and local mechanical behaviour. Whatever the welding parameters used, good mechanical performance has been reached. A specific softened zone has been detected in the 7xxx alloy's HAZ which caused fracture during transverse tensile test. Significant metallurgical evolution induced by thermal cycles mainly explains these phenomena.

On the other hand, simulation works were also conducted to simulate the welding process in similar material configuration. The finite elements model integrates, for the first time, the real and complex tool design (thread, flats...). Complex geometry can be used by coupling with a specific moving mesh technique. This numerical development completely overcomes the consequent mesh distortion often encountered in FSW simulation. The current model presents good sensitivity and robustness for several welding conditions and materials. It also demonstrates an excellent correlation between experimental and numerical thermal fields while revealing the predictive aspect of the model.

École Nationale d'Ingénieurs de Saint-Etienne de Saint-Étienne

Ecole Centrale de Lyon

N° d'ordre : 2017LYSEE005

Hugo ROBE

APPORTS A LA COMPREHENSION DU SOUDAGE FSW HETEROGENE
D'ALLIAGES D'ALUMINIUM PAR UNE APPROCHE EXPERIMENTALE ET
NUMERIQUE

Spécialité : Mécanique et Ingénierie

Mots clefs : Friction Stir Welding, Alliages d'aluminium, Soudage, Simulation numérique

Résumé :

L'allègement des structures est actuellement un enjeu industriel majeur. L'utilisation de certains alliages d'aluminium couplés à de nouveaux procédés d'assemblages est une bonne réponse à cette problématique. Le procédé de soudage FSW permet notamment la réalisation d'assemblages multi-matériaux en s'affranchissant des problèmes de fusion. Cette étude, réalisée au sein de l'entreprise TRA-C industrie, s'est intéressée plus particulièrement au cas du soudage FSW hétérogène d'alliages d'aluminium des séries 2xxx (Al-Cu-Mg-Ag) et 7xxx (Al-Zn-Mg), dans une large gamme de paramètres industriels. Les caractérisations des assemblages ont pu mettre en avant de fortes hétérogénéités microstructurales et mécaniques au travers des cordons. Ainsi la présence d'une zone faible, adoucie dans la ZAT du côté de l'alliage 7xxx, amène à favoriser la rupture en traction. Une évolution métallurgique importante déclenchée par le cycle thermique généré explique principalement ce phénomène. D'autre part, cette étude expérimentale a été couplée à des travaux de simulation numérique du procédé en configuration homogène. Le modèle éléments finis intègre, pour la première fois, la géométrie réelle et complexe (filetage, facettes, ...) de l'outil de soudage utilisé expérimentalement et est couplé à l'utilisation d'une technique de maillage mobile. Cette technique numérique a permis de s'affranchir intégralement des distorsions de mailles conséquentes souvent rencontrées, ainsi que de décrire fidèlement les effets thermomécaniques engendrés par l'outil de soudage. Une étude de sensibilité aux paramètres de soudage ainsi qu'aux matériaux soudés a démontré une excellente corrélation entre les cinétiques thermiques expérimentales et numériques tout en démontrant l'aspect prédictif du modèle.