



ÉCOLE
CENTRALE LYON

N° d'ordre NNT : 2021LYSEE007

THÈSE DE DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE LYON
opérée au sein de l'École Centrale de Lyon

En cotutelle internationale avec l'École de technologie supérieure

École Doctorale N° 488
Sciences Ingénierie Santé

Spécialité de doctorat : Mécanique et Ingénierie

Soutenue publiquement le 14/10/2021, par :
Rémi BERTRAND

**Soudage dissimilaire par friction malaxage
d'alliages d'aluminium 2024-T3 et 2198-T8 :
influence des paramètres du procédé sur les
propriétés microstructurales, caractéristiques
mécaniques et résistance à la corrosion**

Devant le jury composé de :

Abdellatif IMAD	Professeur	Université de Lille	Président
Benoît BLAYSAT	Professeur	Université Clermont Auvergne	Rapporteur
Philippe LE MASSON	Professeur	Université Bretagne Sud	Rapporteur
Hugo ROBE	Docteur	Institut de Soudure	Examineur
Gilles SURDON	Docteur	Dassault Aviation	Examineur
Éric FEULVARCH	Professeur	École Centrale de Lyon	Directeur de thèse
Philippe BOCHER	Professeur	École de technologies supérieure	Directeur de thèse
Julien LAYE	Ingénieur	Constellium	Invité
Élodie CABROL	MCF	École Centrale de Lyon	Invitée

A ma mère, mon père et à ma Lucie chérie

Remerciements

Mes premiers remerciements vont aux membres du jury pour le temps et l'énergie qu'ils ont consacrés à évaluer mon travail :

- Abdellatif IMAD, pour avoir présidé ce jury. Cela a été un grand honneur.
- Benoit BLAYSAT et Philippe LE MASSON, pour avoir accepté de rapporter mon manuscrit de thèse. Un immense merci pour votre lecture minutieuse et pour les remarques très pertinentes dont vous m'avez fait part.
- Hugo ROBE, pour avoir accepté d'examiner mon travail. Merci pour tes remarques constructives et les échanges très intéressants qui en ont découlé. C'est à tes côtés, lorsque j'étais stagiaire pendant ton doctorat, que j'ai fait mes premiers pas dans le domaine de la recherche. C'était un réel plaisir de travailler et d'apprendre avec toi.
- Gilles SURDON, pour avoir accepté d'examiner mon travail et pour vos remarques très intéressantes. Cette thèse n'aurait jamais pu voir le jour sans vous et je vous remercie pour la confiance que vous m'avez accordée durant plus de quatre ans. C'était un privilège de pouvoir collaborer avec vous et, plus globalement, avec Dassault Aviation.
- Julien LAYE et Elodie CABROL, pour avoir pris place dans ce jury. Je vous remercie pour l'intérêt que vous avez porté à mon travail et pour les discussions que nous avons eues.

Ensuite, je tiens à remercier mes encadrants :

- Éric FEULVARCH, mon directeur de thèse côté LTDS. Merci à toi de m'avoir donné l'opportunité de travailler sur ce sujet de thèse. J'ai beaucoup appris à tes côtés, tant d'un point de vue technique, sur la modélisation numérique, que sur la manière de mener à bien un projet de recherche. Tu m'as également donné la chance d'avoir une première expérience d'enseignement qui m'a beaucoup plu et apporté. Aussi, je voulais te remercier pour ta gentillesse et ton soutien ;
- Philippe BOCHER, mon directeur de thèse côté LOPFA. Merci également à toi de m'avoir permis de travailler sur cette thèse. A tes côtés, j'ai appris énormément sur la science des matériaux, mais j'ai également appris à me connaître. Tu m'as en effet sans cesse poussé à me remettre en question tout le long de ma thèse. Au début, c'était difficile, mais j'ai ensuite compris que c'était nécessaire pour que je m'améliore. Merci à toi pour m'avoir inculqué cette mentalité. C'est également grâce à toi que j'ai eu la chance de passer un total de 21 mois dans cette magnifique province du Canada qu'est le Québec. J'y ai rencontré des gens formidables et y ai mené des expéditions que je n'oublierai jamais.

Je remercie aussi les membres actuels ou passés du LTDS et également le personnel de l'ENISE que j'ai pu côtoyer. Je remercie particulièrement :

- Christophe CLAUDIN, ingénieur de recherche à l'ENISE et membre du LTDS, pour ton aide indispensable lors des mesures thermiques au cours du soudage et pour ta bonne humeur.
- Isabelle PLETTTO, assistante de direction au LTDS, pour ton aide quotidienne et en fin de thèse sur les questions administratives, et pour ta joie de vivre.
- Les doctorants, maintenant docteurs pour certains d'entre eux, et surtout Kevin CHENEGRIN, Bastien AGARD, Loïc VILLIÉ, François JOSSE, Yassine SAADLAOUI, Yabo JIA, Axel GIOVENCO et Mathieu GIRINON. J'ai passé de très bons moments à vos côtés. Je vous souhaite à tous un plein épanouissement dans votre carrière professionnelle.

Je remercie également les membres ou anciens membres du LOPFA et des autres laboratoires de l'ETS, ainsi que le personnel de l'ETS, et plus particulièrement :

- Yasser ZEDAN, Damien TEXIER et Nicolas VANDERESSE, assistants de recherche au LOPFA. Votre expertise dans des domaines pointus de la science des matériaux a été essentielle à mes travaux de recherche. Vous m'avez appris à utiliser des appareils et des machines d'analyse de pointe, et surtout à correctement interpréter les résultats. Je vous remercie pour tout ce savoir. C'était un plaisir de travailler avec vous.
- Léo RICHARD, Nicolas RICHARD et Romain WICKERT, anciens stagiaires au LOPFA. C'était un vrai bonheur d'être avec vous au labo, et d'échanger sur vos sujets de travail. Je vous souhaite une pleine réussite dans vos projets.
- Tous les autres étudiants en stage, à la maîtrise et au doctorat, mais également les postdocs que j'ai pu côtoyer depuis mon stage de master en 2016. Je remercie particulièrement Mahdi MASSOUMI, ancien étudiant à la maîtrise au LOPFA, et Frédéric DUPONT-MARILLIA, postdoc au PULÉTS, pour votre aide cruciale dans les démarches administratives lors de mon arrivée au Canada, et pour tous les bons moments passés ensemble. Je tiens aussi à saluer Ludovic DIEZ-JAHIER, ancien stagiaire au LOPFA : j'ai eu la chance de mener avec toi d'incroyables escapades à travers le Canada, très riches en émotion, qui resteront gravées dans les mémoires.

J'adresse mes plus grands remerciements aux partenaires de cette thèse :

- Le MITACS et le Centre de recherche sur l'aluminium (REGAL), pour le financement d'une partie de ce projet de recherche. Merci pour l'opportunité que vous m'avez offerte et pour votre confiance.
- Le C-TEC de Constellium, pour la réalisation et l'analyse des essais de corrosion, mais également pour le partage de votre expertise sur les alliages d'aluminium. Je remercie particulièrement Julien LAYE, ingénieur R&D, pour les éléments très intéressants qu'il m'a communiqués sur les alliages étudiés dans cette thèse. Je remercie aussi Lionel PEGUET, ingénieur R&D corrosion, grâce à qui j'ai appris énormément de chose sur la corrosion des alliages d'aluminium.
- Bombardier Aviation, et plus spécialement Jean-Pierre LAPOINTE, ingénieur structure, pour m'avoir permis de réaliser une étude sur une configuration de soudage

forte épaisseur. Cette étude a été menée en collaboration avec le CNRC de Chicoutimi, que je remercie également, avec une pensée particulière pour François NADEAU et Mario PATRY.

- Dassault Aviation, et particulièrement Gilles SURDON, Directeur de l'ingénierie et des simulations de procédés, pour m'avoir donné l'opportunité de travailler sur le projet, aussi innovant qu'intéressant, présenté dans ce manuscrit. Je remercie plus spécifiquement Alexandra PREVOST, Joffrey BOURSIER et Pascal BUNEL, membre ou anciens membres du Centre de Développement Exploratoire, pour la réalisation des soudures analysées dans ces travaux. Cette thèse n'aurait jamais pu naître sans ce partenariat, et je remercie donc Dassault Aviation pour leur confiance tout au long de ce projet.

Enfin, j'adresse mes derniers remerciements à mes amis, ma famille et la famille de ma conjointe, pour leur soutien. En particulier, je souhaiterais remercier :

- Mes parents, pour leur soutien quotidien, et leurs relectures indispensables lors de la finalisation de ce manuscrit. Je vous remercie également pour l'éducation que vous m'avez donnée. Je suis chanceux de vous avoir.
- Mon chat, Fripouille. Les soirs, parfois tard, tu étais la seule à mes côtés quand je rédigeais mon manuscrit. Ta présence m'apportait du réconfort et de l'apaisement, même si tu cherchais parfois à participer un peu trop activement à ma thèse en t'allongeant sur mon clavier ! Il fallait alors que je m'empresse de te retirer pour vite corriger les dégâts... J'ai beaucoup de chance de t'avoir mon petit chat.
- Ma conjointe, Lucie. Merci pour tes encouragements de chaque instant et pour avoir toujours cru en moi. Nous avons passé un total de 21 mois loin l'un de l'autre. C'était parfois difficile, mais tu as fait preuve d'une incroyable patience. Cette épreuve nous a rapproché comme jamais. Je t'aime.

Sommaire

Introduction	1
Chapitre 1 : Revue de littérature	5
Chapitre 2 : Méthodologie	61
Chapitre 3 : Analyse microstructurale des soudures	93
Chapitre 4 : Comportement mécanique des soudures	117
Chapitre 5 : Comportement sous corrosion des soudures	149
Synthèse, conclusion générale et perspectives	163
Références bibliographiques	167
Annexe I : Annexes du Chapitre 4	I
Annexe II : Annexes du Chapitre 5	VII

Table des matières

Introduction	1
Contexte industriel	1
Contexte scientifique	2
Plan du manuscrit	3
Chapitre 1 : Revue de littérature	5
1.1 Les alliages d'aluminium à durcissement structural	6
1.1.1 Généralités sur les alliages d'aluminium à durcissement structural	6
1.1.2 Les alliages d'aluminium Al-Cu-Mg	12
1.1.3 Les alliages d'aluminium Al-Cu-Li-Mg-Ag	13
1.2 Rôles des paramètres process sur les caractéristiques d'assemblages soudés par friction malaxage	15
1.2.1 Le soudage par friction malaxage bout-à-bout	15
1.2.2 Sensibilité aux paramètres process des caractéristiques microstructurales	18
1.2.3 Sensibilité aux paramètres process du comportement mécanique	36
1.2.4 Sensibilité aux paramètres process du comportement en corrosion	51
1.3 Problématiques dégagées, objectifs et structure de la recherche	58
Chapitre 2 : Méthodologie	61
2.1 Soudage d'assemblages 2024-T3/2198-T8	62
2.1.1 Nomenclature des directions de référence	62
2.1.2 Dispositif de soudage	63
2.1.3 Configurations et paramètres de soudage	66
2.1.4 Analyse du rendu visuel après soudage	69
2.2 Thermique du procédé	69
2.2.1 Chaîne d'acquisition de températures	69
2.2.2 Disposition des thermocouples	71
2.3 Microstructure	72
2.3.1 Préparation des échantillons	72
2.3.2 Microscopie numérique optique à balayage laser	73
2.4 Défauts internes	73
2.4.1 Préparation des échantillons	73
2.4.2 Analyse tomographique	74

2.5	Champ de microdureté	74
2.5.1	Préparation des échantillons	74
2.5.2	Mesures de microdureté	75
2.6	Contraintes résiduelles en surface	76
2.6.1	Préparation des tôles	76
2.6.2	Mesures de contraintes résiduelles	76
2.7	Distorsions des tôles après soudage	81
2.7.1	Préparation des tôles	81
2.7.2	Mesures de distorsions des tôles	81
2.8	Comportement en traction	84
2.8.1	Comportement en traction macro	85
2.8.2	Comportement local en traction	87
2.9	Comportement en corrosion	90
2.9.1	Préparation des éprouvettes	90
2.9.2	Essai de corrosion par immersion	91
2.9.3	Analyse des éprouvettes corrodées	91
Chapitre 3	Analyse microstructurale des soudures	93
3.1	Référence : microstructure des matériaux de base	94
3.1.1	L'alliage 2024-T3	94
3.1.2	L'alliage 2198-T8	95
3.2	Histoire thermique au cours du soudage	95
3.3	Caractérisation microstructurale	97
3.3.1	Etat de surface des cordons après soudage	97
3.3.2	Microstructure	98
3.3.3	Défauts internes	100
3.3.4	Microdureté	110
3.4	Résumé et conclusions du chapitre	114
Chapitre 4	Comportement mécanique des soudures	117
4.1	Contraintes résiduelles en surface des soudures	118
4.2	Distorsions après soudage	119
4.3	Comportement en traction	124
4.3.1	Référence : comportement en traction des matériaux de base	124
4.3.2	Assemblages soudés	128
4.4	Résumé et conclusions du chapitre	146
Chapitre 5	Comportement sous corrosion des soudures	149
5.1	Référence : corrosion des matériaux de base	150

5.1.1	Eprouvettes brutes _____	150
5.1.2	Eprouvettes polies _____	151
5.2	Assemblages soudés _____	152
5.2.1	Eprouvettes brutes _____	152
5.2.2	Eprouvettes polies _____	157
5.3	Résumé et conclusions du chapitre _____	161
Synthèse, conclusion générale et perspectives		163
Références bibliographiques		167
Annexe I : Annexes du Chapitre 4		I
Annexe II : Annexes du Chapitre 5		VII

Liste des figures

Figure 1.1 – Schématisation des types de précipités (a) cohérent avec la structure cristalline de sa matrice, (b) incohérent. D’après [7].	8
Figure 1.2 – Mécanismes de franchissement des précipités par les dislocations (a) cisaillement, (b) contournement. D’après [11].	9
Figure 1.3 – Diagramme de phases d’un alliage à base de Al-Cu situant les 3 étapes du traitement thermique « trempe et revenu » [7].	10
Figure 1.4 – Schématisation de la formation des précipités à plusieurs températures de revenu ou dans le cas d’une maturation pour un alliage à base de Al-Cu (Cu 4%) et dureté correspondante. D’après [10].	11
Figure 1.5 – Schéma de principe du procédé de soudage par friction malaxage [51].	16
Figure 1.6 – Principaux paramètres process pour le FSW (en gras) (a) paramètres de l’outil (b) paramètres des tôles soudées et de l’enclume, et paramètres machine.	17
Figure 1.7 – Schématisation de la génération de chaleur au cours du FSW. D’après [57].	19
Figure 1.8 – Mesure de température au cours du FSW de l’alliage 6082 par des thermocouples à plusieurs distances du centre de la soudure [63].	20
Figure 1.9 – Température maximale dans le noyau pour le soudage de l’alliage 6092/SiC/17.5p-T6 AMC [67].	21
Figure 1.10 – Macrographie d’une coupe transverse d’un joint FSW fait d’alliage 2024-T351 repérant les différentes zones formées après le soudage [84].	24
Figure 1.11 – Macrographie d’une coupe transverse d’un joint FSW dissimilaire fait d’alliages 2024-T3 et 2198-T3 [1].	24
Figure 1.12 – Suivi du flux de matière par marqueur pour le soudage de 304L (a, b et c) vue de dessus globale et de détail à 2 mm de profondeur, (d) schématisation globale [92].	25
Figure 1.13 – Reconstitution 3D par couches successives du flux de matière lors du soudage FSW de l’alliage 2014 (haut : vue globale; bas : vue selon l’épaisseur) (a) pion cylindrique, (b) pion à conicité, (c) pion fileté [90].	26
Figure 1.14 – Macrographies dans la section transverse de joints FSW fait d’alliage 2519. D’après [100].	27
Figure 1.15 – Défauts typiques pour le FSW [66].	28
Figure 1.16 – Evolution de la dimension des défauts tunnel pour le soudage de l’alliage 1060 en fonction des paramètres machine [108].	29
Figure 1.17 – Macrographie de joint FSW fait de l’alliage 2014 dans leur section transverse (a) pion cylindrique, (b) pion à conicité, (c) pion fileté [90].	30
Figure 1.18 – Evolution de la métallurgie d’un joint FSW de 2024-T3 (a) ZAT, (b) ZATM, (c) noyau [114].	31
Figure 1.19 – Evolution de la métallurgie d’un joint FSW de 2198-T8 (a) matériau de base, (b) ZAT, (c) noyau [120].	32
Figure 1.20 – Corrélation entre la dureté et l’évolution microstructurale dans la section transverse à mi-profondeur d’un joint FSW fait d’alliage 2024-T351 [117].	33

Figure 1.21 – Carte de dureté Vickers sur la coupe transverse d'un joint FSW dissimilaire fait d'alliages 2024-T3 et 2198-T8. D'après [1].	34
Figure 1.22 – Cartes de microdureté de la section transverse de joint FSW fait d'alliage 2198-T8 à 200 mm.min ⁻¹ , (a) 400 tr.min ⁻¹ , (b) 600 tr.min ⁻¹ , (c) 800 tr.min ⁻¹ [123].	35
Figure 1.23 – Rupture en traction d'un joint FSW fait d'AZ61 (a) chemin de rupture dans la section transverse, (b) surface de rupture, (c) grossissement de (b) [113].	37
Figure 1.24 – Dureté à mi-profondeur et section transverse d'un joint FSW fait de 6061-T6 après l'essai de traction [132].	39
Figure 1.25 – Comportement en traction d'un joint FSW fait de 2024-T3 et de 2198-T3 dans la section transverse (a) macrographie, (b) champ de dureté, (c) déformations plastiques résiduelles locales selon l'axe de sollicitation X, (d) localisation de la rupture en traction. D'après [3].	40
Figure 1.26 – Evolution de la résistance mécanique en traction de joints faits d'alliage 6063-T5 en fonction du ratio de vitesses [136].	41
Figure 1.27 – Représentation schématique des contraintes résiduelles longitudinales et transverses typiques pour le FSW (a) soudage similaire (b) soudage dissimilaire. D'après [155].	44
Figure 1.28 – Contraintes résiduelles longitudinales dans la section transverse pour le soudage dissimilaire d'alliages 7050-T7451 et 2024-T351 après prélèvement de l'échantillon [159].	45
Figure 1.29 – Contraintes résiduelles longitudinales en surface de joints FSW faits d'alliage 6005A-T6 [157].	46
Figure 1.30 – Contraintes résiduelles longitudinales dans la section transverse de joints FSW faits d'alliage 7010-T7651 [101].	47
Figure 1.31 – Types de distorsions induites par le soudage (a) rétrécissement transverse, (b) distorsion angulaire, (c) distorsions de rotation, (d) rétrécissement longitudinal, (e) fléchissement longitudinal, (f) distorsions de flambage [153].	48
Figure 1.32 – Distorsions induites par le soudage à l'arc et par le FSW [175].	48
Figure 1.33 – Distorsions en forme d'anti-selle pour le FSW de l'alliage 6013 [55].	49
Figure 1.34 – Distorsions au milieu de soudures FSW faites d'alliage 6005A-T6 (a) section transverse (à mi-longueur du cordon), (b) section longitudinal (le long du centre de la soudure) [157].	50
Figure 1.35 – Couche d'oxyde pour les alliages d'aluminium [186].	51
Figure 1.36 – Corrosion par piqûre (a) schéma des mécanismes de corrosion [186], (b) piqûre dans l'alliage 2050-T34 exposé à une solution de 0,7 NaCl [189].	52
Figure 1.37 – Principe de la corrosion intergranulaire pour les alliages 2XXX-T3 ou -T4 (a) schématisation du joint de grain, (b) schéma de dissolution de la PFZ. D'après [185].	53
Figure 1.38 – Corrosion intergranulaire et par piqûre du 2024-T351 dans une solution à 1M NaCl [191].	54
Figure 1.39 – Représentation de la corrosion du 2198-T8 (a) brut de laminage (b) avec polissage de 50 µm [122].	55
Figure 1.40 – Comportement d'un joint FSW fait d'alliage 7050-T76 après immersion dans une solution de 3,5 % NaCl (a) carte 3D du potentiel électrochimique (b) produit de corrosion [202].	56

Figure 2.1 – Bases formées à partir des directions de référence (a) pour les tôles de matériaux de base, (b) pour les tôles soudées.	62
Figure 2.2 – Robot articulé utilisé pour le soudage de l'ensemble des tôles.	63
Figure 2.3 – Trajectoires commandée et réelle de l'outil (a) schématisation du cas où la déviation n'est pas compensée, (b) schématisation du cas où la déviation est compensée, (c) trajectoire de l'outil au niveau de l'entrée dans la matière dans le cas où la déviation est compensée.	64
Figure 2.4 – Géométrie de l'épaulement et du pion de l'outil utilisé pour la configuration 2024-T3/2198-T8.	65
Figure 2.5 – Dispositif de bridage des tôles.	65
Figure 2.6 – Schématisation de la configuration de soudage 2024-T3/2198-T8.	66
Figure 2.7 – Illustration des paramètres de soudages figés (force axiale F_z , tilt α_{outil} et sens de rotation de l'outil) et variables (vitesse d'avance V_a et vitesse de rotation V_r).	67
Figure 2.8 – Positionnement des conditions de soudage utilisés dans l'étude (carrés de D-1 à D-5) et du DSO défini par les travaux menés en interne par l'industriel (aire orange).	68
Figure 2.9 – Chaîne d'acquisition de températures (1) thermocouples, (2) carte d'acquisition, (3) logiciel d'acquisition.	69
Figure 2.10 – Schéma représentant la fixation d'un thermocouple dans un trou.	71
Figure 2.11 – Disposition des thermocouples sur les tôles selon le plan (WD-CWD).	72
Figure 2.12 – Géométrie des échantillons pour analyse tomographique.	74
Figure 2.13 – Illustration géométrique de la loi de Bragg dans le cas d'un échantillon sans contraintes résiduelles en surface. D'après [216].	77
Figure 2.14 – Schéma de principe de la formation de l'anneau de Debye (vert) à partir du cône de diffraction des RX (bleu) obtenu suite à la projection d'un faisceau de RX (rouge). D'après [218].	78
Figure 2.15 – Position des points de mesure de contraintes résiduelles en surface (a) positionnement de la série de points de mesure, (b) disposition des 18 points de mesure.	79
Figure 2.16 – Schématisation du mouvement de va-et-vient des tôles soudées lors de l'action du dispositif oscillatoire rectiligne. La position de référence est en noir et les positions caractérisant l'amplitude maximale sont en bleu et magenta. La zone balayée par les RX incidents est représentée en orange.	80
Figure 2.17 – Définition du repère $R = (O; WD, CWD, ND)$.	82
Figure 2.18 – Schématisation des différents positionnements de S vu dans le plan des tôles (WD,CWD) (a) positionnement incorrect, (b et c) positionnement partiellement correct, (d) positionnement correct.	83
Figure 2.19 – Schéma de l'interpolation de la surface S' en surface S'' sur la grille espacée de 0,5 mm dans le plan (CWD,ND).	84
Figure 2.20 – Géométrie des macro-éprouvettes de traction (a) tôles soudées, (b) matériaux de base.	85
Figure 2.21 – Spécification du plan selon lequel sont déterminés les chemins de rupture des macro-éprouvettes de traction.	87
Figure 2.22 – Géométrie des micro-éprouvettes de traction.	87
Figure 2.23 – Schématisation du champ d'observation de la caméra sur les micro-éprouvettes pour la DIC.	89

Figure 2.24 – Géométrie des éprouvettes de corrosion (a) tôles soudées, éprouvette brute, (b) tôles soudées, éprouvette polie, (c) matériau de base, éprouvette brute, (d) matériau de base, éprouvette polie.	90
Figure 3.1 – Pseudo-image 3D de la microstructure de l'alliage 2024-T3.	94
Figure 3.2 – Pseudo-image 3D de la microstructure de l'alliage 2198-T8.	95
Figure 3.3 – Valeurs moyennes des valeurs de pics de température mesurées et écarts types correspondants pour les différentes conditions.	96
Figure 3.4 – Matrice des états de surface des cordons de soudure en début de soudure (gauche) et en fin de soudure (droite).	97
Figure 3.5 – Matrice des macrographies vues dans la section transverse (CWD-ND) des soudures.	98
Figure 3.6 – Microstructure de la condition D-3 vue dans la section transverse (CWD-ND) (a) macrographie de la soudure, (b-j) grossissements de (a).	99
Figure 3.7 – Délimitation du noyau à la racine de la soudure vue dans la section transverse (CWD-ND) pour l'ensemble des conditions.	101
Figure 3.8 – Délimitation du repli (II) en bas de noyau côté AS avec la présence de défauts à son interface avec le reste du noyau (I) vus dans la section transverse (CWD-ND) pour la condition D-3.	102
Figure 3.9 – Localisation des défauts de type vide ou tunnel vus dans la section transverse (CWD-ND) pour l'ensemble des conditions.	103
Figure 3.10 – Vue d'ensemble des défauts internes pour une longueur de cordon de 20 mm. Pour D-1 et D-3, en rouge les défauts au centre du noyau, en bleu les défauts côté AS (a) conditions D-1, (b) condition D-3, (c) condition D-5.	104
Figure 3.11 – Détails des défauts internes pour les conditions D-1 et D-3. En rouge les défauts au centre du noyau, en bleu les défauts côté AS (a) macrographies (b, c et d) coupes tomographiques dans différents plans.	105
Figure 3.12 – Distribution des diamètres équivalents des défauts sur une longueur de cordon de 20 mm pour les conditions D-1 et D-3 (a) défauts au centre du noyau (rouge sur Figure 3.10) (b) défauts côté AS (bleu sur Figure 3.10).	106
Figure 3.13 – Détails des défauts internes pour la condition D-5. En pointillé la zone de l'ensemble des défauts, en noir la zone des vides de taille importante au centre du noyau (a) macrographies (b, c et d) coupes tomographiques dans différents plans.	107
Figure 3.14 – Distribution des diamètres équivalents des vides sur une longueur de cordon de 20 mm pour la condition D-5.	108
Figure 3.15 – Matrice des cartes de microdureté des soudures vues dans la section transverse (CWD-ND).	110
Figure 3.16 – Profils de microdureté des soudures (a) à 0,8 mm de profondeur, (b) à 2 mm de profondeur. La forme du noyau n'est que schématique.	111
Figure 3.17 – Comparaison entre cartes de dureté et macrographies, et profil de dureté à 0,8 mm et 2 mm de profondeur (a) condition D-1 (chaude), (b) condition D-4 (froide). Les lignes blanche sur les cartes de dureté représentent les limites du noyau et les lignes jaunes horizontales sur les macrographies les limites des cartes de dureté.	113
Figure 4.1 – Profils de contraintes résiduelles en surface avec écart type pour les différentes conditions selon les directions WD et CWD.	118

Figure 4.2 – Matrice des distorsions obtenues après soudage pour l’ensemble des conditions.	120
Figure 4.3 – Distorsions des tôles pour la condition D-3 (a) état initial avant soudage, (b) état après soudage (anti-selle), les déplacements selon ND multipliés par 10.	121
Figure 4.4 – Profils de distorsions après soudage (a) plan (CWD-ND) (b) plan (ND-WD).	122
Figure 4.5 – Aire B présente sous les profils de distorsion de la Figure 4.4 sur l’intervalle [-125 ; 125] pour l’ensemble des conditions.	123
Figure 4.6 – Courbes de traction sur macro-éprouvettes selon la direction RD pour les matériaux de base (a) 2024-T3, (b) 2198-T8.	125
Figure 4.7 – Comparaison des courbes de traction sur macro-éprouvettes selon la direction RD pour les matériaux de base.	125
Figure 4.8 – Fractographie de l’alliage 2024-T3 sur macro-éprouvettes (a) chemin de rupture, (b) image globale de la surface de rupture (optique), (c, d et e) surface de rupture à différents grossissements (MEB).	126
Figure 4.9 – Fractographie de l’alliage 2198-T8 sur macro-éprouvettes (a) chemin de rupture, (b) image globale de la surface de rupture (optique), (c, d et e) surface de rupture à différents grossissements (MEB).	127
Figure 4.10 – Courbes de traction obtenues sur les essais macro pour les soudures (a) D-1, (b) D-2, (c) D-3, (d) D-4, (e) D-5.	129
Figure 4.11 – Comparaison des courbes de traction obtenues sur les essais macro pour les conditions (a) vue globale, (b) détail de la partie plastique.	131
Figure 4.12 – Courbes de traction obtenues sur les essais micro pour les soudures (a) D-1 (b) D-2 (c) D-3 (d) D-4 (e) D-5.	133
Figure 4.13 – Chemins de rupture au milieu des éprouvettes et position moyenne de la striction maximale sur représentation des joints illustrant le comportement typique des éprouvettes cassant dans la ZAT (a) condition D-1, (b) condition D-3.	134
Figure 4.14 – Déformations locales d’un joint soudé dans la condition D-1 (a) champ de déformation ϵ_{xx} pour plusieurs contraintes nominales σ_{xx} et comparaison avec le champ de dureté (le cadre jaune délimite la région observée, la ligne rouge sur la carte de dureté est le chemin de rupture typique), (b) évolution de la déformation locale en fonction de la contrainte nominale pour différentes zones.	136
Figure 4.15 – Fractographie de la condition D-1 sur macro-éprouvettes (a) image globale de la surface de rupture, (b, c et d) surface de rupture à différents grossissements.	137
Figure 4.16 – Chemins de rupture au milieu des éprouvettes et position moyenne de la striction maximale sur représentation des joints (a) condition D-2, (b) condition D-4, (c) condition D-5.	139
Figure 4.17 – Champ de déformation ϵ_{xx} pour plusieurs contraintes nominales σ_{xx} et comparaison avec le champ de dureté (le cadre jaune délimite la région observée, la ligne rouge sur la carte de dureté est le chemin de rupture typique) et évolution de la déformation locale en fonction de la contrainte nominale pour différentes zones (a) condition D-4, (b) condition D-5.	141
Figure 4.18 – Fractographie macro-éprouvette D-4 5 (a) image globale (MEB), (b) section transverse A-A, (c) surface de rupture (MEB), (d-i) grossissements de (c) (MEB).	143

Figure 4.19 – Fractographie macro-éprouvette D-5 5 (a) image globale (MEB), (b) section transverse A-A, (c) surface de rupture (MEB), (d-i) grossissements de (c) (MEB). _____ 145

Figure 5.1 – Corrosion des éprouvettes brutes de matériaux de base vues dans la section transverse (ND-RD) (a) 2024-T3, (b) grossissement de (a), (c) 2198-T8, (d) grossissement de (c). _____ 150

Figure 5.2 – Corrosion des éprouvettes polies de matériaux de base vues dans la section transverse (ND-RD) (a) 2024-T3, (b) grossissement de (a), (c) 2198-T8, (d) grossissement de (c). _____ 151

Figure 5.3 – Corrosion des éprouvettes brutes vues dans la section transverse (CWD-ND). _____ 153

Figure 5.4 – Corrosion de la surface inférieure au niveau du noyau (traits noirs pleins) des éprouvettes brutes vues dans la section transverse (CWD-ND). _____ 153

Figure 5.5 – Corrosion de l'éprouvette D-2b 1 vue dans la section transverse (CWD-ND) (a) vue d'ensemble, (b) grossissement dans le matériau de base 2024-T3, (c) grossissement dans le matériau de base 2198-T8, (d-g) grossissements de (a). _____ 155

Figure 5.6 – Corrosion de l'éprouvette D-4b 1 vue dans la section transverse (CWD-ND) (a) vue d'ensemble, (b) grossissement dans le matériau de base 2024-T3, (c) grossissement dans le matériau de base 2198-T8, (d-g) grossissements de (a). _____ 156

Figure 5.7 – Corrosion des éprouvettes polies vues dans la section transverse (CWD-ND). _____ 157

Figure 5.8 – Corrosion de l'éprouvette D-3p vue dans la section transverse (CWD-ND) (a) vue d'ensemble, (b) grossissement dans le matériau de base 2024-T3, (c) grossissement dans le matériau de base 2198-T8, (d-g) grossissements de (a). _____ 159

Liste des annexes

Annexe I.1 – Rupture des éprouvettes de traction de la condition D-1 (a) D-1 1 (b) D-1 2 (c) D-1 3 (d) D-1 4 (e) D-1 5. _____	I
Annexe I.2 – Rupture des éprouvettes de traction de la condition D-2 (a) D-2 1 (b) D-2 2 (c) D-2 3 (d) D-2 4 (e) D-2 5. _____	II
Annexe I.3 – Rupture des éprouvettes de traction de la condition D-3 (a) D-3 1 (b) D-3 2 (c) D-3 3 (d) D-3 4 (e) D-3 5. _____	III
Annexe I.4 – Rupture des éprouvettes de traction de la condition D-4 (a) D-4 1 (b) D-4 2 (c) D-4 3 (d) D-4 4 (e) D-4 5. _____	IV
Annexe I.5 – Rupture des éprouvettes de traction de la condition D-5 (a) D-5 1 (b) D-5 2 (c) D-5 3 (d) D-5 4 (e) D-5 5. _____	V
Annexe I.6 – Comparaison des surfaces de rupture des conditions cassant dans la ZAT côté AS 2198-T8 (a) condition D-1, (b) condition D-3. _____	VI
Annexe II.1 – Corrosion des éprouvettes de tôles brutes vues dans la section transverse (CWD-ND). _____	VIII
Annexe II.2 – Corrosion des différentes zones des éprouvettes brutes vues dans la section transverse (CWD-ND). _____	X
Annexe II.3 – Corrosion des différentes zones des éprouvettes polies de tôles soudées vues dans la section transverse (CWD-ND). _____	XI

Liste des tableaux

Tableau 1.1 – Les séries d’alliages d’aluminium de corroyage [8].	6
Tableau 1.2 – Traitements thermiques des alliages d’aluminium [8].	7
Tableau 1.3 – Corrosion de la section transverse de joint fait d’alliage 2024-T351 après immersion dans une solution de 0,1 M NaCl pendant 24h [201].	58
Tableau 2.1 – Conditions de soudage utilisées.	68
Tableau 2.2 – Mesures de duretés moyenne pour les matériaux de base enrobés à chaud et non-enrobés.	76
Tableau 2.3 – Mesures de contraintes résiduelles en surface selon WD sur la ligne de soudage ($d = 0$) et dans le matériau de base 2024-T3 côté RS ($d = -8$) de la condition de D-3 avec et sans le dispositif d’oscillation rectiligne.	80
Tableau 3.1 – Composition chimique de l’alliage d’aluminium 2024 en %m [224].	94
Tableau 3.2 – Composition chimique de l’alliage d’aluminium 2198 en %m [224].	95
Tableau 3.3 – Indicateurs de la distribution des défauts sur une longueur de cordon de 20 mm pour les conditions D-1 et D-3.	106
Tableau 4.1 – Indicateurs de la distribution des aires B pour l’ensemble des conditions.	123
Tableau 4.2 – Propriétés mécaniques (et écarts types) moyennes en traction des macro-éprouvettes de matériaux de base.	125
Tableau 4.3 – Valeurs caractéristiques moyennes (et écarts types) et zone de rupture en traction des macro-éprouvettes des soudures.	128
Tableau 4.4 – Valeurs caractéristiques moyennes (et écarts types) et zone de rupture en traction des micro-éprouvettes des soudures.	132
Tableau 4.5 – Distances moyennes (et écarts types) entre la striction maximale, les ruptures à mi-profondeur, et l’épaulement côté AS pour les conditions D-1 et D-3.	135
Tableau 4.6 – Distances moyennes (et écarts types) entre la striction maximale, les ruptures à mi-profondeur, et l’épaulement côté AS pour les conditions D-2, D-4 et D-5 (groupes D-2 a, D-2 b, D-5 a et D-5 b définis sur la Figure 4.16).	140
Tableau 5.1 – Type de corrosion observé sur différentes zones de la surface supérieure des éprouvettes brutes (P = corrosion par piquûre, I+P = corrosion intergranulaire et par piquûre).	154
Tableau 5.2 – Type de corrosion observé sur différentes zones de la surface supérieure des éprouvettes polies (P = corrosion par piquûre, I+P = corrosion intergranulaire et par piquûre).	158

Symboles, abréviations et acronymes

Symboles

%m	Pourcentage massique
α	Phases solides d'aluminium contenant jusqu'à 5.65%m de cuivre
α_{outil}	Angle entre l'axe de l'outil et le plan de tôles soudées (tilt de l'outil)
α_{ss} (ou SSSS)	Supersaturated solid solution – solution solide sursaturée
β'	Phase instable Al_3Zr cohérente avec sa matrice
δ'	Phase instable Al_3Li cohérente avec sa matrice
ϵ_x	Déformation de l'anneau de Debye
η	Angle de diffraction entre le faisceau de RX incident et la ligne de réflexion
θ	Phase stable CuAl_2 incohérente avec sa matrice
θ'	Phase instable CuAl_2 cohérente avec sa matrice
θ''	Phase instable cohérente avec sa matrice
Θ	Angle de diffraction entre le faisceau de RX diffractés et la surface du cristal (angle de Bragg)
λ	Longueur d'onde des RX
μ	Viscosité dynamique
σ	Contraintes résiduelles
ψ	Angle d'orientation entre les normales au plan cristallin et à l'échantillon
ψ_0	Angle d'orientation entre la normale au plan de l'échantillon et le faisceau de RX incident
Ω	Phase CuAl_2
A	Amplitude des distorsions
C_L	Hauteur du cône de diffraction
d_{hkl}	Distance interréticulaire
F_z	Force axiale de l'outil
n	Ordre de diffraction
ND_{min}	Coordonnée selon $\overrightarrow{\text{ND}}$ du point le plus bas de la surface des tôles
ND_{max}	Coordonnée selon $\overrightarrow{\text{ND}}$ du point le plus haut de la surface des tôles
R_m	Résistance mécanique
S	Phase stable Al_2CuMg incohérente avec sa matrice
S'	Phase instable composée de Al, Cu et Mg et semi-cohérente avec sa matrice
S''	Phase instable et cohérente avec sa matrice
T_{critique}	Température critique
t_{critique}	Temps d'exposition au-dessus d'une température critique

T_1	Phase stable Al_2CuLi semi-cohérente avec sa matrice
T_B	Phase Al_7Cu_4Li
V_a	Vitesse d'avance
V_r	Vitesse de rotation

Abréviations et acronymes

AS	Advancing Side – Côté avançant
CWD	Cross-Welding Direction – direction transverse à la direction de soudage et dans le plan des tôles
CSC	Corrosion Sous Contrainte
DIC	Digital Image Correlation – corrélation d'images numériques
DRX	Diffraction de rayons X
DSO	Domaine de Soudabilité Opérationnel
FEM	Finite Element Method – méthode des éléments finis
FSW	Friction Stir Welding – soudage par friction malaxage
GP	Zones de Guinier-Preston
GPB	Zones de Guinier-Preston-Bagaryatskii
GPB2	Zones de Guinier-Preston-Bagaryatskii 2
MB	Matériau de Base
MMT	Machines à Mesurer Tridimensionnelle
ND	Normal Direction – direction normale au plan des tôles
OCF	Open Circuit Potential – potentiel à circuit ouvert
PFA	Perfluoroalkoxy
PFZ	Precipitate Free Zone – zone sans précipité
RD	Rolling Direction – direction de laminage
RS	Retreating Side – Côté reculant
RX	Rayons X
TD	Transverse Direction – direction transverse au laminage et dans le plan des tôles
TTT (diagramme)	Temps-Température-Transformation
TWI	The Welding Institute
WD	Welding Direction – direction de soudage
ZAT	Zone Affectée Thermiquement
ZATM	Zone Affectée Thermo-Mécaniquement
ZFD	Zone de Faible Dureté

Introduction

L'industrie des transports cherche sans cesse à alléger ses structures afin de réduire son empreinte environnementale ou simplement pour des considérations économiques, tout en améliorant leur résistance. Dans ce contexte, l'optimisation des matériaux et des procédés de fabrication est aujourd'hui au cœur des préoccupations des fabricants. Les alliages d'aluminium se présentent comme d'excellents candidats du fait de leur très bon ratio poids-résistance mécanique et de leur bonne tenue en corrosion. Ils sont ainsi utilisés de manière majoritaire sur beaucoup d'engins de transport. Cependant, leur fréquente faible soudabilité engendre des difficultés pour les assembler par les méthodes de soudage conventionnelles par fusion, notamment pour la série 2XXX et 7XXX, et le rivetage est ainsi souvent préféré. Malheureusement, le rivetage provoque inmanquablement une augmentation du poids de la structure, notamment à cause de l'enture, et n'est pas le moyen d'assemblage le plus économique. Des techniques d'assemblage innovantes pouvant répondre à ces problèmes ont donc vu le jour. C'est le cas du soudage par friction malaxage (Friction Stir Welding – FSW), un moyen d'assemblage alternatif particulièrement adapté aux alliages d'aluminium.

Contexte industriel

La thèse a été menée en cotutelle au sein du Laboratoire de Tribologie et Dynamique des Systèmes (LTDS) de l'École Centrale de Lyon (ECL) et du Laboratoire d'Optimisation des Procédés de Fabrication Avancés (LOPFA) de l'École de technologie supérieure (ETS) à Montréal (Canada). Cette cotutelle a été mise en place afin de bénéficier de certaines compétences de chacun des deux laboratoires qui sont la modélisation numérique pour le LTDS et la caractérisation de matériaux pour le LOPFA. Elle a été réalisée en partenariat d'une part avec Dassault Aviation et d'autre part avec Bombardier Transport et a été soutenue financièrement par MITACS et Dassault Aviation. Les travaux réalisés avec chacun des partenaires industriels traitent tout deux d'études de cas de soudage FSW mais sont totalement indépendant l'un de l'autre.

Les travaux réalisés en partenariat avec Dassault aviation s'inscrivent dans la partie FSW du projet NOUGAT (NOUvelle Génération d'Assemblage aéronauTique) appartenant à la plate-forme Usine Aéronautique du Futur (UAF) financée par l'Etat français dans le cadre du Programme d'Investissements d'Avenir (PIA). Le but du projet NOUGAT est de développer des techniques d'assemblage innovantes pour l'industrie aéronautique. La partie FSW du projet NOUGAT implique également les entreprises ESI Group et l'Institut de soudure. Les travaux présentés dans cette thèse portent sur une poutre de plancher d'un avion civil composée de deux tôles d'alliages d'aluminium. Actuellement, ces tôles sont chacune faites d'alliages d'aluminium 2024-T3 et 7175-T73 et sont assemblées avec des rivets, mais l'entreprise aimerait supprimer le rivetage au profit du soudage par friction malaxage afin de réduire le poids de la structure. Pour passer au FSW, l'alliage 7175-T73 est remplacé par de l'alliage 2196-T8, car il perd drastiquement sa tenue en corrosion après soudage. L'alliage 2196-T8 est quant à

lui bien plus robuste à la corrosion une fois soudé. Finalement, une soudure FSW 2024-T3/2196-T8 est mise en œuvre. Les problématiques rencontrées sur une telle poutre soudée par friction malaxage sont liées à sa tenue mécanique et en corrosion mais également aux distorsions induites par le soudage. En effet, les distorsions dues au soudage peuvent conduire à une modification importante de la géométrie de la poutre et peuvent donc, si elles ne sont pas contrôlées, la rendre difficile à assembler avec le reste de la structure ou l'empêcher de remplir son rôle. Aussi, il est généralement souhaitable de les minimiser. Afin de pouvoir maîtriser tous ces problèmes, l'impact de l'évolution des paramètres de soudage sur la résistance et la géométrie des soudures doivent être identifiés et expliqués.

La partie du travail réalisée avec Bombardier Transport est menée en collaboration avec le Conseil national de recherches Canada (CNRC). Cette étude porte sur des panneaux extrudés présents sur les murs de voitures d'un train interurbain à deux étages nommé « Bombardier BiLevel Coach ». Ces panneaux sont faits d'alliage 6061-T6 et sont actuellement déjà soudés par friction malaxage, et des paramètres de soudages optimaux ont donc déjà été définis. Néanmoins, le partenaire Bombardier Transport aimerait comprendre l'influence qu'ont les paramètres de soudage sur la thermique du procédé, notamment afin d'en déduire les modifications métallurgiques dans le joint, les distorsions induites dans les panneaux mais également leur tenue face à la corrosion. Ceci pourrait permettre d'optimiser encore plus finement les paramètres de soudage actuels.

Les deux sujets abordés consistent à lier les paramètres de soudage à l'état final de la soudure afin d'optimiser le procédé. À terme, l'objectif des partenaires serait de disposer d'un modèle numérique permettant de retrouver uniquement par calcul les caractéristiques mécaniques, métallurgiques, géométriques et relatifs à la tenue en corrosion de la soudure. Ceci permettrait de s'affranchir totalement ou partiellement d'études expérimentales, souvent longues et coûteuses. Cependant, un tel dispositif est très long à mettre en place et les travaux réalisés dans cette thèse ne sont qu'une première étape pour parvenir à ce réel aboutissement.

Bien que les deux sujets aient été traités, cette thèse ne développera que le travail réalisé sur le cas de la poutre de plancher d'avion civil du partenaire Dassault Aviation.

Contexte scientifique

Le développement du soudage par friction malaxage pour la poutre de plancher d'avion civil du partenaire Dassault Aviation en est encore à ses débuts. Actuellement, une étude expérimentale a été réalisée en interne pour rechercher le domaine de soudabilité opérationnel (DSO) sur une configuration dite « de développement », où l'alliage 2196-T8 a été remplacé par du 2198-T8 pour des raisons de disponibilité matière et où la géométrie des pièces soudées est simplifiée afin de réduire les coûts et faciliter la mise en œuvre. Une soudure FSW 2024-T3/2198-T8 est donc réalisée. Le travail expérimental mené dans le cadre de cette thèse s'inscrit dans la continuité de cette étude et en reprend donc les principaux résultats comme base de travail. En outre, la configuration de soudage « de développement » est à nouveau utilisée comme cas d'étude, le but des travaux étant également de participer à la compréhension des phénomènes physiques ayant lieu lors du soudage. La finalité des travaux et des futurs travaux est de déterminer les paramètres de soudage optimaux sur la configuration réelle de soudage de la poutre de plancher. On précisera qu'aucune étude traitant la configuration FSW

2024-T3/2198-T8 n'a été recensée dans la littérature. Des études concernant une configuration FSW 2024-T3/2198-T3, assez proche, existent [1]–[3], mais l'alliage 2198 n'a pas un réel intérêt aéronautique dans l'état T3. L'état T8 lui donne en revanche des propriétés mécaniques bien plus intéressantes [4].

Bien que les travaux présentés dans cette thèse soient uniquement issus d'une étude expérimentale, il convient de signaler qu'un volet numérique est également en développement. Cette étude numérique fait suite aux travaux de thèse menés par Robe [5] sur la simulation du soudage par friction malaxage où un modèle numérique utilisant la méthode des éléments finis (FEM) capable de prédire la thermique du procédé dans son état stationnaire est proposé. L'avantage principal de ce modèle est de ne nécessiter que de faibles temps de calcul du fait de son maillage astucieux. Cependant, un tel modèle ne permet pas de prédire la thermique transitoire du procédé, c'est-à-dire qu'il ne fait pas « parcourir » l'outil le long des tôles. La prédiction des distorsions dues à la thermique, qui intéresse particulièrement les industriels, est donc impossible. L'étude numérique en cours a donc pour but d'étendre le modèle numérique stationnaire de Robe [5] à une approche transitoire permettant de prédire la distribution des températures à chaque étape de soudage avec pour finalité la prédiction des distorsions dues à la thermique. A terme, il s'agirait d'intégrer ce modèle numérique transitoire dans la version commerciale de Sysweld, logiciel de calcul numérique de la société ESI Group.

Plan du manuscrit

Ce manuscrit s'articule autour de cinq chapitres :

- Le premier chapitre présente une revue de littérature sur les alliages d'aluminium et la sensibilité des caractéristiques microstructurale, métallurgique, mécaniques et chimiques des soudures par friction malaxage aux paramètres de soudage. Thématiques au cœur de ces travaux de thèse, un accent particulier est mis sur les alliages 2024-T3 et 2198-T8 ainsi que sur leur soudage. Diverses problématiques sont dégagées et pour y répondre, des objectifs sont fixés. La structure de la recherche y est également détaillée.
- Le second chapitre expose la méthodologie utilisée dans les travaux expérimentaux menés. La campagne de soudage ainsi que les différentes techniques d'analyse des soudures réalisées sont présentées.
- Le troisième chapitre expose l'analyse de la macro et microstructure des soudures. Elle se penche sur l'influence des paramètres de soudage sur la morphologie des soudures et sur leur champ de dureté.
- Le quatrième chapitre s'attache à détailler le comportement mécanique en traction des soudures. L'influence des paramètres de soudage sur la relation microstructure-résistance mécanique y est notamment explorée.
- Le cinquième chapitre présente le comportement des soudures face à la corrosion par immersion. Il donne une analyse de l'influence qu'ont les paramètres de soudage et de l'ajout d'un parachèvement sur la tenue en corrosion des soudures.

Chapitre 1 : Revue de littérature

Sommaire

1.1	Les alliages d'aluminium à durcissement structural	6
1.1.1	Généralités sur les alliages d'aluminium à durcissement structural	6
1.1.2	Les alliages d'aluminium Al-Cu-Mg	12
1.1.3	Les alliages d'aluminium Al-Cu-Li-Mg-Ag	13
1.2	Rôles des paramètres process sur les caractéristiques d'assemblages soudés par friction malaxage	15
1.2.1	Le soudage par friction malaxage bout-à-bout	15
1.2.2	Sensibilité aux paramètres process des caractéristiques microstructurales	18
1.2.3	Sensibilité aux paramètres process du comportement mécanique	36
1.2.4	Sensibilité aux paramètres process du comportement en corrosion	51
1.3	Problématiques dégagées, objectifs et structure de la recherche	58

1.1 Les alliages d'aluminium à durcissement structural

1.1.1 Généralités sur les alliages d'aluminium à durcissement structural

1.1.1.1 Situation des alliages d'aluminium à durcissement structural

Les alliages d'aluminium sont couramment utilisés dans l'industrie du transport du fait de leurs propriétés physiques. Ils font notamment preuve d'une très bonne résistance spécifique (ratio résistance mécanique – densité), d'une excellente résistance à la corrosion et d'une très grande facilité à être mis en forme [6]. Les alliages d'aluminium ont une structure cristalline de type cubique faces centrées (CFC). Il ont donc tendance à être ductile car les cristaux CFC possèdent une contrainte de cisaillement critique faible et un nombre optimal de plans de glissement disponible [7]. On distingue majoritairement l'ensemble des alliages d'aluminium en deux types : les alliages pour corroyage, destinés à être mis en forme, et les alliages de fonderie, possédant une bonne coulabilité [8]. Les alliages de corroyage sont eux même distingués en plusieurs séries, principalement en fonction de leur élément d'alliage prépondérant, comme précisé dans le Tableau 1.1.

Série	Elément d'alliage	Durcissement
1XXX	Aluminium quasiment pur	Ecrouissage
2XXX	Cuivre	Structural
3XXX	Manganèse	Ecrouissage
4XXX	Silicium	Ecrouissage
5XXX	Magnésium	Ecrouissage
6XXX	Magnésium et silicium	Structural
7XXX	Zinc	Structural
8XXX	Autres éléments (fer, étain, etc.)	Ecrouissage
9XXX	Non utilisé	-

Tableau 1.1 – Les séries d'alliages d'aluminium de corroyage [8].

Les séries 2XXX, 6XXX et 7XXX sont dites à durcissement structural, ce qui signifie qu'elles doivent subir un traitement thermique afin d'atteindre leurs propriétés physiques optimales [9]. Les autres séries sont quant à elles à durcissement par écrouissage, et ne peuvent être traitées thermiquement [8].

1.1.1.2 Etat métallurgique des alliages d'aluminium à durcissement structural

Différents états métallurgiques peuvent être atteints pour les alliages d'aluminium à durcissement structural (séries 2XXX, 6XXX et 7XXX) en fonction du traitement thermique qu'on

leur impose. Ces traitements thermiques ont pour but de donner aux alliages des propriétés physiques propres et adaptées à leur utilisation [9]. Ils sont définis par la combinaison de différentes étapes qui sont [10] :

- Le refroidissement : après avoir subi une transformation à chaud, l'alliage est refroidi lentement, par exemple à l'air libre.
- La mise en solution : l'alliage est maintenu à une température supérieure à celle de sa température de solvus pendant un temps donné. Cette étape est suivie d'une trempe.
- La trempe : après la mise en solution, l'alliage subit un refroidissement rapide. L'état obtenu est instable métallurgiquement.
- L'écrouissage : un travail à froid engendrant des déformations plastiques est effectué sur l'alliage afin de modifier ses caractéristiques mécaniques.
- Le vieillissement :
 - Le revenu (ou vieillissement artificiel), ou le sur-revenu : l'alliage est porté à une température moyennement élevée, plus basse que la température de solvus, pendant une certaine durée. Cette étape a lieu après la trempe et rend l'alliage quasiment stable métallurgiquement dans le cas d'un revenu ou stable métallurgiquement dans le cas d'un sur-revenu.
 - La maturation (ou vieillissement naturel) : il s'agit d'une alternative au revenu. Toujours après la trempe, l'alliage est laissé température ambiante afin d'atteindre un état de quasi-stabilité métallurgique.

Les différents états métallurgiques des alliages d'aluminium à durcissement structural et le traitement qui leur correspond sont indiqués dans le Tableau 1.2.

Etat métallurgique	Traitement thermique
T1	Refroidissement*, maturation
T2	Refroidissement*, écrouissage, maturation
T3	Mise en solution, trempe, écrouissage, maturation
T4	Mise en solution, trempe, maturation
T5	Refroidissement*, revenu
T6	Mise en solution, trempe, revenu
T7	Mise en solution, trempe, sur-revenu
T8	Mise en solution, trempe, écrouissage, revenu
T9	Mise en solution, trempe, revenu, écrouissage
T10	Refroidissement*, écrouissage, revenu
*après transformation à chaud	

Tableau 1.2 – Traitements thermiques des alliages d'aluminium [8].

1.1.1.3 Mécanismes de durcissement structural

Les mécanismes de durcissements structuraux correspondent à un changement d'état de précipitation de la matière. Grâce à un traitement thermique tel que ceux définis dans le Tableau 1.2, des précipités plus durs, cohérent avec leur matrice et dispersés de manière

homogène dans la matière se forment dans l'alliage et lui donne de meilleures propriétés mécaniques. La Figure 1.1 illustre la notion cruciale de cohérence cristalline [7]:

- Le schéma d'un précipité cohérent (violet et noir sur zone violette), c'est-à-dire continu avec sa matrice (grise), peut être observé sur la Figure 1.1a.
- Le schéma d'un précipité incohérent (violet et noir sur zone violette), c'est-à-dire sans continuité avec sa matrice (grise), peut être observé sur la Figure 1.1b.

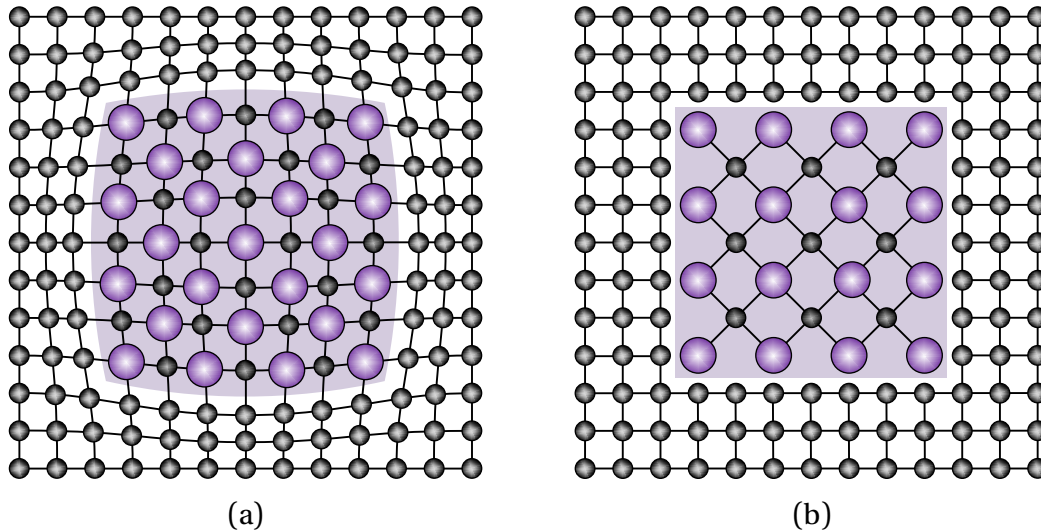


Figure 1.1 – Schématisation des types de précipités (a) cohérent avec la structure cristalline de sa matrice, (b) incohérent. D'après [7].

Alors qu'une déformation purement élastique n'engendre pas de modification dans la structure cristalline de la matière, les déformations plastiques, elles, en produisent. La plasticité est en fait due au déplacement des dislocations au sein de la structure cristalline de la matière, lorsqu'elle est par exemple soumise à une contrainte mécanique [11]. Les dislocations sont des défauts linéaires dans la structure cristalline, et les précipités peuvent servir d'obstacle au déplacement de ces dislocations. Un précipité cohérent avec sa matrice et de dimension inférieure à la taille critique se fait franchir par les dislocations par cisaillement, comme le montre la Figure 1.2a, ce qui nécessite une contrainte de cisaillement qui est d'autant plus élevée que le précipité est gros [11]. La présence de ce type de précipité rend donc l'alliage plus difficile à déformer et améliore ses propriétés mécaniques. Si le précipité est de dimension supérieure à une taille critique, les dislocations vont généralement le contourner par le mécanisme d'Orowan, comme l'illustre la Figure 1.2b, et la contrainte de contournement diminue quand la taille du précipité augmente [11]. Au-delà d'une taille critique, augmenter la taille des précipités a donc tendance à abaisser les propriétés mécaniques de l'alliage. Aussi, les précipités au-dessus de la taille critique sont régulièrement incohérent avec leur matrice, ce qui a aussi tendance à favoriser le mécanisme de contournement [12]. On précisera qu'il est également possible de rencontrer des précipités semi-cohérent, ce qui signifie qu'ils ne sont cohérents avec leur matrice que selon certains plans cristallins. Ce type de précipité peut améliorer partiellement les propriétés mécaniques de l'alliage s'il ne dépasse pas la taille critique.

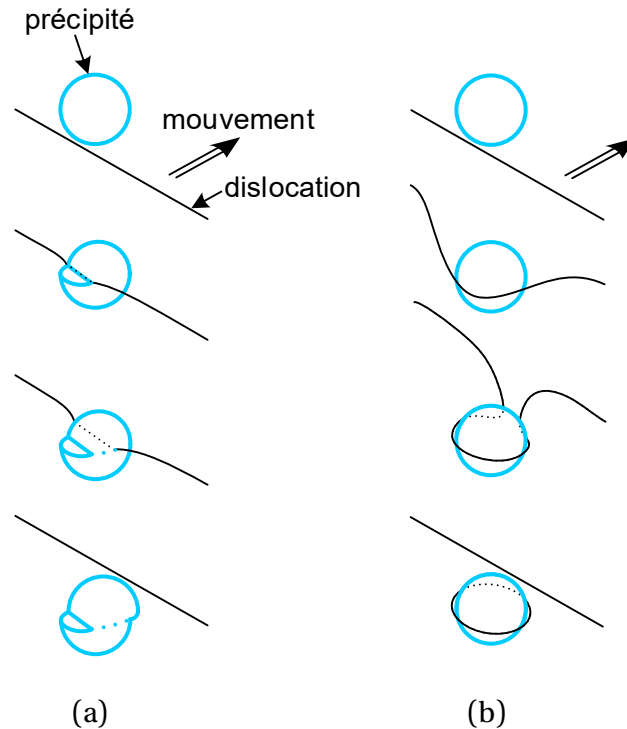


Figure 1.2 – Mécanismes de franchissement des précipités par les dislocations
(a) cisaillement, (b) contournement. D'après [11].

Afin d'illustrer les mécanismes de durcissement structural, c'est-à-dire la formation de précipités, on prendra l'exemple d'un traitement thermique de type « Mise en solution, trempe, revenu » (permettant d'atteindre l'état métallurgique T6 ou T7) sur les alliages Al-Cu. La Figure 1.3 présente un extrait du diagramme de phase d'un alliage Al-Cu. Il est possible d'y distinguer, de manière simplifiée, les 3 étapes du traitement thermique (Mise en solution, trempe, revenu) [7], [13] :

1. Mise en solution : l'alliage est porté à une température au-dessus de la température de solvus (frontière domaine α et $\alpha+\theta$ sur la Figure 1.3) qui est maintenue jusqu'à l'apparition de phases α (phases solides d'aluminium contenant jusqu'à 5.65% m de cuivre) et la disparition des phases de type θ (phases fragile composées de CuAl_2).

2. Trempe : l'alliage, qui ne contient à présent que des phases α , est rapidement refroidit pour revenir dans le domaine en dessous de sa température de solvus. Selon le diagramme, des phases de type θ devraient être produites dans ce domaine, mais étant donné le refroidissement brutal, les atomes ne peuvent pas diffuser vers des sites de potentiel germination de phases de type θ : aucune phase de type θ ne se forme. La structure est donc super-saturée en cuivre (précipité α_{ss} , appelés aussi SSSS (supersaturated solid solution – solutions solides sur-saturées) ou bien directement α) et n'est pas à l'équilibre métallurgique : elle est métastable.

3. Revenu (ou vieillissement artificiel) : les α_{ss} sont chauffés à une température plus basse que le solvus. Les atomes de cuivre en excès diffusent vers des sites de germination, et des précipités de type θ commencent ainsi à naître et à grossir. Les précipités de type θ naissant sont répartis de manière éparpillée dans les phases α , et c'est justement cette dispersion qui rend l'alliage plus résistant. L'état métallurgique T6 est obtenu. Si l'étape de revenu est

prolongée trop longtemps, un sur-revenu (ou sur-vieillessement) est réalisé et l'alliage passe de l'état T6 à T7. L'étape de revenu peut aussi être remplacée par une étape de maturation (ou vieillissement naturel), qui consiste à simplement laisser l'alliage à l'air libre, et un état T4 est obtenu dans ce cas. Si une opération d'écrouissage est ajoutée entre la trempe et le vieillissement, on obtient un état T3 dans le cas d'une maturation ou T8 dans le cas d'un revenu. Si une opération d'écrouissage est effectuée après avoir atteint l'état T6, on obtient alors un T9.

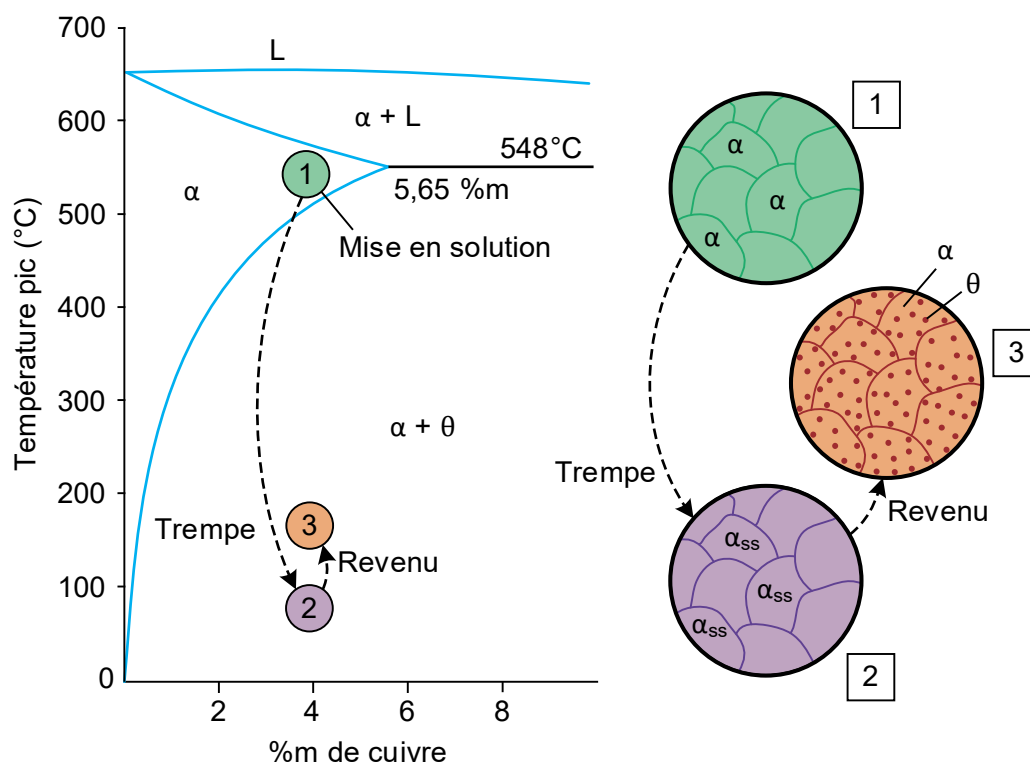


Figure 1.3 – Diagramme de phases d'un alliage à base de Al-Cu situant les 3 étapes du traitement thermique « trempe et revenu » [7].

On garde à l'esprit que la Figure 1.3 est simplifiée et que lors du vieillissement (étape 3 sur la Figure 1.3), les phases de type θ peuvent prendre plusieurs formes intermédiaires, plus ou moins bénéfiques pour la résistance mécanique de l'alliage. Le diagramme TTT schématisé d'un alliage à base de Al-Cu (Cu 4%_m) sur la Figure 1.4 permet d'illustrer cette transition de phase intermédiaire durant le revenu de l'alliage ainsi que l'évolution de la dureté correspondante. Une fois la température de revenu atteinte les atomes de cuivre diffusent et se regroupent en petits amas d'environ 5 nm (taille pour un alliage Al-Cu (Cu 4%_m), mais la dimension varie en fonction des alliages [14]). Ces amas, éparpillés dans les phases α , sont dits « zones de Guinier-Preston », abrégées « GP ». Ce sont de tous petits précipités qui jouent le rôle de foyers de germination pour les précipités suivants. Les GP sont des précipités cohérents avec leur matrice et durcissent donc la matière mais dans des proportions assez faibles au vu de leur taille. Ils sont métastables et se transforment progressivement en précipités θ'' après une certaine durée, amenant l'alliage à un état de « sous-revenu » correspondant à un état métallurgique T3 ou T4. Les précipités θ'' sont plus gros (environ 20 nm) que les GP, cohérents avec leur matrice, mais toujours métastables. En leur présence, la dureté augmente

significativement mais n'est pas encore au maximum. Par la suite, les θ'' évoluent en θ' , encore plus gros, toujours cohérents avec leur matrice et métastables. Un « pic de dureté », correspondant à un état métallurgique T6 ou T8, est atteint lorsque ces phases sont en forte proportion au sein de l'alliage. Elles ont en effet une taille importante, demandant une contrainte de cisaillement élevée pour que les dislocations puissent les franchir, mais qui reste en deçà d'une taille critique. Les phases θ' finissent ensuite par devenir des phases θ composés de CuAl_2 . Ces précipités sont stables mais non cohérents avec leur matrice et ont en plus une taille supérieure à la taille critique. Ils sont donc contournés par le mécanisme d'Orowan [12], et la dureté de l'alliage est par conséquent d'autant plus dégradée que leur taille est élevée : l'alliage se trouve dans un état de « sur-revenu », correspondant à un état métallurgique T7. Il est donc important de maîtriser le temps de revenu afin obtenir l'état métallurgique voulu. De

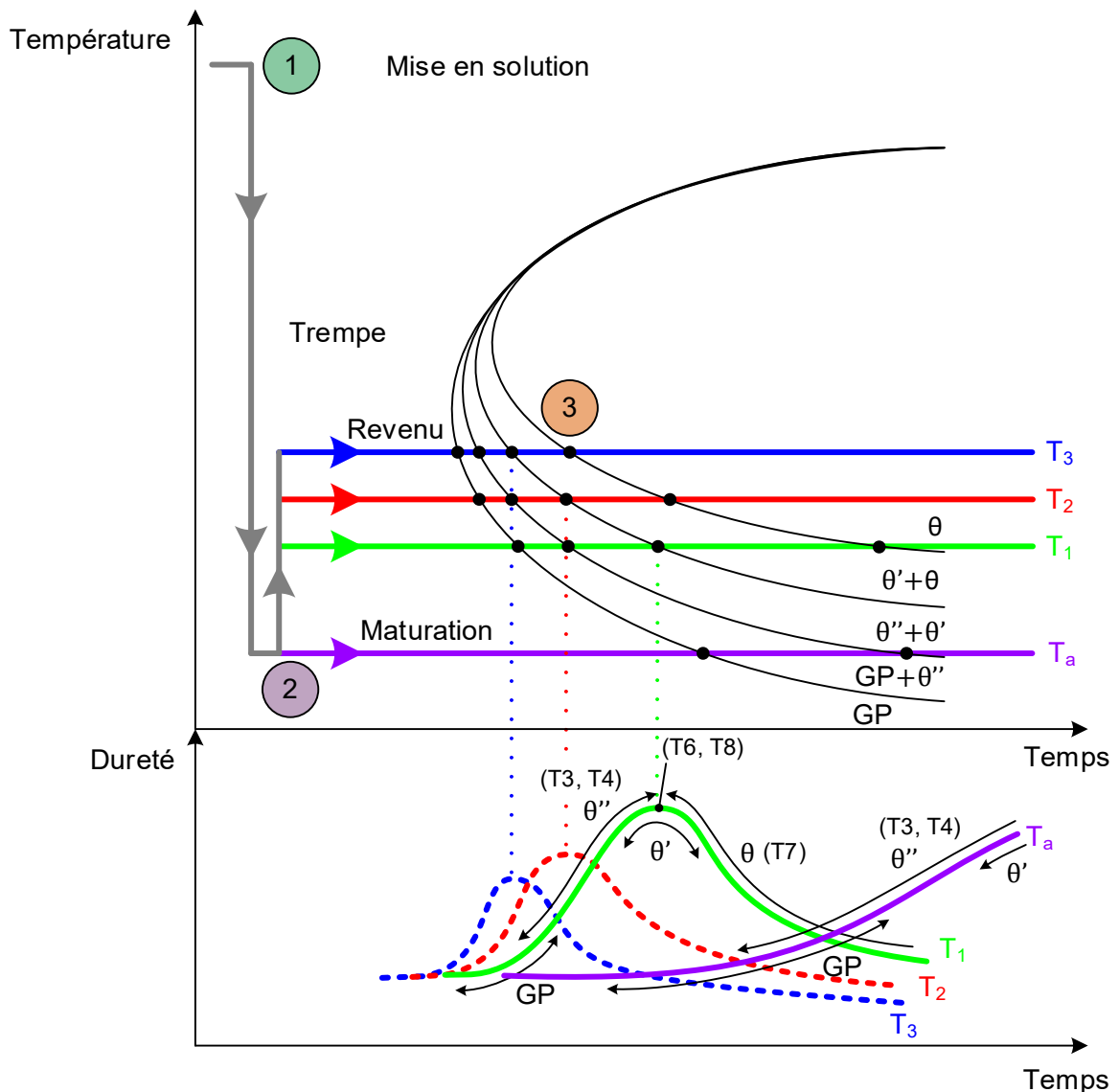


Figure 1.4 – Schématisation de la formation des précipités à plusieurs températures de revenu ou dans le cas d'une maturation pour un alliage à base de Al-Cu (Cu 4%) et dureté correspondante. D'après [10].

plus, on observe sur la Figure 1.4 que l'évolution des phases lors du revenu dépend également de la température choisie (T_1 , T_2 et T_3 sur la Figure 1.4) : plus la température est basse, et plus le temps nécessaire à atteindre le pic de dureté sera long, mais plus la valeur du pic sera également élevée. Si l'on décide de faire une maturation, c'est-à-dire de laisser l'alliage à température ambiante après la trempe (T_a sur la Figure 1.4), le temps de vieillissement nécessaire est beaucoup plus long pour atteindre des phases θ' . Il n'est d'ailleurs pas possible d'atteindre le pic de dureté avec un simple maturation, mais simplement de s'en rapprocher, comme le montre la courbe à la température T_a sur la Figure 1.4. Un état de sous revenu est donc toujours atteint, ce qui correspond à un état métallurgique T3 ou T4. Le risque de sur-vieillissement par vieillissement naturel est donc nul [7]. D'un point de vue général à présent, pour un traitement thermique de type « Mise en solution, trempe, vieillissement », les trois étapes présentées dans la Figure 1.3 sont à chaque fois présentes. Cependant, le type de précipités engendré, en particulier les S'' , S' et S dans le cas des alliages Al-Cu-Mg, tel qu'expliqué dans les prochaines sections, varie d'un type d'alliage d'aluminium à un autre. Les GP restent cependant toujours la première étape.

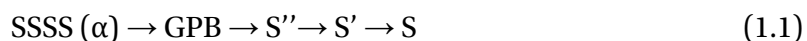
1.1.2 Les alliages d'aluminium Al-Cu-Mg

1.1.2.1 Propriétés des alliages Al-Cu-Mg

Les alliages de la famille Al-Cu-Mg, dont fait partie l'alliage 2024, appartiennent à la série 2XXX des alliages de corroyage. Ils sont largement utilisés du fait de leur bonne résistance mécanique et en particulier de leur tolérance aux dommages [6], [15]–[17]. Leur coût est généralement relativement faible au vu de leurs propriétés mécaniques [18]. Ils sont pour ces raisons fréquemment utilisés dans l'industrie aéronautique, et plus précisément sur les parties de la structure des avions n'étant pas soumises à de très fortes sollicitations locales, comme par exemple le fuselage [17], [19]. Leur principale faiblesse est leur tenue en corrosion qui est assez mauvaise par rapport à celles des autres alliages d'aluminium. Ceci s'explique par la présence importante de cuivre dans leur composition [6]. Malgré cela, les alliages Al-Cu-Mg sont destinés à remplacer, dans les décennies à venir, les alliages 7XXX dans les structures aéronautiques [20]. Les alliages Al-Cu-Mg, comme tous les autres alliages de la série 2XXX, sont difficiles à souder par les méthodes de soudage conventionnelles [21].

1.1.2.2 Phases des alliages Al-Cu-Mg

Depuis les années 1950, la précipitation des alliages Al-Cu-Mg est source de nombreuses études. Bagaryatskii [22] a été le premier à proposer une séquence de précipitation (1.1) pour cette famille d'alliages, et en l'occurrence pour un alliage ayant un ratio Cu:Mg de 2,2 :1. En fait, Silcock [23] a un peu plus tard observé que la séquence de précipitations des alliages Al-Cu-Mg dépendait du ratio Cu:Mg, et il est donc important de préciser ce ratio.

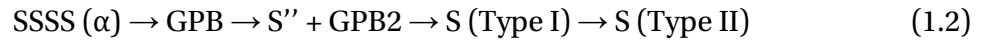


On retrouve les phases :

- GPB (zones de Guinier-Preston-Bagaryatskii) : il s'agit des zones de concentration d'atomes de Cu et de Mg [22].

- S'' : cette phase est cohérente avec sa matrice mais est fortement instable. Sa contribution au durcissement de l'alliage est donc possible comme l'a observé Cuisiat et al. [24] mais reste limitée.
- S' (Al₂CuMg) : cette phase est semi-cohérente avec sa matrice et est la principale responsable du durcissement de l'alliage, mais elle reste instable [25], [26].
- S (Al₂CuMg) : cette phase possède des paramètres cristallins légèrement différents de ceux de la phase S' et est incohérente avec sa matrice [27]. Sa seule présence a donc pour conséquence un adoucissement de l'alliage [24].

Des études ultérieures [28], [29] ont permis d'identifier la présence d'une phase intermédiaire entre les phases GPB et S'', la phase GPB2. De plus, d'autres séquences de précipitation ont également été proposées. Wang et al. [29] ont mené une étude sur la précipitation d'alliages d'aluminium Al-Cu-Mg (2024-T351 et 2324-T351, ayant tous deux un ratio Cu/Mg autour de 2,5 qui est proche de celui de l'alliage dont la séquence est proposée par Bagaryatskii [22]) et proposent pour ces alliages une séquence de précipitation mettant en jeu des phases S (Type I) et S (Type II) à la place des phases S' et S:



Ces phases S (Type I) et S (Type II) ont les mêmes paramètres cristallins, d'où le même radical « S », mais diffèrent sur leur relation d'orientation. La phase S (Type I) est semi-cohérente avec sa matrice et sa présence provoque ainsi un durcissement de l'alliage. La phase S (Type II) a une relation d'orientation qui diffère de 4° environ par rapport à celle de la phase S (Type I) et est donc non-cohérente avec sa matrice. De plus, elle est de taille plus large que la phase S (Type I). Ces caractéristiques n'en font pas une phase bénéfique à la résistance mécanique de l'alliage. Cependant, la phase S (Type I) est instable et tend à facilement devenir une phase S (Type II) sous une hausse de température, même faible. Un travail à froid avant le vieillissement peut néanmoins permettre de retarder l'apparition de phase S (Type II) au profit de la phase S (Type I) [29]. Ces phases apparaissent au sein des grains, mais également régulièrement au joint de grains (Figure 1.37a), comme c'est le cas du 2024-T3 [30], [31].

1.1.3 Les alliages d'aluminium Al-Cu-Li-Mg-Ag

1.1.3.1 Propriétés des alliages Al-Cu-Li-Mg-Ag

Depuis la fin des années 50, des alliages de type Al-Li, sont développés. Trois générations de ces alliages existent aujourd'hui, la troisième étant encore en cours de développement. Les alliages Al-Cu-Li (série 2XXX) de la deuxième génération contiennent plus de 2%_m de Li et pourraient être de bons candidats pour les applications aéronautiques du fait de leur haut module de Young et leur très faible densité [32]. L'ajout de 1%_m de lithium dans une structure permet en effet une réduction de son poids de 3% [33] pour une augmentation du module de Young d'environ 6% [34]. Ces bonnes performances se font cependant au prix d'une forte anisotropie [35], d'une relativement faible ténacité [36] et d'une forte susceptibilité à la corrosion et corrosion sous contrainte [34]. Pour atténuer ces problèmes, tout en gardant une partie des bénéfices en termes de poids et de propriétés mécaniques de la deuxième génération, la proportion de Li des alliages de la troisième génération est inférieure à 2%_m. Les alliages de la troisième génération de type Al-Cu-Li montrent ainsi une réduction de l'anisotropie et une

meilleure tenue à la corrosion, la corrosion sous contrainte et la propagation de fissure [34] par rapport à ceux de la seconde génération. L'ajout de Mg et de Ag dans la composition de ces alliages, pour produire entre autre les alliages 2196 et 2198, a pour effet de les durcir davantage [6], [37]. La composition des alliages de cette famille a une forte influence sur leurs propriétés mécaniques. Ainsi, le 2196 possède une meilleure résistance élastique et mécanique que le 2198 [38]. Ces alliages pourraient progressivement prendre la place des alliages d'aluminium conventionnels dans les structures aéronautiques, mais leur coût élevé reste encore un frein [6]. Les alliages Al-Cu-Li-X sont également difficile à souder par les méthodes de soudage traditionnel du moment qu'ils appartiennent aussi à la série 2XXX [21].

1.1.3.2 Phases des alliages Al-Cu-Li-Mg-Ag

La précipitation des alliages de la famille Al-Cu-Li est particulièrement complexe car elle dépend fortement de la composition de l'alliage en jeu [39] et du type de vieillissement (maturation ou revenu) [40]. Plusieurs auteurs [41], [42] ont étudié l'influence de l'ajout de Mg et de Al dans la composition des alliages Al-Cu-Li. Ajoutés ensemble, ces éléments d'alliage permettent la précipitation des phases typiques des alliages Al-Cu telles que la phase θ' , mais surtout celle de la phase T_1 (Al_2CuLi) [41], [42]. La phase θ' se forme à cause de la présence de Mg mais le fait que ce dernier interagisse avec les atomes d'Ag modère cette précipitation [41] pour laisser place à une fraction importante de phase T_1 [43]. Le ratio Cu:Li a une influence forte dans la précipitation : plus ce ratio augmente, plus la fraction de phase T_1 est importante, comme l'ont observé Decreus et al. [38] dans le cas du revenu sur des alliages d'aluminium 2196 (Cu:Li = 1,7) et 2198 (Cu:Li = 3,4). Les précipités T_1 présents dans le 2196, à faible ratio Cu:Li, ont en effet un temps d'incubation bien plus élevé que ceux du 2198, ce qui les rend plus difficiles à apparaître [38]. Cependant, la taille des précipités obtenus dans le 2196 suite au revenu est plus optimale pour le durcissement que celle de ceux obtenus pour le 2198. Cela explique notamment les meilleures propriétés en traction de l'alliage 2196 face à celles du 2198. Pour l'alliage 2198 (Al-Cu-Li-Mg-Ag), Decreus [44] propose la séquence de précipitation suivante dans le cas d'un revenu :



On retrouve les phases :

- GPB (zones de Guinier-Preston-Bagaryatskii) : cf. section 1.1.2.2.
- T_1 (Al_2CuLi) : cette phase est semi-cohérente et est stable. Elle agit fortement sur le durcissement de l'alliage [39].
- θ' ($CuAl_2$) : cette phase est semi-cohérente et est instable. Sa présence vient durcir l'alliage [26], [45].
- S (Al_2CuMg) : cf. section 1.1.2.2.

Il convient de noter que la présence de phase T_1 dans cette séquence de précipitation est, comme la littérature a pu l'observer [41], [43], prédominante sur celle des phases θ' et S [44]. La principale phase durcissante pour les alliages Al-Cu-Li-Mg-Ag est donc la phase T_1 . Généralement, pour les alliages Al-Cu-Li, des précipités sont présents dans les grains, et parfois au sein du joint de grains pour certains traitements thermiques [46], [47]. Néanmoins, aucune précipitation n'a lieu au joint de grains dans le cas du 2198, peu importe le traitement thermique [48], [49].

1.2 Rôles des paramètres process sur les caractéristiques d'assemblages soudés par friction malaxage

1.2.1 Le soudage par friction malaxage bout-à-bout

1.2.1.1 Introduction

Le soudage est un procédé d'assemblage largement répandu dans l'industrie à travers diverses techniques telles que le soudage à l'arc électrique, plasma, laser, par faisceau d'électron ou par résistance. Le soudage par friction malaxage (Friction Stir Welding, FSW) est un procédé de soudage en phase solide, c'est-à-dire avec une température opératoire inférieure à la température de fusion du matériau soudé. Il a été inventé en 1991 par le TWI (The Welding Institute) au Royaume-Uni [50]. Il ne nécessite aucun métal d'apport car il ne repose que sur le malaxage des deux matériaux à leur interface par un outil simple effectuant un mouvement composé simultanément d'une translation et d'une rotation pour les assembler. Ses voies d'application se concentrent beaucoup sur les alliages légers, dont principalement les alliages d'aluminium qui sont réputés pour avoir une faible soudabilité, surtout pour la série 2XXX [21]. Il est également mis en œuvre pour le soudage de matériaux dissimilaires, tels que l'aluminium et l'acier, où les autres procédés de soudages ne sont pas applicables [51]. Il s'agit parfois, pour certains matériaux ou certaines combinaisons de matériaux, de l'unique alternative aux rivets qui ont l'inconvénient d'alourdir la structure notamment à cause de l'enture.

1.2.1.2 Principe de fonctionnement

En soudage par friction malaxage bout-à-bout, un outil muni d'un épaulement et d'un pion est mis en rotation à une certaine vitesse. Il pénètre ensuite la matière, placée généralement sur une enclume, au niveau de la zone à souder jusqu'à ce que l'épaulement soit en contact avec les plaques ; une pression, déterminée au préalable, est ainsi appliquée. L'outil parcourt ensuite la zone à souder à une vitesse d'avance donnée pour former un cordon de proche en proche et quitte la matière en fin d'opération. La Figure 1.5 illustre le procédé de soudage par friction malaxage. On définit le côté avançant (Advancing Side, AS) où les vecteurs vitesse d'avance et de rotation sont dans la même direction et le côté reculant (Retreating Side, RS) où les vecteurs vitesse d'avance et de rotation sont dans des directions opposées, ce qui en fait un procédé asymétrique. Un échauffement de la matière au voisinage de l'outil, provenant d'une part du frottement de l'outil et d'autre part de la dissipation de la chaleur induite par les grandes déformations engendrées par le malaxage, l'amène à un état pâteux, sans fusion, où il est possible de la malaxer et la mélanger. Ce procédé implique des couplages physiques importants, surtout entre la mécanique, la thermique et la métallurgie [29].

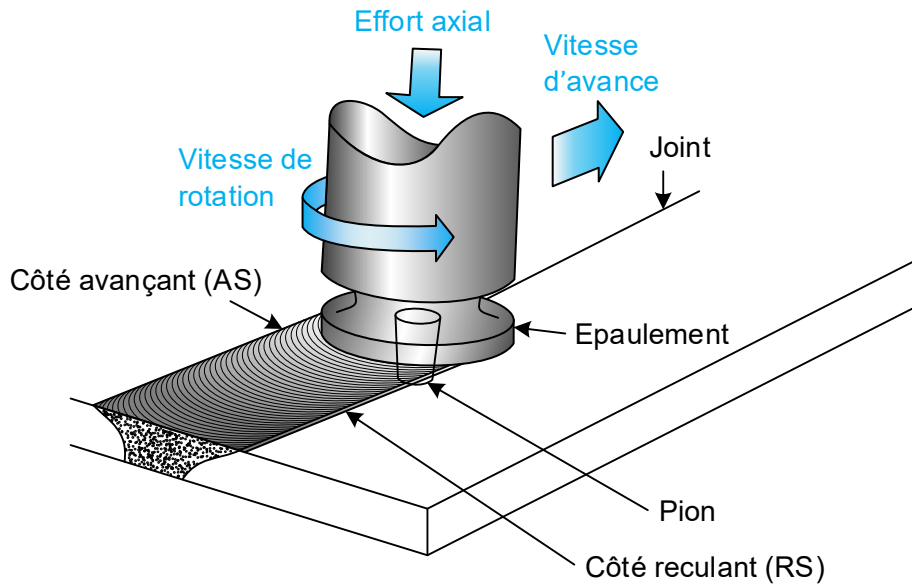


Figure 1.5 – Schéma de principe du procédé de soudage par friction malaxage [51].

Le FSW possède plusieurs avantages. Parmi ses avantages, on peut notamment citer l'absence de métal d'apport et de préparation spécifique des matériaux à souder, comme le retrait de la couche d'oxyde. Il offre également la possibilité de souder des matériaux parfois hautement dissimilaires comme des alliages d'aluminium et du cuivre [52], [53] ou des matériaux à la soudabilité très basse comme c'est le cas de certains alliages d'aluminium [21]. Par ailleurs, le fait que la température de fusion ne soit pas atteinte constitue également un avantage. Ceci permet d'une part d'éviter les problématiques liées aux porosités ou aux fissurations à chaud [54]. D'autre part, cela permet de réduire l'intensité des distorsions induites [55]. Enfin, le fait qu'une soudure FSW est réalisée sans la contribution d'un opérateur permet de réduire les risques de non-répétabilité du procédé et améliore sa précision.

Fort de tous ces avantages, le FSW possède cependant quelques inconvénients qui se concentrent surtout sur sa difficulté de mise en œuvre. D'abord, contrairement aux procédés de soudage par fusion où un simple positionnement est suffisant, il est obligatoire de brider fortement les matériaux à souder sur une enclume avec un dispositif souvent assez volumineux et long à mettre en place. Cela est nécessaire à cause des efforts élevés générés quand les tôles par le passage de l'outil. Ensuite, le système permettant de mettre en rotation l'outil et de le faire avancer est également lourd. Il peut être constitué d'une machine, assimilable aux machines-outils de type portique ou d'un bras robotisé, qui a pour rôle de faire avancer l'outil. Sur cette machine est présent une broche, qui a pour rôle de mettre en rotation l'outil. Toutes ces installations nécessaires rendent le procédé FSW non transportable, contrairement à un bon nombre de procédés de soudage par fusion, et les opérations de soudages se passent donc nécessairement en usine. Enfin, bien que l'utilisation de bras robotisé puisse parfois permettre de venir à bout de ce problème, réaliser une soudure FSW dans une zone assez confinée ou difficilement accessible reste compliqué du fait du gabarit de la broche ou de son manque de mobilité (dans le cas d'une machine portique par exemple). Une réflexion particulière doit donc être menée en amont lors de la conception de la structure afin de définir l'enchaînement précis des étapes de soudage.

1.2.1.3 Les paramètres du procédé FSW

Toute opération de FSW est définie par plusieurs paramètres process. Bien qu'il en existe un nombre important qui varie en fonction des configurations de soudage, des paramètres de soudage principaux, ayant une influence majeure sur les caractéristiques et le comportement de la soudure, peuvent être distingués pour le soudage bout-à-bout. Ces paramètres sont présentés sur la Figure 1.6 et sont dissociables en trois catégories : les paramètres de l'outil (Figure 1.6a), les paramètres des tôles soudées et de l'enclume (Figure 1.6b) et les paramètres machine (Figure 1.6b) [56]. Les paramètres de l'outil (Figure 1.6a) sont principalement le diamètre, la forme et les motifs en surface de son pion et de son épaulement. Il est effectivement possible d'avoir des outils à l'épaulement légèrement concave et/ou avec des motifs en surface souvent périodiques ou de révolution. Il en va de même pour le pion qui peut présenter une forme conique, carrée ou triangle, et également des motifs en surface tels que des méplats périodiques ou des vis. Le but de tous ces paramètres est généralement d'assurer le meilleur malaxage possible de la matière permettant d'obtenir les meilleures propriétés mécaniques ou chimiques pour l'assemblage soudé. Le matériau du pion est également un paramètre important car il joue un rôle important dans le pompage de la chaleur du procédé [5], [56], [57]. Pour les tôles soudées et pour l'enclume, généralement présente, les principaux paramètres sont leurs dimensions et leurs matériaux. Par conséquent, pour le soudage dissimilaire, le choix du positionnement côté AS ou RS des matériaux des deux tôles à souder est un paramètre à lui seul. Le matériau des tôles soudées a un fort effet sur le mélange des matériaux et la génération de chaleur, tandis que leurs dimensions ont des effets sur la dissipation de cette chaleur et sur toutes les caractéristiques qui en découlent [56]–[58]. Les paramètres machines sont composés de la vitesse d'avance V_a ($\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$) et de rotation V_r ($\text{tr} \cdot \text{min}^{-1}$) de l'outil, de sa

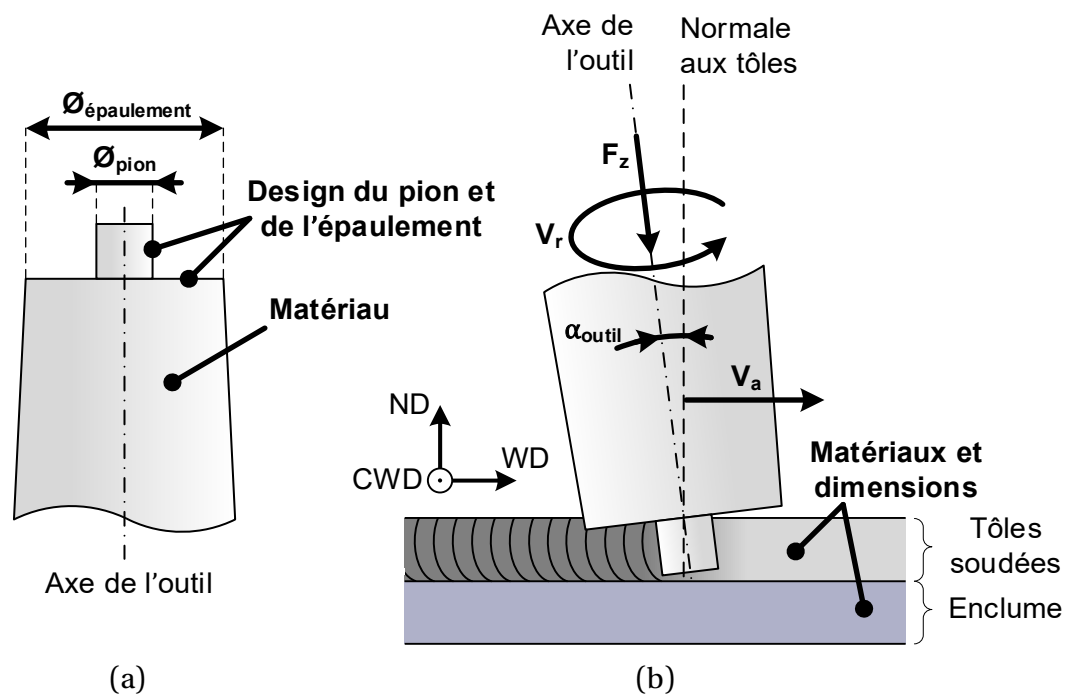


Figure 1.6 – Principaux paramètres process pour le FSW (en gras) (a) paramètres de l'outil (b) paramètres des tôles soudées et de l'enclume, et paramètres machine.

force axiale F_z (N) imposée et de son tilt α_{outil} (°). La combinaison de la vitesse de rotation et d'avance ainsi que la force axiale modulent fortement la génération de chaleur du procédé ainsi que la qualité des soudures. En outre, la vitesse d'avance détermine directement le temps nécessaire pour réaliser l'opération de soudage, et il s'agira, d'un point de vue industriel, de la minimiser. On note que si la machine de soudage n'est pas à contrôle de force, on imposera une profondeur de plongée d (mm) à l'outil à la place d'une force axiale. Cependant, cette manière de procéder ne permet pas d'assurer une force constante en cas de trajectoire légèrement irrégulière de l'outil ou en cas de défaut de planéité de la surface des tôles, et le contrôle de force est donc préféré. Le tilt de l'outil permet, quant à lui, d'assurer la qualité du mélange tout en utilisant une force axiale relativement basse [56], [58]. On précisera que le bridage des tôles, non représenté sur la Figure 1.6, peut aussi avoir un rôle significatif sur le soudage. Des paramètres, tels que la position des brides, leurs matériaux, ainsi que la force qu'elles appliquent aux tôles, peuvent influencer les caractéristiques de la soudure [56], [58].

Le soudage par friction malaxage est un procédé très sensible à ces paramètres qui vont directement influencer le type de soudure obtenue, que ce soit au niveau de ses propriétés mécaniques, chimiques, métallurgiques ou macro et microstructurale. L'évolution de trois de ces paramètres, qui sont la vitesse d'avance et de rotation et la force axiale de l'outil, semble cependant avoir une influence particulièrement forte sur les caractéristiques de la soudure [56], [58]. La dimension et le matériau des tôles soudées sont également des paramètres jouant un grand rôle, mais ils sont généralement imposés, comme c'est le cas dans les travaux de cette thèse. Un grand nombre d'études se sont attelées à déterminer dans quelle intensité les vitesses de l'outil ainsi que sa force axiale influencent les différentes caractéristiques et le comportement des soudures obtenues. Les conclusions utiles de ces études dans le cadre de cette thèse, c'est-à-dire traitant des caractéristiques microstructurales et du comportement mécanique et en corrosion, sont réunies dans les sections suivantes.

1.2.2 Sensibilité aux paramètres process des caractéristiques microstructurales

L'objectif de cette section est de présenter dans quelle mesure les paramètres de soudage, et principalement les vitesses d'avance et de rotation de l'outil, affectent les caractéristiques microstructurales des soudures obtenues. Il est d'abord choisi d'investiguer comment est générée la chaleur en soudage FSW et comment les paramètres influencent son intensité. En effet, bien qu'elle n'en fasse pas partie, la génération de chaleur conditionne hautement les caractéristiques microstructurales. Les caractéristiques des soudures sur le plan microstructural ainsi que l'influence des paramètres sur elles sont ensuite exposées. On note que le terme microstructural est ici utilisé au sens large, et ne comprend pas uniquement la microstructure, c'est-à-dire les propriétés et l'évolution des cristallites dans la soudure. Il évoque aussi la macrostructure, qui fait notamment référence au mélange obtenu dans le joint et aux défauts présents. Il comprend également la métallurgie des soudures, qui renvoie à l'évolution de l'état de précipitation et à la dureté des soudures, car la dureté des alliages d'aluminium à durcissement structural est principalement affectée par l'évolution métallurgique et non par la taille de grain [11].

1.2.2.1 Génération de chaleur au cours du soudage

La génération de chaleur est une donnée très importante en FSW. Sa présence permet en effet au procédé de fonctionner, car elle permet d'attendrir la matière pour la malaxer correctement, mais il faut aussi garder à l'esprit que son intensité influe fortement sur les caractéristiques microstructurales des soudures [56]–[58]. La chaleur est générée de deux façons, soit par frottement de l'épaulement et du pion de l'outil sur les tôles de matériau de base (bleu sur Figure 1.7), soit par la dissipation énergétique induite par les grandes déformations engendrées par le malaxage (rouge sur Figure 1.7). La répartition de la contribution des frottements et de la dissipation suite aux grandes déformations dans la génération de chaleur partage encore la communauté scientifique, notamment à cause du fait qu'il est difficile d'observer expérimentalement cette valeur. La plupart du temps, la chaleur générée est plus importante à proximité de l'épaulement, c'est-à-dire dans la partie haute du joint, car sa vitesse tangentielle plus élevée que celle du pion engendre des frottements et des déformations de la matière plus importants [56], [58]. La chaleur générée se dissipe principalement par conduction dans le reste des matériaux soudés, dans l'outil, et dans l'enclume (Figure 1.7). L'enclume joue d'ailleurs un rôle prépondérant dans le refroidissement des tôles et le choix de ses caractéristiques est donc très important dans la dissipation de la chaleur [56], [59]. Une partie de la chaleur se dissipe aussi par convection dans l'air environnant l'outil et les matériaux soudés, mais dans des proportions plus faibles [51], [56]–[58].

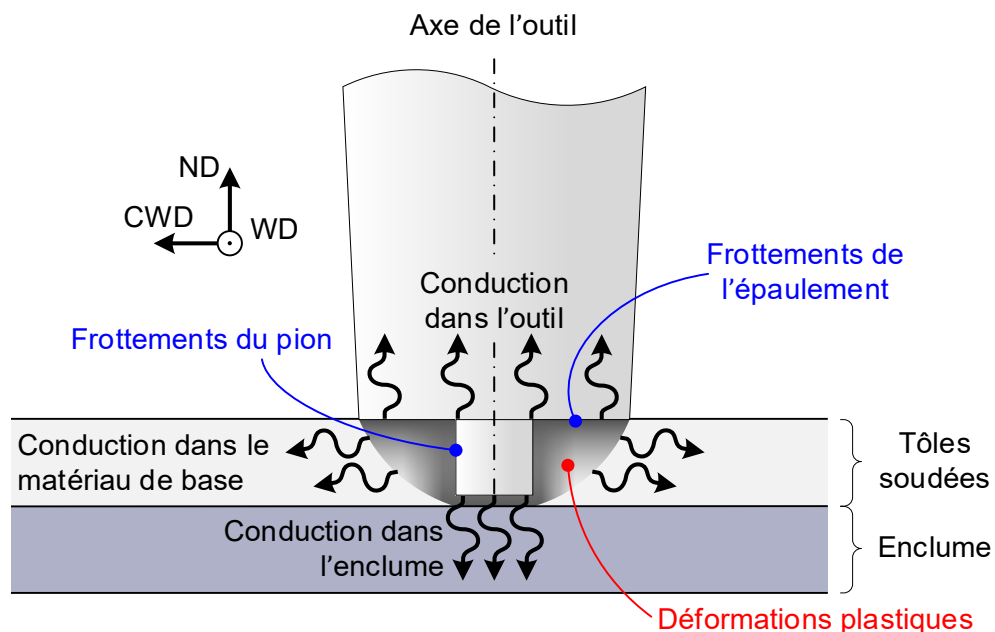


Figure 1.7 – Schématisation de la génération de chaleur au cours du FSW. D'après [57].

La chaleur générée par le procédé engendre généralement des températures maximales dans les soudures de l'ordre de 60 à 90 % du point de fusion de l'alliage [54], [56], [58], [60]. Dans certains cas, les températures peuvent fortement s'approcher du point de fusion, comme dans le cas du soudage de l'alliage d'aluminium 5083 où une température supérieure à 550 °C est atteinte, soit plus de 96 % du point de fusion de l'alliage [58].

Toute opération de FSW possède une phase transitoire au cours de laquelle l'ensemble des organes, c'est-à-dire les tôles à souder, l'enclume et l'outil, chauffent jusqu'à atteindre une phase stationnaire [56]. Cette phase transitoire constitue l'étape de plongée de l'outil au sein des tôles ainsi que le début du cordon, généralement les premiers centimètres. Ainsi, il convient de réaliser les mesures dans la phase stationnaire, où les températures sont stables. Sans surprise, les températures atteintes dans les tôles soudées sont toujours plus élevées dans le noyau, à proximité du passage de l'outil générant la chaleur, et baissent progressivement au fur et à mesure qu'on s'en éloigne [5], [61]–[65], comme l'illustre la Figure 1.8 pour le soudage de l'alliage 6082. De plus, comme pour tout procédé de soudage, le gradient de température est d'autant plus fort que l'on se rapproche du centre de la soudure [56], [66]. En général, la littérature constate un côté AS légèrement plus chaud que le côté RS [5], [61]–[63]. De ce côté, les vecteurs vitesse d'avance et de rotation sont en effet dans la même direction, ce qui a souvent tendance à favoriser la génération de chaleur. Cela est visible sur la Figure 1.8b, où pour une même distance du centre du joint, les thermocouples côté AS mesurent généralement des températures jusqu'à quelques dizaines de degrés supérieures à celles du côté RS. Cependant, certains auteurs ont constaté que le côté RS pouvait être légèrement plus chaud que le côté AS [64], [65]. Ils ont constaté que ce phénomène peut apparaître pour certains paramètres de soudage et notamment des matériaux et épaisseurs de tôles particuliers, mais aussi un tilt, une vitesse et un design de l'outil spécifiques.

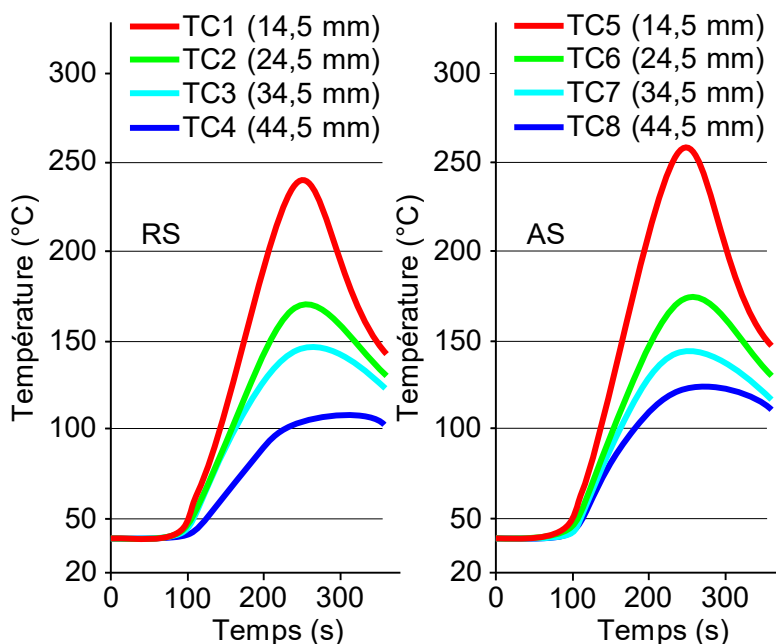


Figure 1.8 – Mesure de température au cours du FSW de l'alliage 6082 par des thermocouples à plusieurs distances du centre de la soudure [63].

Plusieurs auteurs ont observé que la génération de chaleur était fonction des paramètres de soudage, et en particulier des vitesses d'avance et de rotation de l'outil [26], [56], [73], [74], [58], [65], [67]–[72]. Salih et al. [70] ont observé qu'à vitesse d'avance constante l'élévation de la vitesse de rotation augmentait la température mesurée pour le soudage de l'alliage 6092/SiC/17.5p-T6 AMC, comme il est possible de le voir sur la Figure 1.9. A vitesse de rotation constante, augmenter la vitesse d'avance diminuait aussi la température (Figure 1.9). Des

observations identiques ont été réalisées par plusieurs autres auteurs [68]–[70], [73], [74]. L'augmentation de la vitesse de rotation a tendance à générer plus de frottements et plus de déformation plastique dans la matière, ce qui amène à une augmentation de la génération de chaleur. Abaisser la vitesse d'avance laisse l'outil malaxer la matière plus longtemps au même endroit, ce qui a aussi pour conséquence d'augmenter la chauffe et d'atteindre des températures pics plus élevées, tout en rendant le refroidissement plus lent [56], [58], [67], [68], [70], [74].

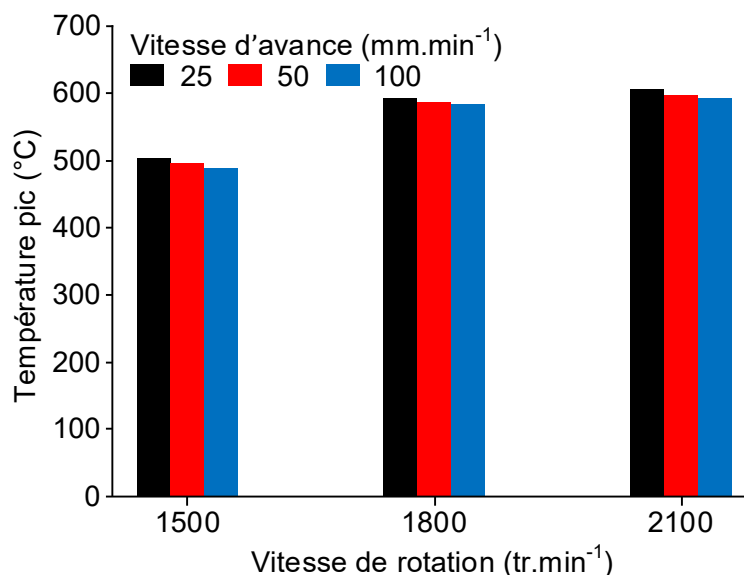


Figure 1.9 – Température maximale dans le noyau pour le soudage de l'alliage 6092/SiC/17.5p-T6 AMC [67].

Si la communauté scientifique semble unanime sur l'effet indépendant des vitesses d'avance et de rotation sur la génération de chaleur, leur effet combiné est plus discuté. Certains résultats portent à penser que la génération de chaleur est d'autant plus forte que le ratio de vitesses $R = V_a/V_r$ est bas [26], [58]. Cela semble à première vue cohérent avec les observations réalisées sur les vitesses d'avance et de rotation de manière séparée, mais cela suppose surtout que les vitesses d'avance et de rotation ont une contribution équivalente sur la génération de chaleur. Certains auteurs ont d'ailleurs observé pour certaines configurations que la vitesse de rotation était plus influente que la vitesse d'avance [67], [71] ou à l'inverse que la vitesse d'avance était plus influente que la vitesse de rotation [65]. Ils ont dans tous les cas conclu que le ratio n'était pas forcément un bon indicateur pour estimer la chaleur générée. Certaines formules empiriques impliquant les paramètres du procédé sont proposées pour évaluer la chaleur générée [56], [58], [72], mais leur application est plus ou moins limitée à une certaine fenêtre de paramètre process et elles ne sont pas valables pour l'ensemble des configurations de soudage.

Des études concernant l'influence d'autres paramètres sur la chaleur générée dans le cas du soudage des alliages d'aluminium existent mais sont moins courantes [75]–[81]. Des auteurs [75], [76], [80], [81] ont observé qu'augmenter la force axiale de l'outil a pour effet d'élever la génération de chaleur. Cela est dû à l'augmentation de la force de friction de l'épaulement sur les tôles soudées quand la force axiale est plus forte. Tikader et al. [76] et Kadian et

al. [79] ont constaté que changer la géométrie de l'outil de soudage pouvait également légèrement modifier la génération de chaleur. Le choix du ou des matériaux ainsi que leur placement influencent aussi significativement la chaleur générée [77], [78], même au sein d'une même série d'alliages [26]. On note que, contrairement à la plupart des autres paramètres, le ou les matériaux ne peuvent pas être choisis librement pour des contraintes structurelles.

Même si certaines tendances peuvent être observées, il est généralement compliqué de prédire précisément la génération de chaleur en ne disposant que des paramètres machine, des tôles et de l'enclume, et géométriques de l'outil. Cette prédiction est difficile d'un point de vue purement quantitatif, c'est-à-dire pour déduire une valeur chiffrée des températures atteintes ou de la chaleur générée. Elle n'est aussi pas toujours aisée quand il s'agit simplement d'ordonner, par chaleur générée, un set de conditions de soudage où les paramètres varient, surtout si ce set est assez étendu. En effet, les phénomènes mis en jeu dans la génération de chaleur peuvent être différents d'une condition à une autre, et les techniques d'évaluation valables pour une configuration ou une fenêtre de paramètres de soudage ne le sont pas forcément sur d'autres. La meilleure façon d'évaluer de manière fiable la génération de chaleur reste donc de la mesurer de façon directe, de préférence en utilisant des thermocouples. On précisera cependant que des modèles numériques permettant de prédire la génération de chaleur existent et peuvent se montrer efficaces [82], [83], que ce soit au niveau de leur fiabilité ou du temps des calculs. Néanmoins, ils ne fonctionnent eux aussi que pour une fenêtre de paramètres, et il est nécessaire de les adapter à chacune des configurations de soudage en leur intégrant les phénomènes physiques majeurs et propres à chaque configuration permettant de générer de la chaleur.

1.2.2.2 Microstructure des soudures

1.2.2.2.1 Evolutions microstructurales

Sur une coupe transverse d'un joint FSW, on distingue traditionnellement quatre zones typiques (Figure 1.10). Ces zones ont chacune des caractéristiques macrostructurales (étendue de la zone, forme et position des interfaces internes dans la zone ou externes entre les zones), microstructurales (taille et orientation des grains) et métallurgiques (état de précipitation) qui leur sont propres. Elles sont présentées sur la Figure 1.10 qui montre une coupe transverse d'un joint fait d'alliage 2024-T351. La formation des différentes zones est due aux différents historiques thermiques et vitesses de déformation subis par chacune d'elles, mais également au flux de matière provoqué par le malaxage de l'outil [56], [58]. L'historique thermique ainsi que les vitesses de déformation subis localement déterminent la taille de grains, et donc l'étendue de chaque zone et la forme et position des interfaces externes entre les zones. L'état métallurgique de chaque zone en dépend également. Le flux de matière pilote quant à lui l'orientation des grains, mais aussi la forme et la position des éventuelles interfaces internes présentes dans chaque zone ou externes entre les zones. D'un point de vue macroscopique, la répartition des zones des soudures FSW présentent globalement une symétrie selon le plan perpendiculaire à la surface des tôles et passant par la ligne de soudage [56], [84]. On précisera que cela est autant valable pour les configurations similaires (mono-matériau) que dissimilaires (bi-matériaux). On retrouve sur la Figure 1.10, depuis le centre de la soudure vers l'extérieur et de chaque côté de la soudure :

- Le noyau : située au centre de la soudure, cette zone correspond à l'endroit où est passé le pion lors du soudage et ses alentours. Elle a été le siège de très grandes déformations plastiques, ce qui lui a permis d'atteindre des niveaux de température élevés qui, couplés à de hautes vitesses de déformation, peuvent engendrer une restauration et recristallisation dynamique de la matière [56], [58], [85]. Des petits grains équiaxes sont généralement obtenus dans cette zone, comme il est possible de le voir sur la Figure 1.10c et d. La taille des nouveaux grains dépend des températures atteintes localement [86]. Pour les alliages à durcissement structural, une dissolution totale des précipités existant initialement dans la matière a généralement lieu, et une reprecipitation peut également avoir lieu grâce à la chaleur présente dans le noyau [1]. Dans le cas du soudage dissimilaire, le noyau se sépare habituellement en deux sous-zones distinctes issues de chaque matériau. La frontière entre ces sous-zones prend classiquement la forme de « S », comme présenté sur la Figure 1.11 entre les sous-zones A et B, mais peut parfois être plus chaotique en fonction des vitesses de l'outil [1], [53], [65].
- La Zone Affectée Thermo-Mécaniquement (ZATM), « C » sur la Figure 1.10 : présente de chaque côté du noyau, cette zone subit des déformations modérées et une élévation de température importante. Cependant, les températures atteintes sont moindres que celles obtenues dans le noyau et ne permettent pas une recristallisation dynamique de la matière [56], [58]. Les grains présents dans la ZATM, bien qu'ils soient altérés, sont donc les mêmes que ceux présents initialement dans le matériau de base [87]. Les déformations engendrées sur les grains de cette zone, consistant en une rotation et un allongement, sont visibles sur la Figure 1.10a, b, e et f. Les températures atteintes sont importantes et affectent l'état de précipitation du matériau [56].
- La Zone Affectée Thermiquement (ZAT), « B » sur la Figure 1.10 : positionnée après la ZATM, cette zone ne comporte que des déformations mécaniques négligeables ou nulles, c'est-à-dire que la forme des grains est restée quasiment intacte après le passage de l'outil [87] (à droite de la Figure 1.10b et a). Les températures atteintes sont modérées mais suffisantes pour affecter l'état de précipitation du matériau [56].
- Le matériau de base, « A » sur la Figure 1.10 : il s'agit de la partie du matériau soudé qui n'a pas été affectée par le passage du pion, que ce soit thermiquement ou bien mécaniquement (Figure 1.10g).

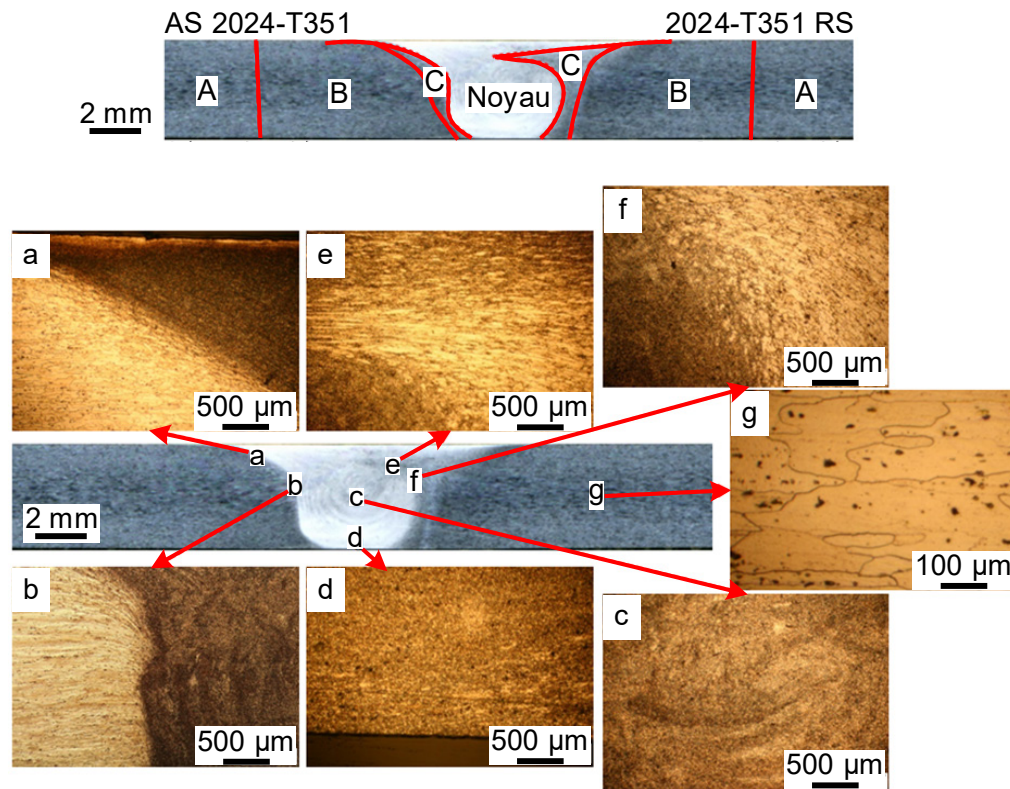


Figure 1.10 – Macrographie d'une coupe transverse d'un joint FSW fait d'alliage 2024-T351 repérant les différentes zones formées après le soudage [84].

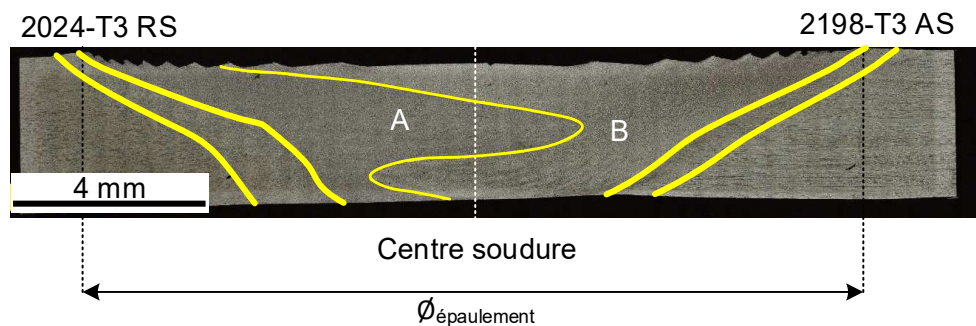


Figure 1.11 – Macrographie d'une coupe transverse d'un joint FSW dissimilaire fait d'alliages 2024-T3 et 2198-T3 [1].

Lors du passage de l'outil, la matière subit un flux mécanique au niveau du noyau et, dans une moindre mesure, au niveau de la ZATM. Comprendre ce flux de matière est souvent une étape clé dans l'optimisation du procédé, car il peut sous certaines conditions occasionner des faiblesses telles que des défauts au sein du noyau [3], [66], [88]–[91]. Malheureusement, le flux de matière est généralement difficile à déterminer, car il n'est pas observable de manière directe dans son intégralité. Des méthodes, telles que celles utilisant des marqueurs, permettent tout de même d'en avoir un aperçu intéressant. On précisera que la détermination du flux de matière ne représente qu'une étape, la finalité étant de comprendre comment le passage

de l'outil l'influence. Liu et al. [92] ont étudié le flux de matière dans le cas du soudage de plaques d'acier austénitique inoxydable 304L de 12,7 mm d'épaisseur par un pion présentant une conicité. Des marqueurs, visibles à 2 mm de profondeur de la surface, ont été placés dans les plaques et ont permis de constater que la matière était déposée derrière le pion dans une position alignée avec sa position initiale, comme il est possible de l'observer sur la Figure 1.12a, b et c. La matière est déposée sous forme de bandes espacées du ratio de vitesses $R = 0,4 \text{ mm.tr}^{-1}$. Par ailleurs, plus le matériau en contact avec le pion est proche du côté AS et plus il est déposé de manière perturbée. Les mêmes observations sont réalisées par Jagadeesha [93] pour le soudage dissimilaire d'alliages d'aluminium 2024-T3 et de magnésium AZ31B-O. Le phénomène de dépose par bande est possible à cause de l'excentration du centre du pion par rapport à son centre de rotation du fait de la force de réaction de la plaque soudée sur l'outil en rotation, comme le schématise la Figure 1.12d.

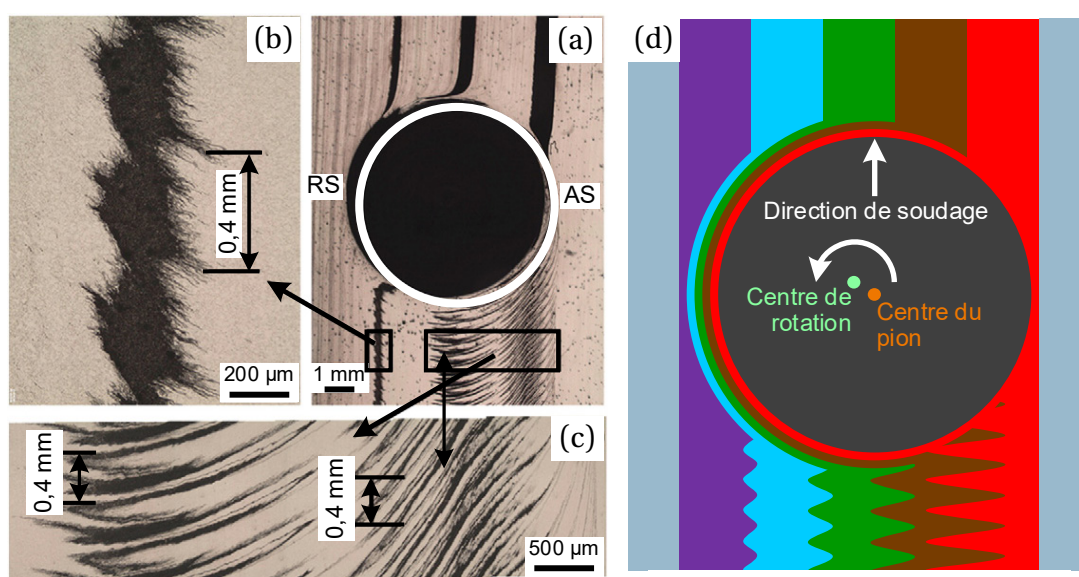


Figure 1.12 – Suivi du flux de matière par marqueur pour le soudage de 304L (a, b et c) vue de dessus globale et de détail à 2 mm de profondeur, (d) schématisation globale [92].

Gratecap et al. [94] ont aussi constaté que l'excentration du pion au cours du soudage de l'alliage 2017-T4 engendrait des bandes de matière. Ces bandes de matière, visibles dans la section transverse de soudures faites d'alliage 2024-T351 sur la Figure 1.10a et b, sont couramment appelées « onion rings » et ont été observées par plusieurs autres auteurs [2], [95]–[98]. Ces bandes ont successivement des propriétés différentes en terme de déformation plastique, de dureté et de texture, ce qui leur confère différents contrastes de couleurs identifiables visuellement suite à une attaque chimique [2], [98].

Les paramètres de soudage affectant la génération de chaleur et le flux de matière sont en général en mesure d'affecter également la morphologie des soudures, c'est-à-dire la forme et les caractéristiques des différentes zones les composant [3], [65], [90], [99]–[103]. La géométrie de l'outil a une influence particulière sur le flux de matière mais aussi sur la chaleur générée (Cf. section 1.2.2.1) et donc sur la morphologie de la soudure [3], [90], [99]. Zhao et al. [90] ont observé que le type de pion utilisé pour le soudage de l'alliage 2014 influence le flux de matière, comme le montrent les reconstitutions 3D effectuées à partir d'essais expérimentaux

avec marqueur présentes sur la Figure 1.13. Pour des paramètres machine constants, alors qu'un pion cylindrique ne provoque quasiment aucun déplacement vertical de la matière, le pion conique et le pion fileté ont tendance à soit remonter, soit abaisser la matière. Cela est dû à l'évolution de leur section entre leur base et leur sommet. L'épaule de l'outil peut également influencer le flux de matière. En effet, comme observé par Leal et al. [99] pour le soudage FSW dissimilaire des alliages 5182-H111 et de 6016-T4, plus de matière est transférée du côté AS vers le côté RD avec un épaule de type « scrolled shoulder » qu'avec un épaule conique. Un changement d'outil peut aussi avoir un impact sur la largeur du noyau, comme constaté par Massoumi Khalilabad et al. [3]. Un outil à pion carré aura ainsi tendance à étendre le noyau. Les différents flux de matière et génération de chaleur provoqués par les différents outils sont certainement responsables de ce phénomène.

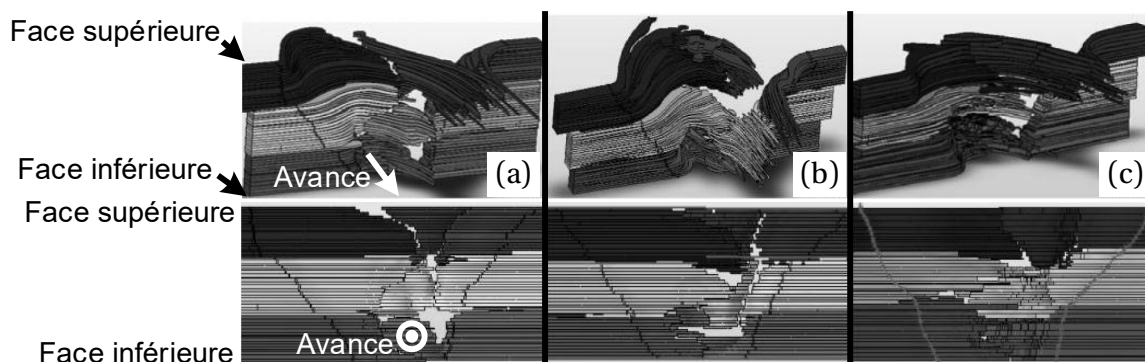


Figure 1.13 – Reconstitution 3D par couches successives du flux de matière lors du soudage FSW de l'alliage 2014 (haut : vue globale; bas : vue selon l'épaisseur) (a) pion cylindrique, (b) pion à conicité, (c) pion fileté [90].

Les vitesses d'avance et de rotation de l'outil, ayant une influence prépondérante dans la génération de chaleur (Cf. section 1.2.2.1), ont également une influence fréquente sur la morphologie des soudures [100]–[102]. Kosturek et al. [100] ont en effet observé, dans le cas du soudage de l'alliage 2519, que la largeur du noyau est d'autant plus élevée que la vitesse d'avance est basse, à vitesse de rotation fixe, comme le présente la Figure 1.14. Cela est attribué à la plus forte chaleur générée pour des bases vitesses de d'avance, permettant une recristallisation sur une zone plus étendue, comme l'ont observé d'autres auteurs [101], [102]. La forme générale du noyau est quant à elle déterminée par la vitesse de rotation de l'outil, et une forme beaucoup plus arrondie est obtenue pour la haute vitesse de rotation. Si le changement de vitesse de rotation peut engendrer une différence sur la génération de chaleur, il est également probable qu'il ait produit une modification du flux de matière modifiant ainsi la forme globale du noyau, comme l'ont constaté Yan et al. [102].

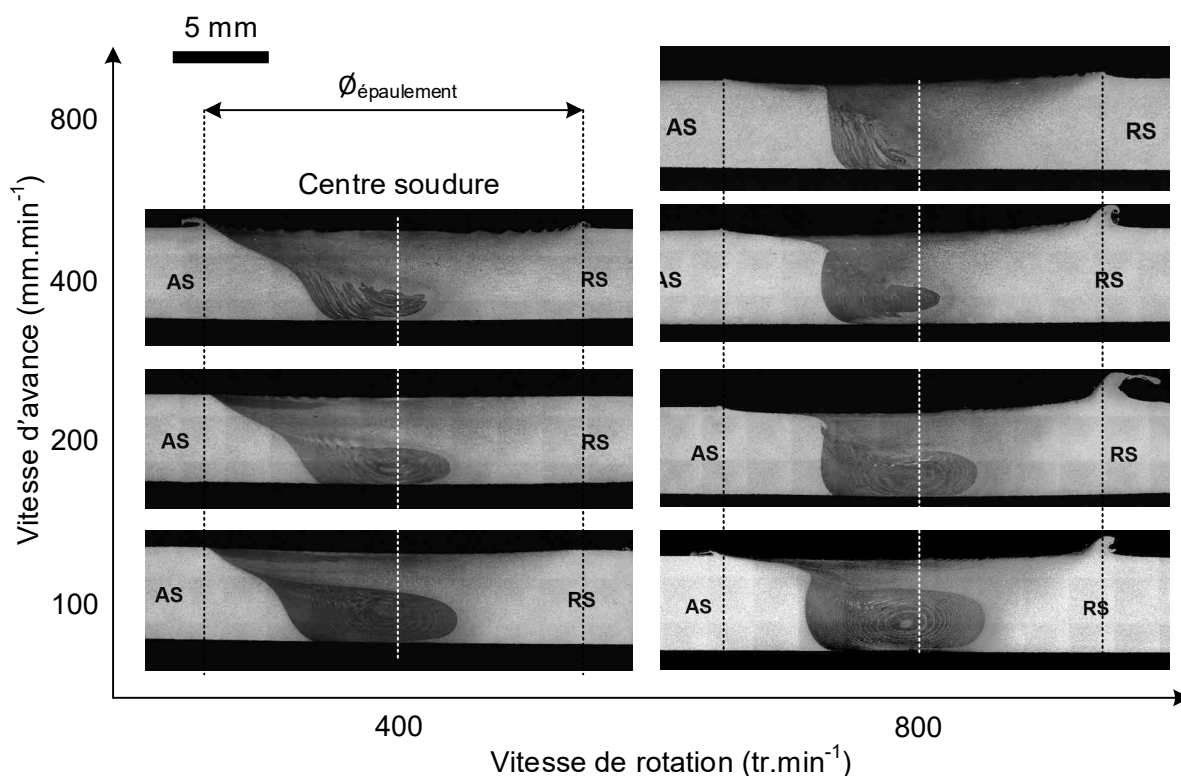


Figure 1.14 – Macrographies dans la section transverse de joints FSW fait d'alliage 2519. D'après [100].

Les vitesses de l'outil peuvent aussi influencer le malaxage interne dans le noyau [3], [65], [100], [103]. Cela est particulièrement visible dans le cas du soudage dissimilaire, où l'interface entre les deux matériaux varie fortement en fonction de la vitesse d'avance et de rotation [3], [65], [103]. Giraud et al. [65] ont notamment constaté que la forme de l'interface était beaucoup plus chaotique pour les couples de vitesses d'avance et de rotation de l'outil ayant un ratio $R = V_a/V_r$ élevé. À l'inverse, les soudures réalisées avec des couples de vitesses ayant un faible ratio R ont une interface tendant vers la forme de « S ». Kosturek et al. [100] ont en outre observé pour le soudage similaire de l'alliage 2519 que les onion rings formés sont beaucoup plus réguliers et complets pour les faibles vitesses d'avance, certainement parce que l'outil avait suffisamment de temps pour réaliser un mélange correct de la matière (Figure 1.14).

1.2.2.2.2 Défauts macroscopiques récurrents

Les soudures peuvent être victimes de divers défauts macroscopiques dont les plus courants sont présentés sur la Figure 1.15. Ces défauts peuvent être de surface ou dans la profondeur du joint et être présents de manière partielle ou complète le long du cordon [66]. L'apparition de ces défauts est déterminée par les paramètres du procédé [56], [66] : un domaine de soudabilité opérationnel (DSO) sur la Figure 1.15, est défini comme la fenêtre de paramètres permettant d'obtenir des soudures exemptes de défauts importants. Il est ainsi généralement possible de supprimer ou réduire la majorité d'entre eux en ajustant correctement les paramètres machine [66], [89]. Cependant, les défauts relatifs au manque de pénétration (Lack Of Penetration – LOP) nécessitent un ajustement de la géométrie de l'outil afin qu'il

malaxe la matière jusqu'à la surface inférieure des tôles. Une haute importance doit être accordée à ces défauts, car ils sont en mesure de détériorer les propriétés mécaniques des soudures (Cf section 1.2.3.1). Comme l'ont constaté Soni et al. [104], il n'existe actuellement que peu de littérature relative aux défauts dans le cas du soudage dissimilaire. Il est donc actuellement difficile de savoir avec certitude si l'implication de deux matériaux différents influence l'apparition de certains défauts déjà découverts sur des soudures en configuration similaire et si des défauts spécifiques existent uniquement pour cette configuration. Pour le moment, plusieurs études ont néanmoins permis de constater que les défauts apparaissant pour les cas dissimilaires sont les mêmes que ceux des configurations dissimilaires [58], [65], [104].

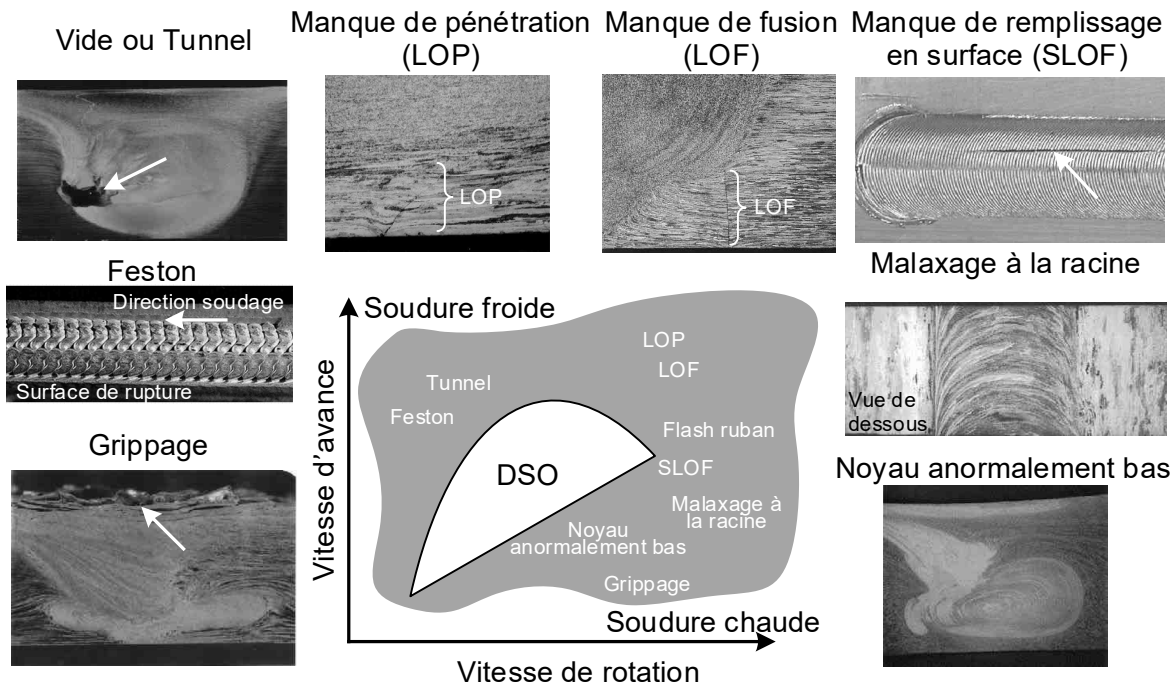


Figure 1.15 - Défauts typiques pour le FSW [66].

Dans les travaux de cette thèse, des défauts de type vide, parfois assimilables à des tunnels, ainsi que des défauts de type manques de pénétration (LOP) sont rencontrés (Cf. section 3.3.2). Une structure similaire à un feston est également présente sur une surface de rupture (Cf. section 4.3.2.3). Le défaut de type vide est un volume interne du joint où de la matière est absente (en haut à gauche de la Figure 1.15). Parfois, ce vide se prolonge dans toute la longueur du cordon, et l'on parle alors de tunnel. Plusieurs auteurs ont identifié que ce défaut apparait lorsque la génération de chaleur est insuffisante [89], [105]–[108]. Ce manque de chaleur rend en effet plus difficile l'écoulement plastique de la matière lors du passage de l'outil, et le mélange demeure incomplet : des défauts de type vide ou tunnel sont formés [88], [89], [106]. Plusieurs auteurs ont investigué l'effet des paramètres machine sur l'apparition et l'intensité de ces défauts [80], [88], [89], [108], [109]. Rasti [108] a mis en valeur l'influence des vitesses et de la force axiale de l'outil sur la formation des défauts de type tunnel dans le cas du soudage de l'alliage 1060 (Figure 1.16). La Figure 1.16 donne la dimension des défauts obtenus pour ces différents paramètres machine. Les défauts sont d'autant plus petits que la vitesse de rotation et la force axiale (traduit en pression sur la Figure 1.16) de l'outil sont hautes et que la vitesse d'avance est basse, car cela favorise la génération de chaleur et donc les

déformations plastiques au cours du soudage. L'auteur a noté que les vitesses de rotation et d'avance ont une influence prépondérante sur la dimension des défauts par rapport à la force axiale de l'outil. Sevvell et al. [89] ont également rapporté que, à vitesses fixes, l'augmentation de la force axiale de l'outil tend à réduire la dimension des défauts de type vide ou tunnel pour des soudures d'alliage de magnésium AZ80A. Caetano et al. [80] ont fait des observations comparables pour le soudage de l'acier inoxydable AISI 410S.

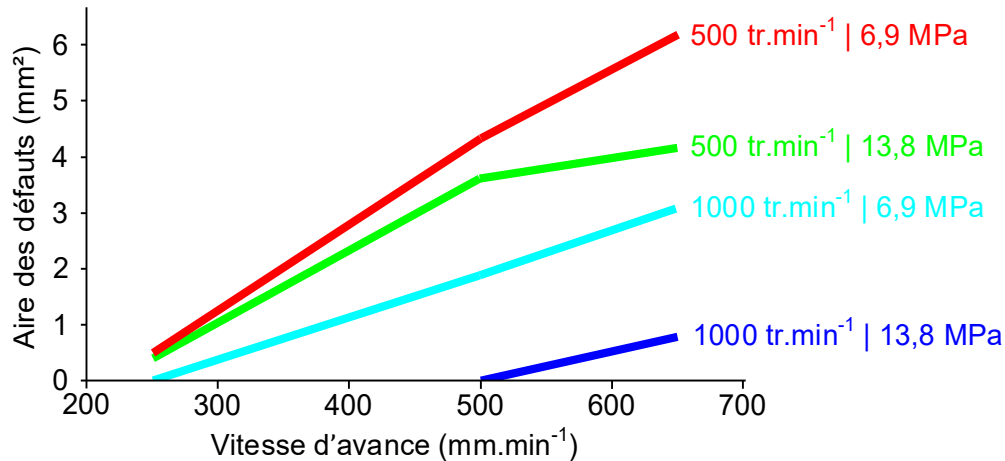


Figure 1.16 – Evolution de la dimension des défauts tunnel pour le soudage de l'alliage 1060 en fonction des paramètres machine [108].

D'autres auteurs ont en revanche identifié le flux de matière comme responsable de la formation des défauts de type vide ou tunnel [3], [66], [88]–[91]. Plusieurs études ont constaté un effet significatif de la géométrie de l'outil dans l'apparition ou l'intensité des défauts de type vide ou tunnel [3], [89]–[91]. Zhao et al. [90] ont constaté qu'un outil possédant un pion fileté permet d'éviter l'apparition de défaut de type vide dans le cas du soudage de l'alliage 2014, alors que outils ayant des pions cylindriques ou possédant une conicité en engendrent, comme l'illustre la Figure 1.17. La présence du filetage sur le pion permet en effet de transporter de la matière selon la direction normale aux tôles (Figure 1.13), et un malaxage complet de la matière est donc réalisé, évitant les défauts. Khalilabad et al. [3] ont en outre observé que l'ajout d'un motif périodique de type « fan » sur l'épaule de l'outil peut éviter l'apparition de défauts de type vide. D'autres études ont permis de constater que le flux de matière peut également être chaotique à cause des paramètres machine et plus précisément de la vitesse de rotation [66], [88]. Kim et al. [88] ont en effet noté un mélange anormal pour de hautes vitesses d'avance dans le cas du soudage d'alliage d'aluminium A383 malgré une génération de chaleur amplement suffisante pour permettre des écoulements de matière satisfaisants. Ce mélange anormal engendre des défauts de type tunnel au sein du noyau. Afin d'éviter les défauts de type tunnel, il convient donc de déterminer d'une part la bonne plage de paramètres machine mais également de choisir un outil permettant un malaxage efficace de la matière. Selon la norme ISO 25239-5:2020 [110], la présence d'un défaut interne n'est pas acceptable pour le niveau d'acceptation B défini par la norme. Pour le niveau d'acceptation C, un défaut interne est considéré comme acceptable s'il est de taille inférieure à 20 % de l'épaisseur de la soudure selon sa section transversale.



Figure 1.17 – Macrographie de joint FSW fait de l’alliage 2014 dans leur section transverse (a) pion cylindrique, (b) pion à conicité, (c) pion fileté [90].

Le défaut de type manque de pénétration (LOP) renvoie à un noyau qui n’atteint pas la surface inférieure des tôles soudées (en haut au milieu de la Figure 1.15). La cause initiale de ce défaut est un pion d’outil pas assez long et ne permettant donc pas de malaxer les tôles dans leur entière épaisseur [3], [56], [111]. Cependant, pour une configuration de soudage et un outil donné, l’apparition ou la longueur de ce défaut peut dépendre des paramètres machine [112]. Zhang et al. [112] ont en effet rapporté que le défaut LOP apparaissant pour le soudage de tôles d’alliage de magnésium AZ31 a tendance à être plus petit pour les faibles vitesses d’avance que pour les élevées. Cela peut être attribué à la plus faible chaleur générée pour la haute vitesse d’avance ne permettant pas d’avoir un noyau aussi étendu que pour les faibles vitesses d’avance. Il convient donc de développer des outils à la géométrie spécifique pour qu’ils conviennent non seulement aux matériaux soudés, mais également aux paramètres machine envisagés. La norme ISO 25239-5:2020 [110] définit comme non conforme aux niveaux d’acceptation B et C une soudure qui possède un défaut LOP. Le feston (à gauche de la Figure 1.15) n’est pas à proprement parler un défaut, mais plutôt un aspect de surface visible lors d’une analyse fractographique d’une éprouvette ayant rompu en traction. Il s’agit d’un motif périodique dans la direction de soudage composé d’une succession de couches inclinées et régulières. Entre chaque couche, des vides ayant affaibli et mené à la rupture de la soudure à cet endroit sont présents. La présence d’un feston est en fait le résultat d’une rupture produite au niveau de vides ou d’un tunnel [66], [113], et son apparence varie en fonction de la taille de ces défauts. Les éléments bibliographiques relatifs à l’impact de tous ces défauts sur la tenue mécanique des soudures sont exposés dans la section 1.2.3.1.

1.2.2.2.3 Evolutions métallurgiques

Comme présenté dans la section 1.1, les alliages d’aluminium à durcissement structural subissent des variations métallurgiques, c’est-à-dire de leur état de précipitation, en fonction du cycle de températures qu’ils subissent lors d’un traitement thermique. Au cours d’une opération de FSW, les températures atteintes au sein des tôles d’alliages d’aluminium à durcissement structural peuvent aussi engendrer des modifications métallurgiques [114]–[123]. Le FSW agit en fait comme une sorte de revenu (ou vieillissement artificiel), à la différence que les cycles de température qu’il impose dans la matière ne sont pas les mêmes dans l’ensemble du domaine. En effet, la source de chaleur au cours d’une opération FSW est localisée dans le noyau (Cf. section 1.2.2.1) alors qu’un revenu contrôlé chauffe de manière homogène l’ensemble des tôles. Au sein du noyau, le revenu produit par le FSW se fait à une plus haute température que dans la ZATM et la ZAT, alors que le matériau de base n’est quant à lui pas impacté. À l’image de la microstructure (Cf. section 1.2.2.2.1), un gradient métallurgique en travers du joint apparaît donc, comme le présentent la Figure 1.18 pour un cas de FSW de 2024-T3 et la Figure 1.19 pour un cas de FSW de 2198-T8. Dixit et al. [114] ont identifié des

phases S'' dans les grains de la ZAT d'une soudure de 2024-T3 (Figure 1.18a), soit les mêmes que celles initialement présentes dans le matériau de base du fait des températures modérées subies dans cette zone [26], [114]. La ZATM (Figure 1.18b) et le noyau (Figure 1.18c) ont en revanche été victimes d'un sur-revenu provoqué par une hausse de température supérieure à 235 °C, produisant ainsi des phases S au sein des grains, moins fines que les phases S'' , et dont les plus grossières se trouvent dans le noyau. Une dissolution de ces phases S suivi d'une re-précipitation en phases θ' aurait été possible si la température atteinte avait été comprise entre 300 °C et 500 °C suffisamment longtemps [114], [124] mais ça n'a pas été le cas. Plusieurs autres auteurs ont aussi observé un développement de phases S grossières dans le noyau de soudure de 2024-T3 suite à la coalescence de phases S' [115]–[119]. Une dissolution des phases S à des températures suffisamment élevées et une reprécipitation sous forme de phases Ω (CuAl_2) [115], S'' [115] et de GPB [117] y est également possible si les températures atteintes sont suffisantes. La présence de phase S, S' ou S'' dans les grains de la ZAT et la ZATM est aussi largement identifiée dans la littérature [115]–[118]. Des précipités intergranulaires grossiers sont également souvent identifiables dans la ZAT et la ZATM à cause de la thermique subit dans ces zones [125]. Cela se fait cependant à condition que l'alliage concerné puisse y être sujet, ce qui est le cas du 2024-T3 [30].

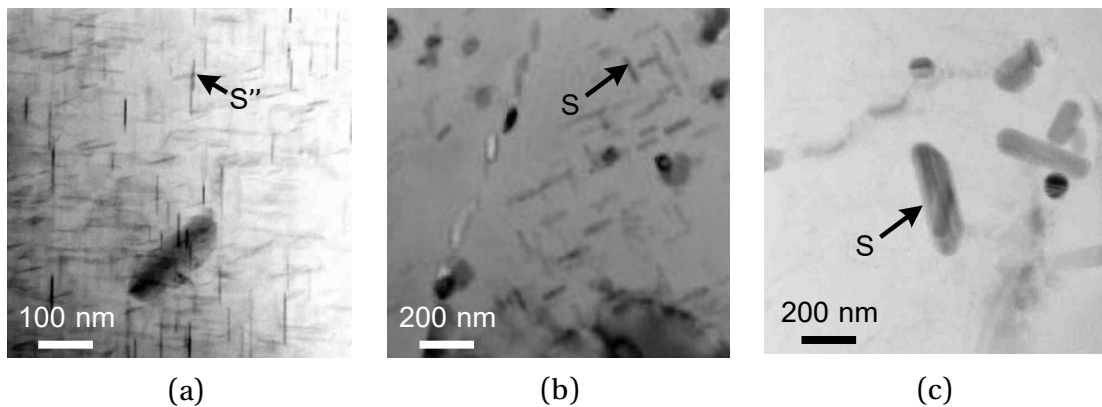


Figure 1.18 – Evolution de la métallurgie d'un joint FSW de 2024-T3 (a) ZAT, (b) ZATM, (c) noyau [114].

Pour le soudage du 2198-T8 (Figure 1.19), Machado et al. [120] ont identifié des phase T_1 dans les grains de la ZAT (Figure 1.19b), soit les mêmes que celles présentes dans le matériau de base (Figure 1.19a), car les températures atteintes dans cette zone ne permettent pas une modification significative des précipités. Dans le noyau, les phases T_1 ont en revanche été entièrement dissoutes, à cause d'une température supérieure à 350 °C [26], pour laisser place à des phases δ' (Al_3Li). D'autres auteurs ont également observé la présence de phase T_1 dans les grains de la ZAT et la ZATM de soudures de 2198-T8 [121], [123]. Des phases θ' [121], [123], δ' [121], β' (Al_3Zr) [123] et T_B ($\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Li}$) [122], fruits d'une reprécipitation, ont aussi déjà été trouvées dans la ZAT et la ZATM. Dans les grains du noyau, le reste de la littérature identifie aussi des phases δ' [121], mais également des phases θ' [121] et des GPZ [123]. L'absence de phase T_1 dans le noyau est aussi assez récurrente [121]–[123], même si elles peuvent en partie subsister pour certaines configurations de soudage [121]. Comme expliqué précédemment et de manière générale, des précipités intergranulaires grossiers apparaissent de manière récurrente dans la ZAT et la ZATM des soudures FSW [125]. Cependant, aucune précipitation

intergranulaire n'est à déplorer pour l'alliage 2198, et cela quel que soit le traitement thermique [48], [49]. Par conséquent, les assemblages FSW de 2198-T8 ne comportent pas de précipité intergranulaire dans leur ZAT et leur ZATM mais aussi dans toute autre zone.

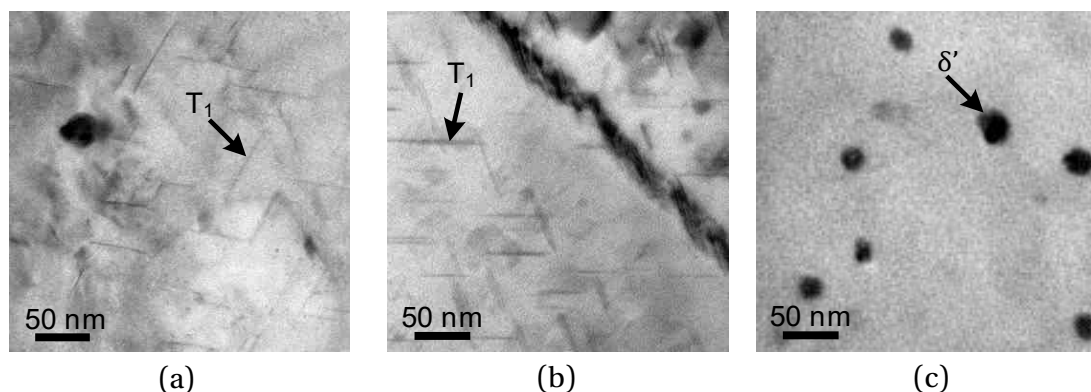


Figure 1.19 – Evolution de la métallurgie d'un joint FSW de 2198-T8 (a) matériau de base, (b) ZAT, (c) noyau [120].

Toutes ces variations métallurgiques prenant place dans la matière après l'opération de soudage modifient également ses propriétés physiques [9], comme expliqué dans la section 1.1. Principalement, ce sont les propriétés mécaniques et chimiques de l'alliage soudé qui sont impactées. L'impact sur les propriétés mécaniques de l'alliage est traité dans le reste de cette section pour la dureté et dans la section 1.2.3.1 pour la tenue en traction. En fait, nous verrons dans la section 1.2.3.1 que la tenue en traction et le champ de dureté du joint peuvent être étroitement liés. Celui sur les propriétés chimiques des soudures, en l'occurrence la tenue en corrosion, est traité dans la section 1.2.4.2.

La dureté peut être simplement définie comme la capacité d'un matériau à résister à la pénétration d'une pointe considérée comme indéformable. Pour les alliages d'aluminium à durcissement structural, l'état métallurgique de la matière détermine très majoritairement sa dureté, les autres paramètres tels que la taille de grains ne jouant qu'un rôle mineur [11]. Genevois et al. [117] ont mesuré la dureté sur la section transversale à mi-profondeur d'un joint FSW fait d'alliage 2024-T351, comme le présente la Figure 1.20. Un minimum est obtenu pour les deux ZATM présentes de chaque côté tandis qu'un maximum est présent dans la ZAT et le matériau de base. Un maximum local est également présent dans le noyau. Un profil en forme de « W », couramment retrouvé dans la littérature [1], [115], [118], [119], est donc présent. Dans la ZAT, les précipités S' et S, néfastes pour la dureté s'ils sont de grande taille, sont soit absents dans la partie loin du centre, soit de faible taille dans la partie proche du centre. En parallèle, les GPB, durcissant, sont présents en quantité dans la partie de la ZAT loin du centre et s'appauvrissent progressivement dans la partie proche du centre. Dans ces conditions, la dureté de la ZAT est assez élevée. Dans la ZAT, les GPB sont rares et la quantité de précipités S' et S de taille importante est élevée, et il en résulte en une perte importante de dureté. Le noyau subit lui aussi d'abord une perte de dureté importante suivant les mêmes mécanismes que ceux dans la ZATM. Les températures suffisamment élevées permettent en revanche une dissolution d'une partie des phases S' et S suivie d'une reprecipitation en GPB, ce qui durcit partiellement le noyau. D'autres auteurs ont également observé les mêmes mécanismes pour d'autres configurations de soudage du 2024-T3 [115], [118], [119]. Fu et al. [118] n'ont

cependant pas clairement identifié de gain de dureté dans le noyau, synonyme d'une absence de reprecipitation significative de phases durcissantes.

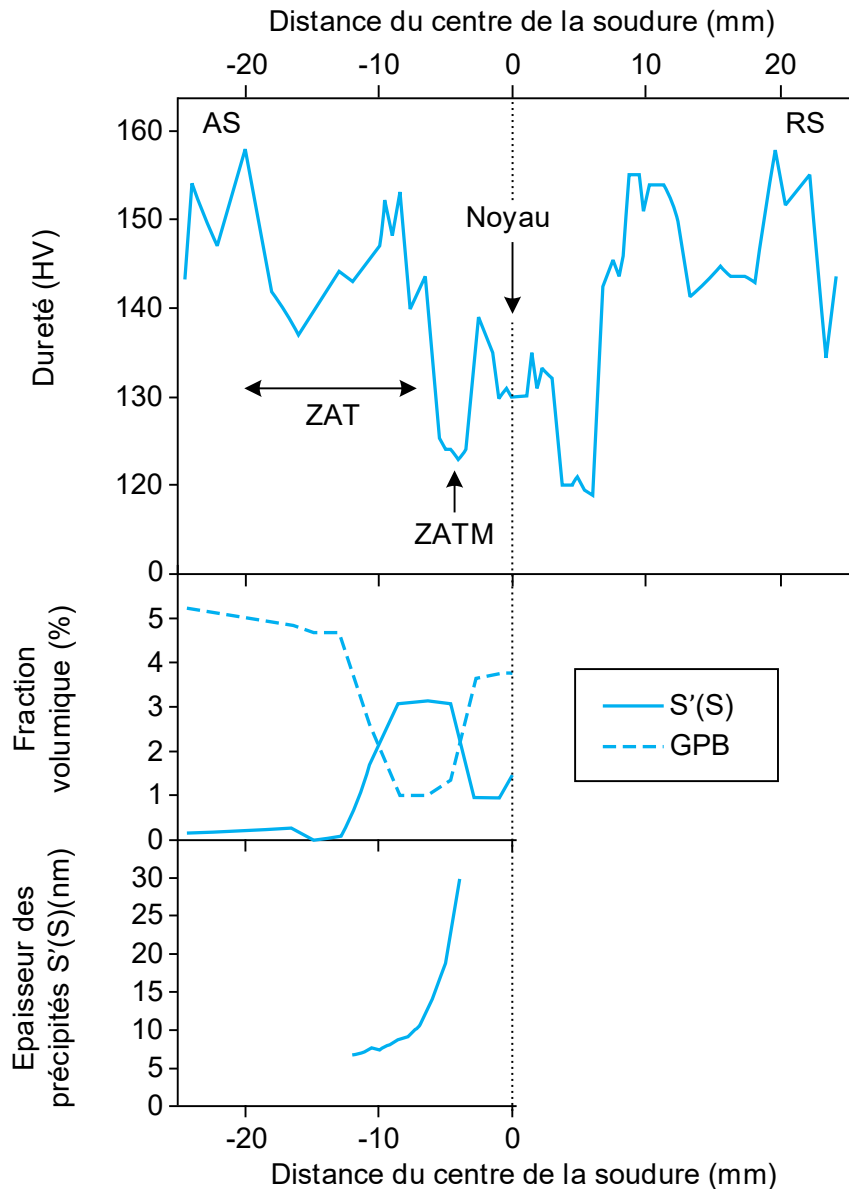


Figure 1.20 – Corrélation entre la dureté et l'évolution microstructurale dans la section transverse à mi-profondeur d'un joint FSW fait d'alliage 2024-T351 [117].

Pour le soudage du 2198-T8, des observations équivalentes sont réalisées, avec des précipités mis en jeu sont évidemment différents. De plus, le regain de dureté au centre du noyau est plus rare et la forme de « W » classiquement présente pour les profils pris en travers du joint se transforme alors en une forme de « U » [120], [122], [123]. Donatus et al. [122] ont en effet identifié pour le soudage du 2198-T851 une chute de dureté dans le noyau et la ZATM, alors que la ZAT possède une dureté moyenne se rapprochant progressivement de celle du matériau de base, plus haute. En effet, les précipités T_1 , initialement présents dans le matériau de base et responsables du durcissement, se raréfient de plus en plus lorsque l'on se rapproche du centre de la soudure et finissent par être totalement dissouts dans le noyau et la

ZATM. Les précipités T_B ayant pris place suite à une reprécipitation de la matière dans le noyau ne permettent pas de regagner de la dureté. Des observations comparables ont été faites par d'autres auteurs pour d'autres cas de soudage du 2198-T8 [120], [123]. Machado et al. [120] ont notamment observé que la reprécipitation de phases δ' ne suffit pas à provoquer un regain de dureté dans le noyau. Cavaliere et al. [121] ont revanche bien identifié une forme de « W » pour le soudage du 2198-T851 grâce à la présence importante de phases durcissantes θ' et δ' dans le noyau suite à un phénomène de reprécipitation.

Pour les cas de soudage dissimilaire, le champ de dureté global du joint peut généralement être vu comme la composition des champs de dureté de chaque matériau, et un « saut » est donc assez régulièrement observé au niveau de l'interface entre les deux matériaux dans le noyau [1], [53], [56], [58]. Ce saut de dureté est particulièrement visible sur la Figure 1.21 qui présente la corrélation entre la dureté et la microstructure d'un joint FSW dissimilaire fait de 2024-T3 et de 2198-T8 dans sa coupe transverse. La forme de « S » est effectivement autant présente pour la microstructure que pour la carte de dureté. Bien que les alliages aient certainement été soumis à des températures comparables au niveau de l'interface, les précipités qu'ils ont développés n'en sont pas pour autant les mêmes, impactant directement leur dureté locale. Cependant, les soudures dissimilaires peuvent avoir un noyau très homogène en termes de dureté mêmes si les alliages de bases utilisés ont des duretés significativement différentes et qu'une réelle interface les séparant dans le noyau est présente. Dans ces conditions, le saut de dureté est alors absent. Cela a notamment été observé par Bertrand et al. [124] pour une configuration de soudage de type 2XXX/7XXX. La Figure 1.21 permet aussi de montrer que la dureté n'est pas forcément homogène dans l'épaisseur du joint, car l'état de précipitation de la matière ne l'est également pas [1].

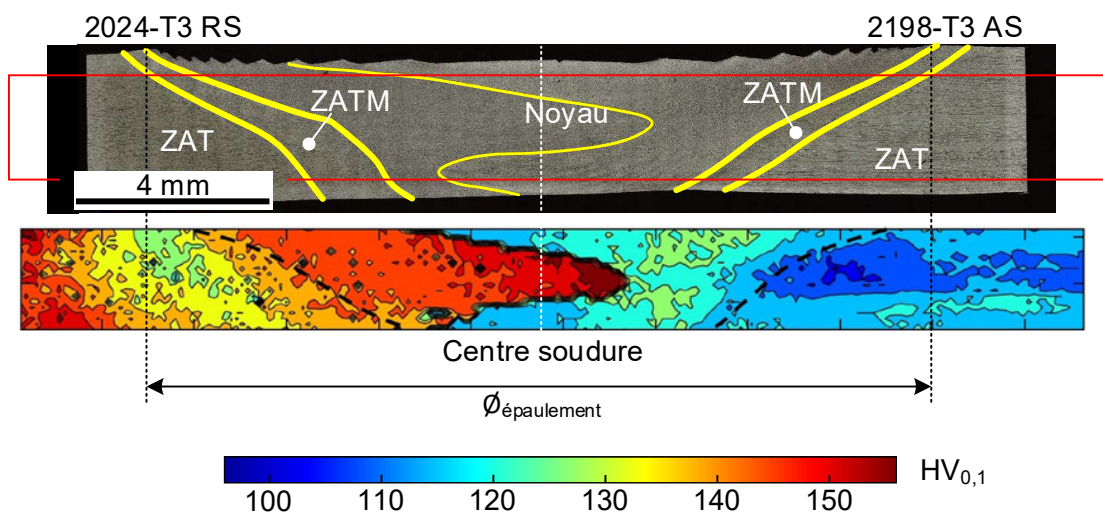


Figure 1.21 – Carte de dureté Vickers sur la coupe transverse d'un joint FSW dissimilaire fait d'alliages 2024-T3 et 2198-T8. D'après [1].

Plusieurs auteurs ont investigué l'influence des paramètres process sur l'évolution de la métallurgie et donc de la dureté dans les joints FSW. Comme nous l'avons vu dans le début de cette section, l'évolution métallurgique au sein des joints dépend de l'histoire thermique

subie localement. Il n'est donc pas étonnant que plusieurs auteurs aient identifié une influence prépondérante des vitesses d'avance et de rotation sur l'évolution métallurgique des joints FSW [101], [118], [119], [123], car ces paramètres machine impactent fortement la valeur de la chaleur générée par le procédé (Cf. 1.2.2.1). Pour le soudage du 2024-T351, Zhang et al. [119] ont observé qu'augmenter la vitesse d'avance permet de réduire le nombre de précipités S, néfastes pour la tenue mécanique, dans la ZAT. Il en résulte une hausse de dureté dans la ZAT avec l'augmentation de la vitesse d'avance. Comme le montre les résultats obtenus par Fu et al. [118] pour du 2024-T3, les soudures réalisées avec un haut ratio de vitesses ($R = V_a/V_r > 0,6$) ont tendance à avoir une dureté dans le noyau proche de celle du matériau de base, car ces conditions de soudage permettent une reprécipitation optimale sous forme d'un grand nombre de phases durcissantes S' et S''. En revanche, pour les bas ratios de vitesses ($R < 0,3$), une chute de dureté dans le noyau est clairement visible, car la thermique générée ne permet pas de générer autant de phases durcissantes S' et S''. Sur des joints faits de 2198-T8, Nayan et al. [123] ont identifié une zone de faible dureté dans le noyau pour plusieurs vitesses de rotation d'outil mais à une vitesse d'avance fixe. D'abord, on remarque que cette zone de faible dureté est dissociable deux parties pour la plus faible vitesse de rotation (400 tr.min^{-1}), résultant en un profil à mi-profondeur en forme de « W ». Pour les vitesses plus hautes, cette zone est unique, ce qui résulte en un profil à mi-profondeur en forme de « U ». Une faible vitesse de rotation génère en effet un cycle thermique propice à l'apparition d'une reprécipitation de la matière au centre du noyau, permettant d'augmenter partiellement sa dureté. L'étude a aussi déterminé qu'augmenter la vitesse de rotation de l'outil augmente la taille de la zone de faible dureté. Cela est attribué à la plus forte génération de chaleur obtenue pour les hautes vitesses, permettant d'atteindre des températures fortes plus loin du centre de la soudure et donc une dissolution des précipités initialement présents sur une plus grande largeur.

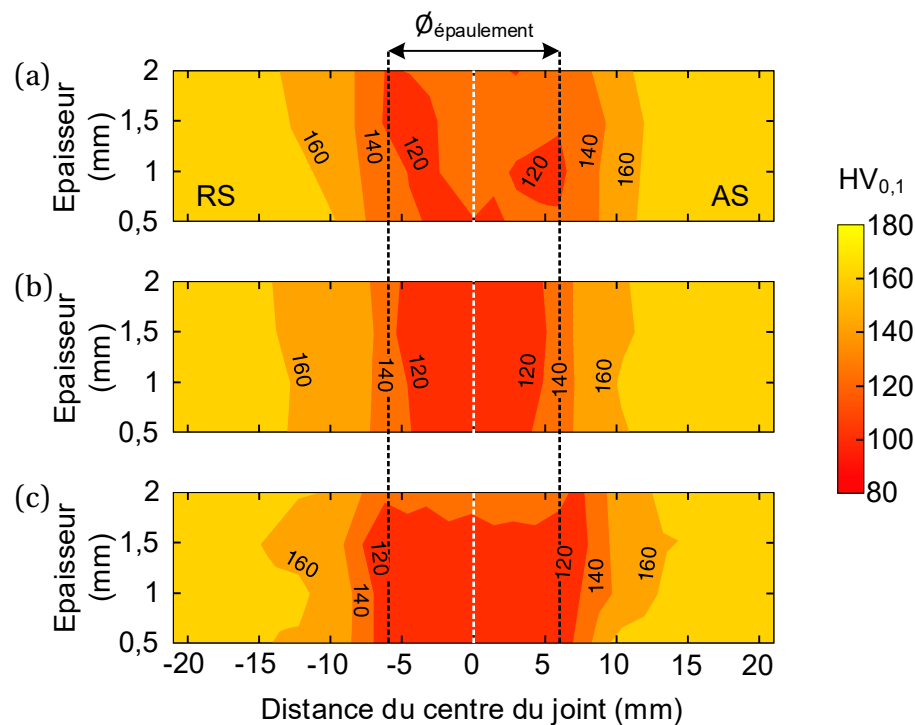


Figure 1.22 – Cartes de microdureté de la section transverse de joint FSW fait d'alliage 2198-T8 à 200 mm.min^{-1} , (a) 400 tr.min^{-1} , (b) 600 tr.min^{-1} , (c) 800 tr.min^{-1} [123].

1.2.3 Sensibilité aux paramètres process du comportement mécanique

1.2.3.1 Comportement en traction des soudures

Pour évaluer la résistance d'un matériau face à un chargement, l'essai de traction est couramment utilisé. Les alliages d'aluminium font partie des alliages métalliques légers et ne sont donc pas, dans l'absolu, parmi les plus résistants [6], [17]. Cependant, ils possèdent généralement une bonne résistance spécifique (ratio résistance mécanique – densité), supérieure à celle d'un grand nombre d'aciers ordinaires [6]. Les alliages d'aluminium ont un comportement de type ductile, avec des allongements à la rupture pouvant atteindre près de 30 % [126]. Les alliages de la série 2XXX (Al-Cu) ont une résistance élastique et mécanique assez bonne au regard de l'ensemble des alliages d'aluminium de corroyage, même si elles sont inférieure à celle d'alliages de la série 7XXX (Al-Zn) [6], [8], [17], [127]. Leur module de Young est également élevé [32]. Leur allongement est quant à lui moyennement satisfaisant et varie majoritairement de 4 % à 20 %, même si quelques alliages atteignent des valeurs allant jusqu'à 30 % [126]. Au sein des alliages de la série 2XXX, le 2024-T3 possède une résistance mécanique de 485 MPa, soit une des meilleures [8]. Sa résistance élastique, de 345 MPa, est, relativement aux autres alliages de la série, un peu moins bonne mais reste très honorable [8]. Son allongement est quant à lui élevé et atteint une valeur d'environ 20 % [8], [17], ce qui lui donne une ductilité satisfaisante au regard de la série 2XXX. On précisera qu'un vieillissement artificiel, amenant donc l'alliage 2024 à un état métallurgique T6 ou T8, n'est pas intéressant, car sa limite élastique et surtout sa limite mécanique ne seraient que peu améliorées au prix d'une ductilité fortement réduite [17], [128]. L'ajout de lithium dans la composition des alliages de la série 2XXX, menant à des alliages tels que le 2198, leur permet de conserver de très bonnes propriétés mécaniques tout en réduisant leur densité [33]. Cependant, cela a aussi pour conséquence de leur conférer une assez forte anisotropie [35], [39], [129]. Dans sa direction longitudinale, le 2198-T8 possède une résistance élastique de 469 MPa à 490 MPa selon les sources [129], [130], parmi les meilleures de la série 2XXX. Sa résistance mécanique, de 510 MPa à 530 MPa selon les sources [129], [130], est également parmi les meilleures. Ces valeurs de résistance sont supérieures à celles de l'alliage 2024-T3. La résistance spécifique du 2198-T8 est d'ailleurs quasiment 50 % meilleure que celle du 2024-T3 [34]. En revanche, son allongement d'environ 14 % n'est pas très favorable et se situe dans la moyenne des alliages de la série 2XXX [129], [130], en dessous de celle du 2024-T3. L'état T8, atteint suite à un écrouissage suivi d'un vieillissement artificiel, donne au 2198 des limites élastique et mécanique meilleures que celles atteintes suite à un écrouissage suivi d'un vieillissement naturel, comme par exemple dans l'état T3, tout en conservant le même allongement [4], [39], [129].

Selon la direction transverse au cordon de soudures, les assemblages FSW ont généralement des propriétés mécaniques moins bonnes que celles des matériaux de base [1], [65], [113], [124], [131]–[134], car le procédé dégrade les propriétés de la zone de soudage et ses alentours (Cf. section 1.2.2.2.2 et 1.2.2.2.3). Ces dégradations peuvent soit être d'ordre macroscopique et concernent alors les défauts ou toute autre singularité macrostructurale générés dans le noyau (Cf. section 1.2.2.2.2), soit d'ordre métallurgique et font donc référence aux fortes chutes de duretés prenant place dans le joint (Cf. section 1.2.2.2.3). Au cours d'une sollicitation en traction, la rupture d'une pièce réalisée par FSW peut s'amorcer au niveau de ces

dégradations de manière plus ou moins rapide en fonction de leur intensité [1], [2], [133]–[142], [3], [65], [96], [109], [113], [124], [131], [132]. Plusieurs auteurs ont en effet observé que les défauts ou les singularités macrostructurales apparus dans le noyau au cours du soudage peuvent initier une rupture en traction car ils agissent comme des concentrateurs de contraintes [113], [124], [132]–[134], [138]–[142]. Sun et al. [113] ont identifié un défaut vide ou tunnel présent dans le noyau d’une soudure faite d’AZ61 comme responsable de la rupture en traction, comme le présente la Figure 1.23a. Le vide ou le tunnel est identifiable sur la surface de rupture par la présence d’un feston, Figure 1.23b et c. Ce feston, composé d’une succession de surfaces de rupture (1) et de surfaces vierges (2), indique d’ailleurs plutôt la présence de vides successifs que d’un réel tunnel. D’autres auteurs ont aussi remarqué ce feston, caractéristique d’une rupture sur un vide ou un tunnel, pour d’autres configurations FSW [134], [138], [139]. Un défaut de cohésion dans la partie inférieure de l’interface entre les deux matériaux, souvent lié à un manque de pénétration de l’outil (LOP), peut aussi amorcer les ruptures en traction [124], [141], [142]. Pour les hautes vitesses d’avance en particulier, l’outil peut en effet ne pas avoir la capacité de réaliser un mélange satisfaisant sur le bas des tôles (Cf. 1.2.2.2.2), et une rupture s’y amorce donc. On précisera que ce défaut de cohésion est différent d’un défaut de type kissing bond, car il n’est pas visible.

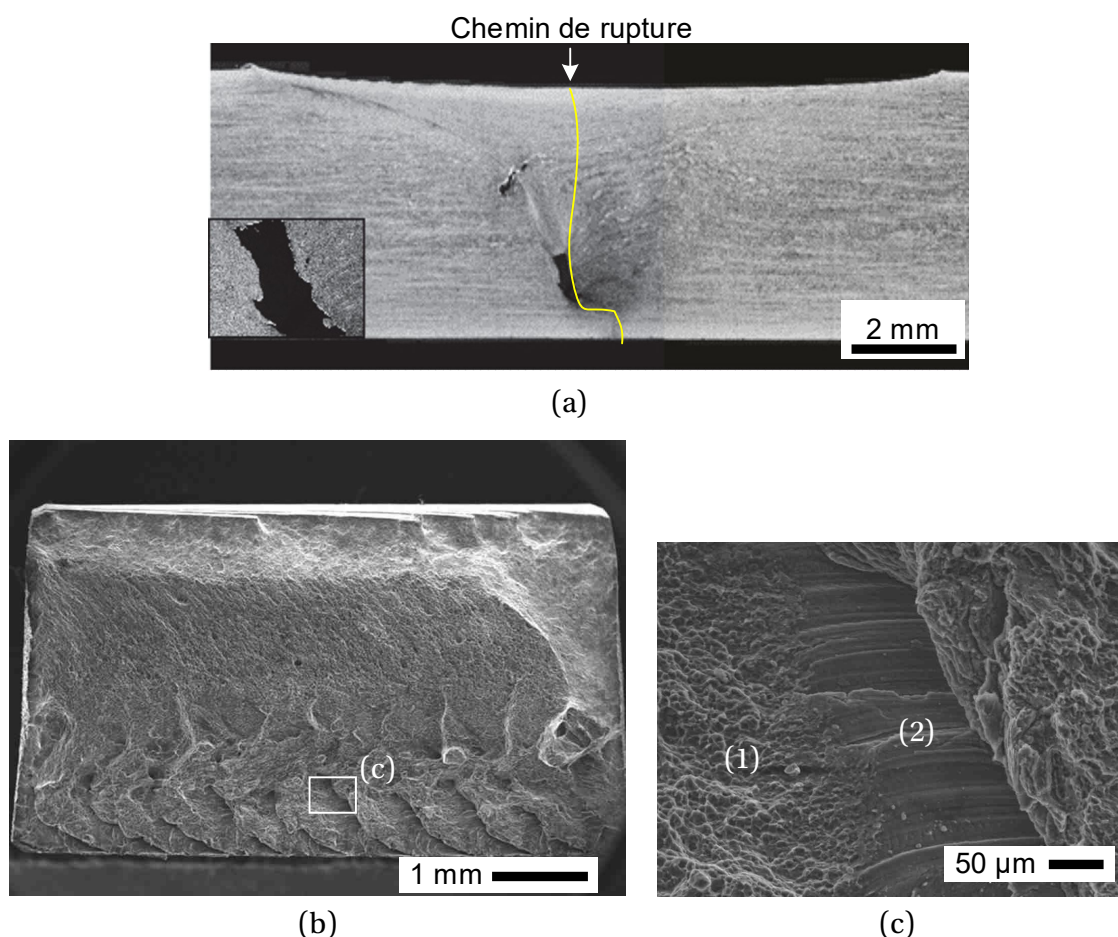


Figure 1.23 – Rupture en traction d’un joint FSW fait d’AZ61 (a) chemin de rupture dans la section transverse, (b) surface de rupture, (c) grossissement de (b) [113].

Les ruptures en traction s'initiant au niveau des défauts ou des singularités macrostructurales ont souvent lieu de manière très prématurée par rapport à un joint sain [113], [124], [133], [134]. Ajri et al. [133] ont en effet constaté que la résistance mécanique d'un joint possédant un défaut vide ou tunnel mesurant le sixième de l'épaisseur des tôles soudées de 6061-T6 peut abaisser la résistance mécanique de 60 % par rapport au matériau de base. Un joint sain n'abaisse quant à lui que de 25 % la résistance. D'autres auteurs ont également noté une baisse de résistance mécanique comparable pour d'autres configurations de soudage, [113], [134], [139]. Ces auteurs ont aussi remarqué que la résistance élastique ne semblait quant à elle pas ou peu affectée par la présence de défauts vides ou tunnels. Pour le soudage du 7020-T651 et du 2139-T8, Bertrand et al. [124] ont identifié que la présence d'un défaut de cohésion à l'interface entre les deux matériaux dans le bas du noyau abaisse modérément la résistance mécanique mais fortement l'allongement, qui est réduit de moitié par rapport à celui des joints sains. Cette rupture intervient avant le phénomène de striction, identifiable pour une rupture ductile, et est considéré comme relativement fragile au regard des ruptures des joints sains. Des observations similaires ont été réalisées par Sun et al. [113] dans le cas du soudage du AZ61 mais avec une encore plus forte baisse de l'allongement pour des soudures possédant des défauts vides ou tunnels.

D'autres études ont permis d'identifier une rupture ductile dans les zones de la soudure ayant la plus faible dureté [1], [2], [136], [137], [141], [3], [65], [96], [109], [124], [131], [132], [135]. Une rupture ductile arrive suite à une striction de l'éprouvette. La striction se produit dans les zones où la matière a des difficultés à s'écrouir, c'est-à-dire à durcir par déformation plastique. La capacité d'une zone à s'écrouir dépend directement de son coefficient d'écrouissage n : plus il est élevé, plus la zone peut s'écrouir. Les zones les plus faibles de l'éprouvette (ayant la dureté la plus basse) ont un faible n [143]. Une fois que la striction a démarré dans ces zones à faible n , les régions de cette zone ayant l'état métallurgique le plus néfaste, tel que des précipités de taille importante, amorcent des cavités. Ces cavités coalescent progressivement pour finalement former une fissure qui se propage et mène à la rupture [143]. Dans des assemblages FSW, ces zones sujettes à la striction sont localisées généralement dans la ZAT-ZATM, mais aussi parfois dans le noyau, et se sont développées suite au cycle thermique qu'elles ont subi (Cf. section 1.2.2.2.3). Comme illustré sur la Figure 1.24, les travaux menés par Suthar et al. [132] ont permis de constater une rupture en traction d'une soudure faite de 6061-T6 dans la ZAT-ZATM côté AS (flèche rouge) qui est, avec la ZAT-ZATM côté RS, la zone ayant la plus faible dureté. Une striction bien visible se produit d'ailleurs dans chacune des ZAT-ZATM, mais celle où a lieu la rupture est plus prononcée. Il est aussi possible d'observer sur la Figure 1.24 que le défaut vide ou tunnel situé dans le bas du noyau côté AS n'a pas entraîné la rupture, bien qu'il soit assez significatif. La faiblesse de la ZAT-ZATM est donc ici prédominante sur celle occasionnée par ce défaut. De nombreux autres auteurs ont aussi relevé pour le FSW de l'aluminium des ruptures ductiles dans la ZAT-ZATM [1], [3], [141], [65], [96], [109], [124], [131], [135]–[137], généralement orientées à 45°, et plus rarement dans le noyau [2], [3] à cause d'une dureté plus faible de celui-ci. Les performances en traction de soudure cassant dans une zone où la dureté est faible sont, tout comme celles cassant à cause de défauts, moins bonnes que celles du matériau de base n'ayant pas subi de FSW [65], [109], [124], [131], [132]. Lockwood et al. [131] ont en effet observé une baisse de résistance mécanique de 13 % et d'allongement de 49 % pour des soudures faites d'alliage 2024 par rapport à leur matériau de base. Cependant, cette baisse de performance est généralement moindre que celle apparaissant dans le cas de rupture au niveau des défauts [109], [124], [132], [141].

Cela peut s'expliquer par le comportement ductile des soudures cassant dans les zones de faible dureté qui leur permet d'avoir un meilleur allongement et une meilleure résistance mécanique que les soudures cassant au niveau des défauts de manière fragile et brutale [124], [132].

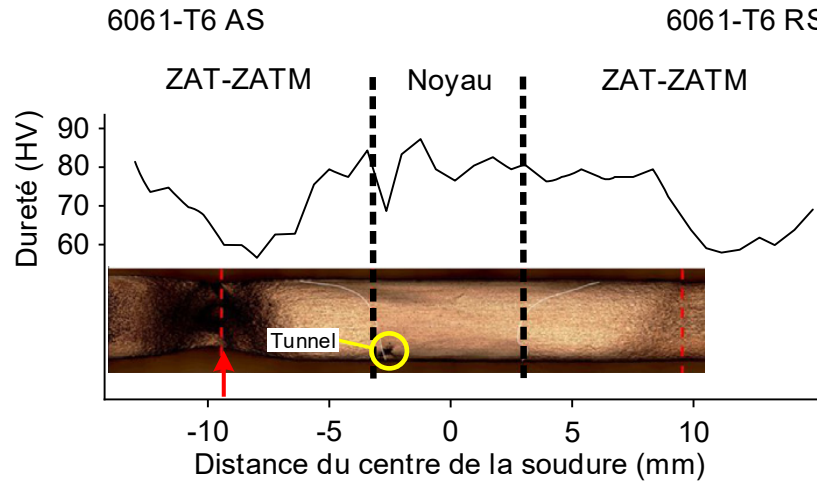


Figure 1.24 – Dureté à mi-profondeur et section transverse d'un joint FSW fait de 6061-T6 après l'essai de traction [132].

La compréhension du comportement d'un joint FSW à la traction est incomplète si elle est uniquement basée sur un essai de traction global. En effet, si cet essai délivre des résultats essentiels au dimensionnement d'une structure, qui sont la zone de rupture et la résistance élastique et mécanique de la structure soudée, il ne permet pas d'évaluer les déformations locales obtenues dans l'ensemble du joint. Pourtant, ces données peuvent être clé dans la compréhension des phénomènes ayant mené à la rupture de l'échantillon et peuvent permettre d'améliorer le procédé. Le comportement local peut être obtenu en réalisant des essais de traction sur des micro-éprouvettes prélevées dans chaque zone de la soudure, parallèlement au cordon [144], [145]. Cependant, cette méthode ne permet pas de couvrir l'ensemble du joint, est source d'imprécisions et est assez fastidieuse et couteuse en temps à mettre en œuvre. La réalisation d'essais de traction instrumentés d'un dispositif de corrélation d'images numériques (Digital Image Correlation – DIC) permet d'obtenir le comportement local des joints FSW tout en s'affranchissant de tous ces problèmes. Plus précisément, cette méthode donne l'opportunité de calculer le champ de déformation sur l'ensemble d'une section du joint au cours de l'essai de traction et rend ainsi possible la visualisation de la réponse mécanique locale à différents niveaux de chargement (Cf. section 2.8.2.2). En donnant des informations plus précises et plus larges qu'un essai de traction global, son utilisation permet souvent de mieux comprendre les causes de rupture. La DIC a été mise en œuvre à plusieurs reprises lors d'essais de traction sur des joint FSW [2], [3], [5], [132], [146]–[150]. Khalilabad et al. [3] ont mené un essai de traction sur une soudure faite d'alliages 2024-T3 et 2198-T3 et instrumenté de DIC sur la section transverse, comme le présente la Figure 1.25. L'instrumentation permet d'obtenir les déformations plastiques résiduelles locales selon l'axe de sollicitation $\vec{X}$ induites par différents niveaux de chargement. Les auteurs ont constaté qu'une localisation de la déformation plastique est présente pour les zones où la dureté est plus faible. La

localisation est cependant plus sévère dans la ZAT-ZATM côté AS qui est d'ailleurs la zone de rupture. Il est également possible de voir que la ZAT-ZATM côté AS plastifie localement à 3 % à un chargement de 200 MPa alors que la limite élastique du joint est considérée à 220 MPa. Ces plastifications significatives mais très localisées n'ont en effet pas de répercussion visible sur une courbe de traction globale. Robe [5] a mis en place le même dispositif pour un essai de traction réalisé sur des soudures faites d'alliages 2139-T8 et 7020-T651. Il a observé qu'entre le début de l'essai de traction et juste avant d'atteindre un chargement correspondant à la résistance mécanique de la soudure, la déformation était plus forte dans le noyau que dans les autres zones. Pourtant, le noyau n'était pas la zone comportant la plus faible dureté qui était en fait localisée dans la ZAT côté RS. Cependant, dès que la résistance mécanique est presque atteinte, le noyau arrête de se déformer et la ZAT se déforme de manière importante, traduisant un phénomène de striction précédant la rupture. La réponse mécanique, c'est-à-dire les valeurs caractéristiques en traction (résistances élastique et mécanique), très différentes du noyau et de la ZAT face à une sollicitation est responsable de ce comportement.

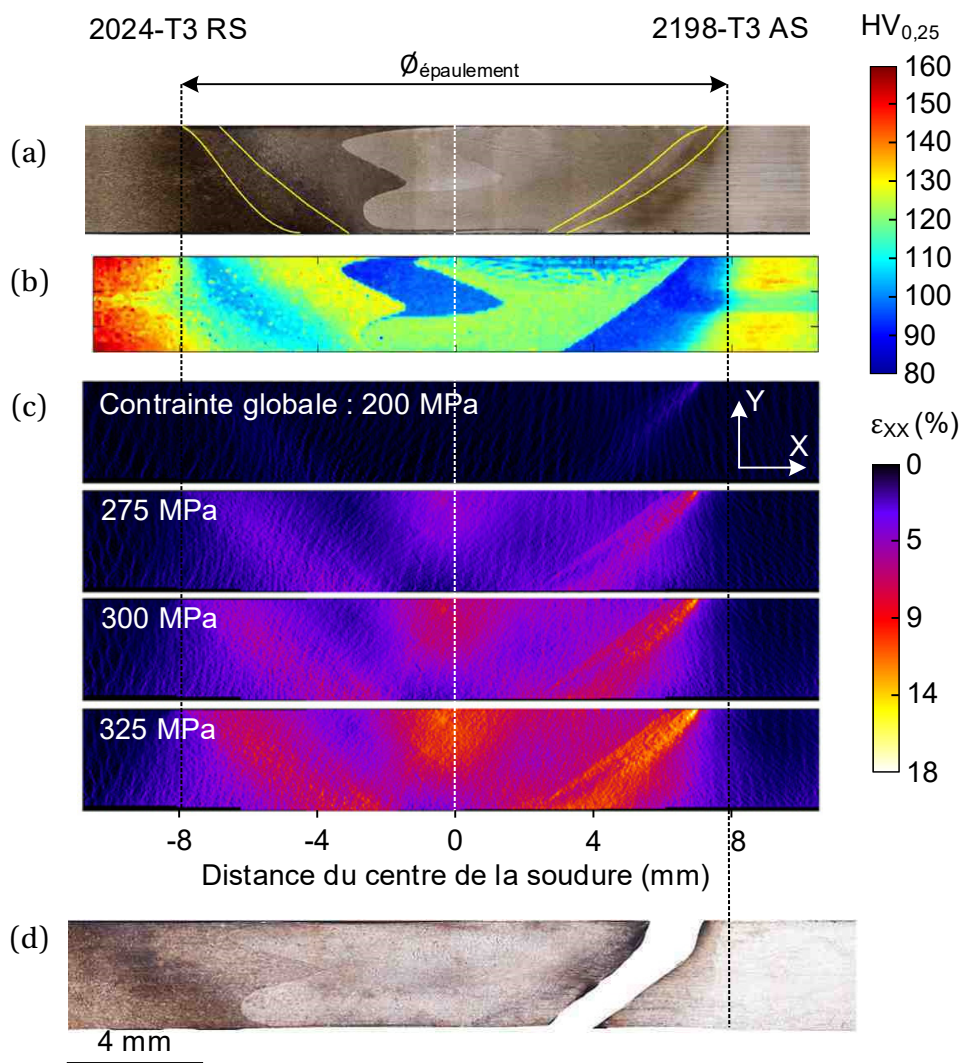


Figure 1.25 – Comportement en traction d'un joint FSW fait de 2024-T3 et de 2198-T3 dans la section transverse (a) macrographie, (b) champ de dureté, (c) déformations plastiques résiduelles locales selon l'axe de sollicitation $\vec{X}$, (d) localisation de la rupture en traction. D'après [3].

Pour d'autres configurations de soudage, différents auteurs ont aussi identifié par DIC une localisation de la déformation dans la ZAT-ZATM où s'est ensuite produite la rupture [132], [137], [146]–[150]. Texier et al. [2] ont réalisé un essai de traction instrumenté de DIC sur la surface supérieure d'une soudure faite d'alliages 2024-T3 et 2198-T3 et ont constaté une rupture dans le noyau. Le noyau comporte des onion rings, et les auteurs ont réussi à identifier une forte différence de dureté et de comportement mécanique pour chaque bande adjacente, ce qui a certainement mené à la rupture en traction de la soudure.

Les études utilisant la DIC dans le cas de ruptures initiées au niveau de défauts ou d'autres singularités macrostructurales sont en revanche beaucoup plus rare. Suthar et al. [132] ont réalisé des essais de traction instrumenté de DIC sur la surface supérieure de soudures faites d'alliages 6061-T6 et 7075-T6. Ils ont constaté une déformation beaucoup plus localisée et beaucoup plus intense pour les éprouvettes cassant au niveau d'un défaut vide ou tunnel que pour les éprouvettes cassant dans la ZAT-ZATM. Ce phénomène pourrait être responsable de la rupture prématurée des éprouvettes cassant au niveau du défaut vide ou tunnel. Pour des soudures faites d'alliages 2139-T8 et 7020-T651, Robe [5] a constaté une forte localisation de la déformation à la racine de l'interface entre les deux matériaux dans le noyau. Cette observation a permis de confirmer l'hypothèse d'un défaut de cohésion à la racine de l'interface provoqué par un manque de pénétration de l'outil (LOP).

Plusieurs auteurs ont cherché à lier les paramètres process aux performances en traction [3], [65], [89], [109], [119], [124], [137], [141], [151], [152]. Comme vu précédemment, c'est principalement l'état de précipitation ainsi que la présence de défaut qui déterminent la tenue en traction des joints FSW. Sans surprise, la variation des paramètres process jouant sur ces deux données fait évoluer la tenue en traction des joints [3], [65], [89], [109], [119], [124], [137], [141], [151], [152]. Comme présenté dans la section 1.2.2.2, les vitesses d'avance et de rotation ont une forte influence sur l'état de précipitation et la présence de défauts dans les joints FSW.

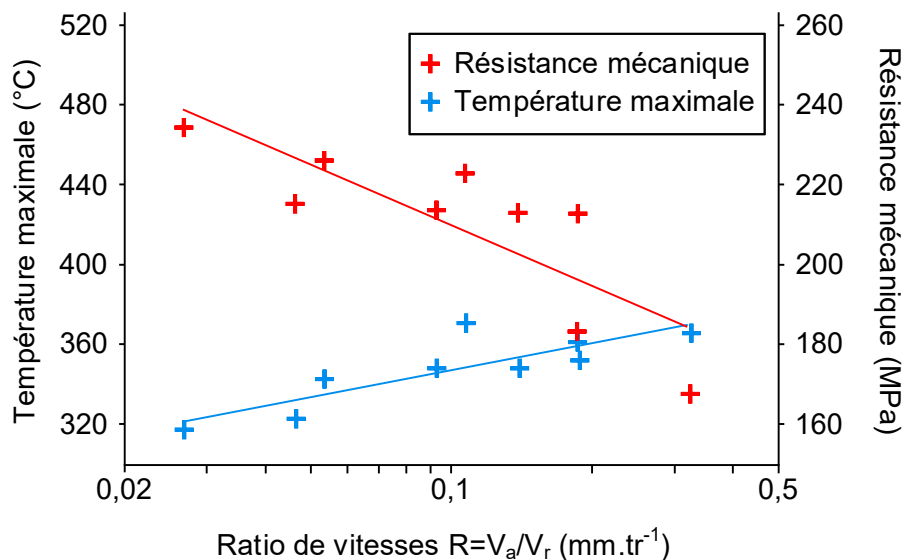


Figure 1.26 – Evolution de la résistance mécanique en traction de joints faits d'alliage 6063-T5 en fonction du ratio de vitesses [136].

Abolusoro et al. [151] ont constaté qu'augmenter la vitesse de rotation avait pour effet de dégrader la résistance mécanique de soudures faites d'alliages 6101-T6 et 7075-T651. L'augmentation de la température générée par le procédé due à celle de la vitesse de rotation n'a fait qu'engendrer un état métallurgique affaiblissant les propriétés mécaniques des joints. Zhang et al. [119] ont observé qu'augmenter la vitesse d'avance permet d'obtenir de meilleures résistances élastique et mécanique ainsi qu'un meilleur allongement pour des soudures faites d'alliage 2024-T351. Cela est dû à une dégradation de l'état métallurgique initial des tôles moindre pour les hautes vitesses d'avance que pour les faibles. Selon Tra et al. [136], le ratio des vitesses $R=V_a/V_r$ utilisé lors du soudage de tôles d'alliage 6063-T5 conditionne la résistance en traction du joint. Plus ce ratio est élevé, et plus la résistance en traction du joint l'est également, comme l'illustre la Figure 1.26. En effet, lorsque le ratio R est élevé, les températures atteintes dans et à proximité du joint ainsi que le temps de maintien de ces températures sont moindres. Cela donne lieu à un état de précipitation moins dégradé que pour des ratios R bas. L'amélioration de métallurgie et donc de la résistance mécanique des joints par l'augmentation de la vitesse d'avance et la baisse de la vitesse de rotation a été aussi constaté par plusieurs autres auteurs [3], [65], [109], [123], [124], [137].

Cette corrélation entre vitesses de soudage et résistance mécanique n'est valable que si des défauts ne viennent pas ruiner les propriétés mécaniques prématurément [109], [124]. En effet, pour le soudage de l'alliage 2139-T351, Prisco et al. [109] ont quant à eux déterminé qu'augmenter le ratio de vitesses $R=V_a/V_r$ de manière trop forte tend à baisser les propriétés mécaniques en traction des joints à cause de la plus grande présence de défauts vides ou tunnels. Pour les ratios faibles, les soudures cassent en revanche dans la ZAT, car les défauts dans le noyau ne sont pas assez importants pour y provoquer une rupture, et ont de meilleures propriétés mécaniques grâce à leur comportement ductile. Bertrand et al. [124] ont observé sur des soudures faites d'alliages 2139-T8 et 7020-T651 qu'augmenter de manière trop importante les vitesses d'avance et de rotation peut engendrer un défaut de cohésion au niveau de l'interface entre les deux matériaux, dans le noyau, et y provoquer une rupture prématurée. La résistance mécanique ainsi que l'allongement de cette soudure réalisée avec de hautes vitesses sont bien moins bons que ceux des soudures réalisées avec des vitesses plus faibles, et cassant dans la ZAT.

La génération de défauts, principalement des vides ou des tunnels, est aussi déterminée par la force axiale ainsi que les paramètres de l'outil (Cf. 1.2.2.2), et plusieurs auteurs ont logiquement constaté leur influence sur la tenue en traction des joints FSW [3], [89], [141], [152]. Augmenter la force axiale de l'outil peut augmenter la tenue mécanique des joints en traction [89]. Sevvel et al. [89] ont en effet constaté une amélioration significative des résistances élastique et mécanique ainsi que de l'allongement de joints fait d'alliages de magnésium AZ80A en doublant ou triplant la force axiale de l'outil. Par ailleurs, les auteurs notent de manière récurrente de meilleurs propriétés mécaniques pour les outils présentant une conicité [3], [141], [152]. Pour une configuration FSW impliquant l'alliage 6061-T4, Huang et al. [141] ont de plus constaté que l'ajout de trois méplats sur un outil présentant déjà une conicité donne une résistance mécanique et un allongement meilleur qu'un outil présentant uniquement une conicité. Ce phénomène est présent pour plusieurs vitesses d'avances et peut être attribué au meilleur mélange provoqué par l'outil possédant trois méplats.

1.2.3.2 Contraintes résiduelles des soudures

Lorsqu'une pièce subit un cycle thermique simple, elle se dilate lors de la chauffe et se rétracte lors du refroidissement. Si la pièce ne subit pas une chauffe et/ou un refroidissement identique sur tout son domaine, elle ne s'est pas non plus dilatée et/ou rétractée de manière uniforme. Des contraintes mécaniques internes d'auto-équilibre, appelées contraintes résiduelles, naissent de la compétition présente entre les différentes zones ayant chacune subi des dilatations et des rétractions de natures différentes [153]. Si ces contraintes dépassent un certain chargement critique, des distorsions, c'est-à-dire des modifications géométriques visibles de la pièce, apparaissent pour les relâcher en deçà de ce chargement critique [154]. Dans le cas du soudage de tôles, une zone est exposée à de fortes chaleurs, la soudure, tandis que le reste du domaine reste plus froid. Par conséquent, la zone soudée subit de fortes dilatations engendrant un épaissement local des tôles [56], alors que le reste des tôles n'en subit que de très faibles. Lors du refroidissement, la zone soudée tente de se rétracter au volume qu'elle occuperait à une température plus basse, mais le matériau de base, qui s'est beaucoup moins dilaté, essaye de l'en empêcher : des contraintes résiduelles apparaissent à cause de la compétition entre la zone soudée et le reste des tôles et la part des contraintes résiduelles au-delà du chargement critique est relâchée sous forme de distorsions [153]–[156]. Cette section présente des éléments bibliographiques relatifs aux contraintes résiduelles induites par le procédé FSW dans les matériaux soudés tandis que la section 1.2.3.3 présente ceux sur les distorsions.

La détermination de l'ensemble des contraintes résiduelles présentes au sein des tôles soudées n'est pas une tâche aisée, car les moyens efficaces et non destructifs permettant de les mesurer en profondeur sont très peu développés et accessibles [155]. Les mesures non destructives en surface sont en revanche beaucoup plus aisées, car les techniques de mesures sont beaucoup plus accessibles [155]. Dans le cas du FSW, la littérature identifie généralement sur la surface supérieure des tôles des contraintes résiduelles de traction (positives) dans le noyau et la ZATM/ZAT, et de compression (négatives) dans les matériaux de base, que ce soit selon la direction longitudinale ou transverse au cordon [1], [56], [58], [155], [157]–[160], comme l'illustre la Figure 1.27. Les contraintes résiduelles selon la direction transverse ont tendance à être moins importantes que celles dans la direction longitudinale [56], [58], [155], [157], [158], et peuvent même être quasiment nulles [5], [155], [160]. Cela pourrait être dû notamment à l'asymétrie du champ thermique [56]. Les contraintes résiduelles dans le noyau et la ZAT/ZATM sont de traction à cause du désir de forte rétraction de la matière en partie empêché par le matériau de base adjacent lors du refroidissement post-soudage [153]–[156]. L'ampleur de ces contraintes résiduelles de traction dépend localement de la quantité de déformations plastiques de compression qui se sont produites lors du passage de l'outil, c'est-à-dire au cours de la chauffe [56]. Dans le matériau de base, les contraintes résiduelles sont de compression pour compenser les contraintes de traction présentes dans le joint [56], [58]. Ces contraintes résiduelles ont globalement une évolution similaire aux procédés de soudage par fusion et sont d'intensité assez comparable ou inférieure [56], [58].

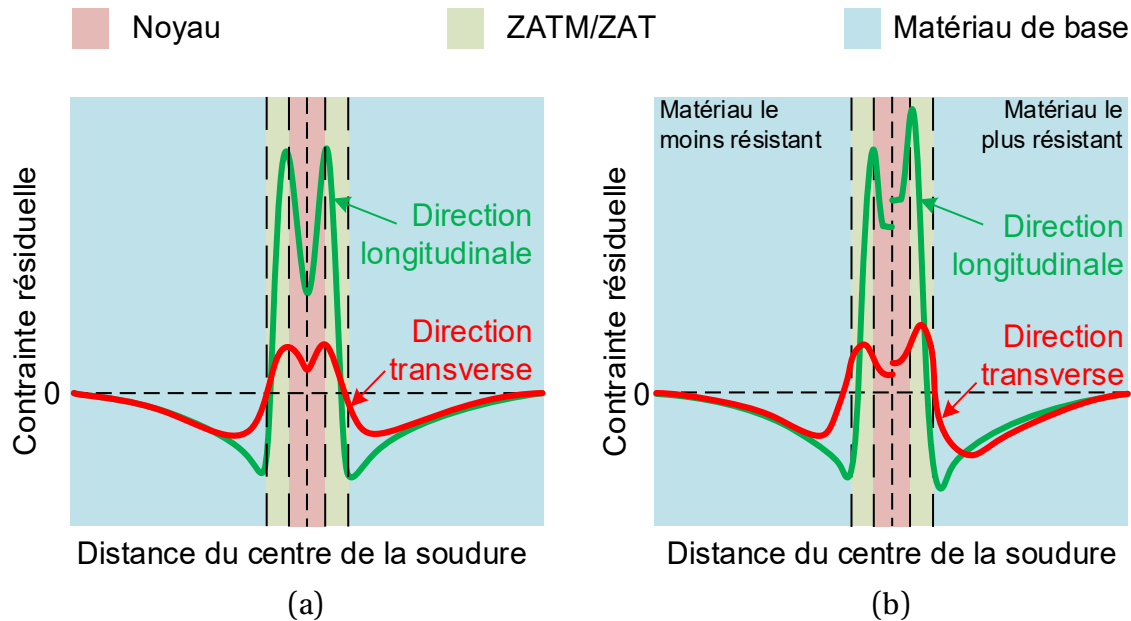


Figure 1.27 – Représentation schématisée des contraintes résiduelles longitudinales et transverses typiques pour le FSW (a) soudage similaire (b) soudage dissimilaire. D’après [155].

Il est fréquemment possible d’identifier une forme de « M » sur les profils longitudinaux et transversaux avec deux maximums dans la ZATM/ZAT [1], [56], [58], [155], [157]–[160], proches de la frontière avec le noyau, comme illustré sur la Figure 1.27. La baisse des contraintes au centre de la soudure, formant un creux sur les profils, vient d’un écoulement plastique de traction de la matière après que les contraintes résiduelles aient dépassé la limite d’élasticité du matériau au début du refroidissement [56]. Cependant, cet écoulement plastique de traction peut ne pas avoir lieu si les contraintes résiduelles en traction atteintes juste après le passage de l’outil ne sont pas supérieures à la limite d’élasticité du matériau [155]. Dans ce dernier cas, le maximum peut se trouver au niveau du centre de la soudure, et les profils prennent une forme de dôme. Pour les cas de soudage similaire, une symétrie selon le centre de la soudure est habituellement identifiable sur les profils [101], [155], [161], comme cela est visible sur la Figure 1.27a. Pour le soudage dissimilaire en revanche, il est parfois possible d’identifier une composition de deux profils correspondant aux deux matériaux, et une discontinuité est alors identifiable dans le noyau [155], [158], [162], comme montré sur la Figure 1.27b. lorsque le mélange est de bonne qualité, il peut cependant arriver que cette discontinuité soit absente [5]. Le pic de contraintes résiduelles du côté du matériau le plus résistant mécaniquement est souvent légèrement plus élevé que celui du côté de l’autre matériau [155], [158], [161]. Aval et al. [158] ont mesuré les contraintes résiduelles longitudinales et transversales en surface pour une configuration dissimilaire d’alliage 7075-T6 et 6082-T6 et ont en effet constaté que le pic est supérieur côté 7075-T6, qui est le matériau le plus résistant dans cette configuration.

Les mesures en surface donnent un aperçu souvent intéressant de l’état des contraintes résiduelles au sein des soudures. Cependant, les contraintes résiduelles peuvent varier dans l’épaisseur des soudures de manière assez significative [101], [155], [159]. Comme expliqué

précédemment, les techniques de mesure non destructives et suffisamment précises pour les déterminer en profondeur sont très peu accessibles [155]. La meilleure alternative est certainement celle des mesure par contour, mais cette technique a l'inconvénient d'être destructive et de comporter une certaine imprécision [155], [159]. Les résultats obtenus restent néanmoins intéressant pour comparer de manière relative les différentes zones de la soudure ou plusieurs soudures réalisées avec des paramètres machine variables [101] (Cf. Figure 1.30). Prime et al. [159] ont appliqué cette méthode à une soudure dissimilaire faite d'alliages 7050-T7451 et 2024-T351 (Figure 1.28) et ont constaté que les contraintes résiduelles longitudinales varient dans l'épaisseur. La partie inférieure du noyau est notamment en compression alors que la partie haute est majoritairement en traction. Cependant, la surface supérieure du noyau est en forte compression, certainement à cause d'histoires thermiques différentes ou du flux de matière.

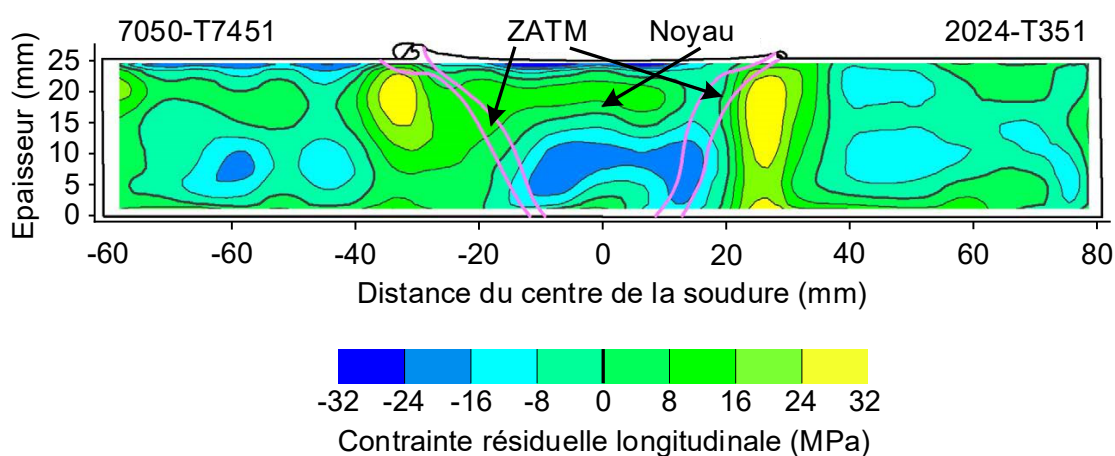


Figure 1.28 – Contraintes résiduelles longitudinales dans la section transverse pour le soudage dissimilaire d'alliages 7050-T7451 et 2024-T351 après prélèvement de l'échantillon [159].

Si les contraintes résiduelles de compression sont généralement bénéfiques à la tenue mécanique des pièces, celles de traction peuvent être néfastes pour la tenue en fatigue [163], [164] et en corrosion [165], [166]. Le thème de la corrosion des joints étant abordé dans ces travaux, les éléments bibliographiques relatifs à l'influence des contraintes résiduelles sur la tenue en corrosion sont présentés dans la section 1.2.4.

Les contraintes résiduelles découlant de la thermique du procédé, leur intensité en dépend également : de manière générale, la littérature constate que les contraintes résiduelles maximales sont d'autant plus basses que la chaleur générée au sein des tôles soudées est importante [101], [157], [167], [168] et que sa dissipation est faible [169]. En effet, des températures élevées donnent l'opportunité à la soudure de relaxer plus facilement une partie de ses contraintes résiduelles de traction au tout début du refroidissement [169]–[171]. Plusieurs auteurs se sont penchés sur l'influence des paramètres process sur l'intensité des contraintes résiduelles au sein des joints [101], [157], [167]–[169]. Comme présenté dans la section 1.2.2.1, la génération de chaleur est dictée par les paramètres machine, les paramètres de l'outil, ainsi que les paramètres des tôles soudées. Cependant, la littérature relative à l'influence des paramètres process sur l'intensité des distorsions est assez pauvre et reste cantonnée à l'étude de

l'effet des vitesses de l'outil. Même si cela n'a pas été traité, il n'est pas à exclure que les autres paramètres process aient un rôle significatif dans la génération et l'intensité des contraintes résiduelles. Plusieurs auteurs ont constaté qu'augmenter la vitesse d'avance élève l'intensité des contraintes résiduelles [101], [157], [167]. A vitesse de rotation fixe (1400 tr.min^{-1}), He et al. [157] ont en effet observé cela pour les contraintes résiduelles longitudinales d'une soudure similaire faite d'alliage 6005A-T6, comme le présente la Figure 1.29. Selon Brewer et al. [168], l'intensité des contraintes résiduelles est due à celle du gradient de température présent entre le noyau et le matériau de base : plus le gradient est fort, et plus les contraintes résiduelles le sont aussi. Le gradient thermique aurait par ailleurs tendance à directement évoluer principalement en fonction de la vitesse d'avance, la vitesse de rotation n'ayant qu'un rôle mineur [101], [168]. De plus, de hautes vitesses d'avance réduisent le temps disponible pour la relaxation d'une partie des contraintes résiduelles de traction présentes dans le joint [170], [171].

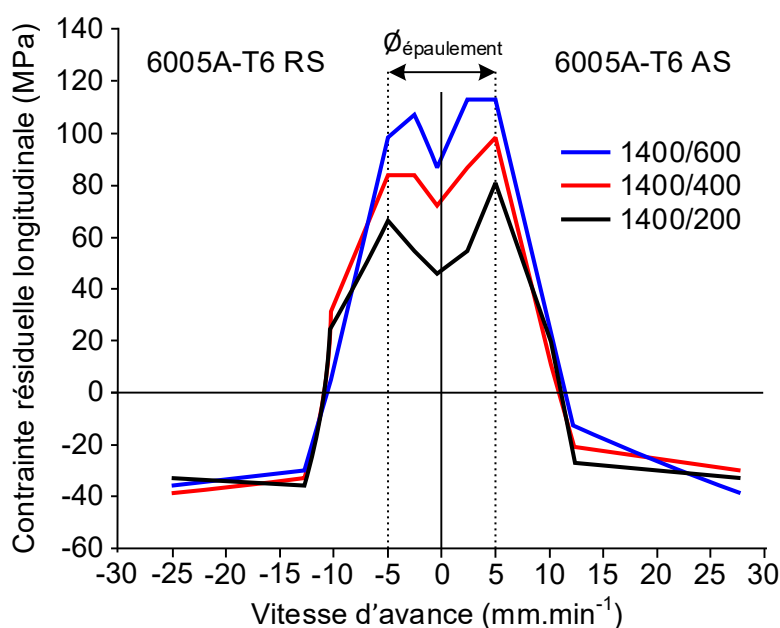


Figure 1.29 – Contraintes résiduelles longitudinales en surface de joints FSW faits d'alliage 6005A-T6 [157].

Sun et al. [101] ont réalisé des cartes 2D de contraintes résiduelles longitudinales par des mesures de contour sur des sections transverses de joints FSW similaires faits d'alliage 7010-T7651 pour plusieurs vitesses d'avance et une vitesse de rotation fixe de 700 tr.min^{-1} , comme présenté sur la Figure 1.30. Ils ont là aussi constaté que l'intensité des contraintes résiduelles augmente quand la vitesse d'avance augmente, mais cette fois-ci pour la section transverse. Il est aussi possible d'observer que les contraintes de compression présentes hors du joint sont atteintes à une distance du centre du joint d'autant plus grande que la vitesse d'avance baisse.

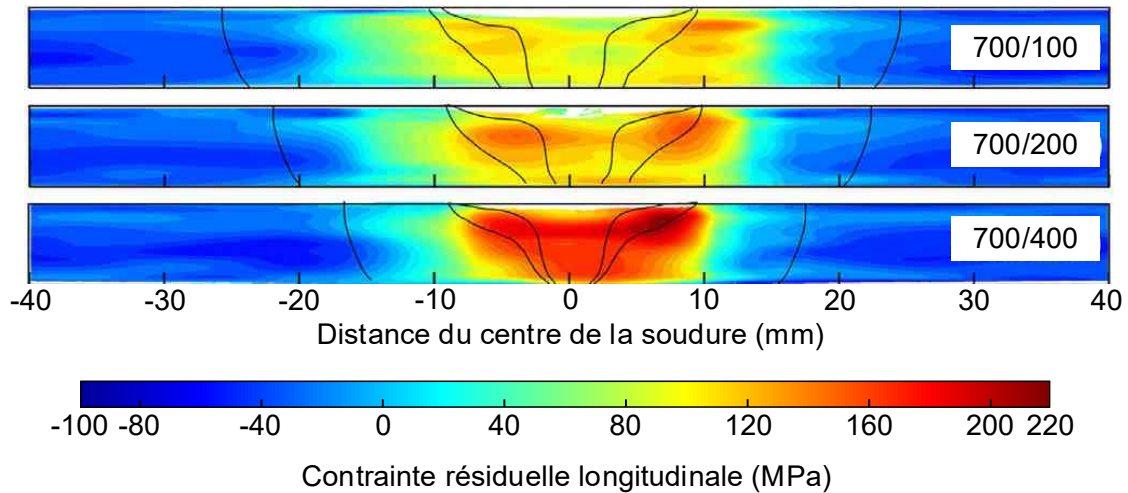


Figure 1.30 – Contraintes résiduelles longitudinales dans la section transverse de joints FSW faits d'alliage 7010-T7651 [101].

La dissipation de la chaleur accumulée dans les tôles lors du soudage se fait principalement par le biais de l'enclume [56], [59]. Chu et al. [59] ont montré que le choix du matériau de l'enclume a une forte influence sur les cinétiques de refroidissement des tôles dans le cas du FSW de l'alliage 5083. Choi et al. [172] ont quant à eux observé qu'une enclume faite dans un matériau à faible diffusivité thermique comme du titane a pour effet de maintenir la chaleur générée par le procédé dans les tôles plus longtemps pour le soudage du 6061-T6. Même si aucune étude ne le montre, il est donc probable que le choix du matériau de l'enclume influence également l'intensité des contraintes résiduelles. Une enclume à faible diffusivité thermique pourrait donc engendrer des contraintes résiduelles maximales moins élevées, car elle maintient mieux la chaleur dans les tôles. L'influence du mode de bridage sur les contraintes résiduelles obtenues suite au soudage de deux plaques d'alliage 2198-T851 a été étudiée par Richter-Trummer et al. [169]. Les travaux ont permis de montrer que les contraintes résiduelles sont plus intenses quand l'effort de bridage est fort. Augmenter l'effort de bridage permet en effet de favoriser le refroidissement des tôles, ce qui est favorable au développement de contraintes résiduelles qui ont moins la possibilité de se relaxer. De plus les auteurs ont observé que la distribution des contraintes était plus uniforme dans l'épaisseur des tôles quand l'effort de bridage augmente.

1.2.3.3 Distorsions des tôles soudées

Après une opération de soudage, des contraintes résiduelles apparaissent dans les tôles après refroidissement et, si elles excèdent le chargement critique, des distorsions apparaissent [153]–[156]. Les distorsions induites par le soudage peuvent être de différents types et sont présentées sur la Figure 1.31.

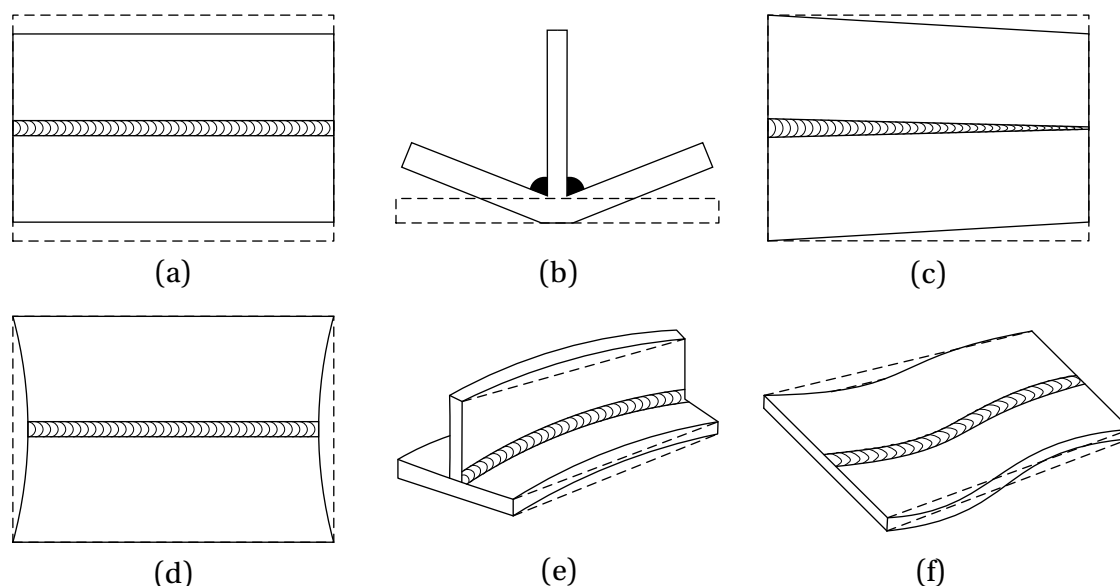


Figure 1.31 – Types de distorsions induites par le soudage (a) rétrécissement transverse, (b) distorsion angulaire, (c) distorsions de rotation, (d) rétrécissement longitudinal, (e) fléchissement longitudinal, (f) distorsions de flambage [153].

D'un point de vue industriel, les distorsions ne sont pas désirées, car les modifications géométriques qu'elles apportent aux tôles soudées peuvent les empêcher de remplir leur rôle ou les rendre difficiles à assembler au reste de la structure [173]. Il s'agira donc d'essayer de les réduire tant que possible, et surtout de les maîtriser, c'est-à-dire de pouvoir les anticiper afin de les prendre en compte en amont lors de la conception. De manière générale, les tôles soudées par FSW ont l'avantage d'avoir des distorsions plus faibles que celles présentes sur les tôles soudées avec les procédés par fusion [55], [56], [58], [174], comme imagé par la Figure 1.32, car les températures atteintes sont plus faibles.

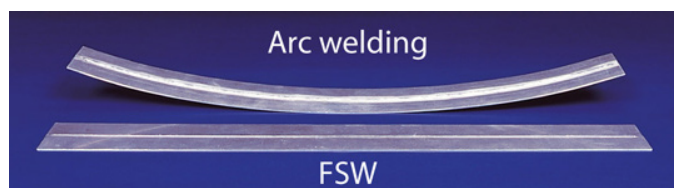


Figure 1.32 – Distorsions induites par le soudage à l'arc et par le FSW [175].

Pour les tôles soudées par FSW en bout-à-bout, la littérature relève généralement des distorsions en forme « d'anti-selle » [55], [56], [160], [176], [177], comme montré sur la Figure 1.33 pour le soudage de tôles faites d'alliage 6013 de 3 mm d'épaisseur. Vue de dessus, la forme d'anti-selle consiste en la combinaison d'un fléchissement longitudinal convexe et de distorsions angulaires concaves (Cf. Figure 1.31). Les distorsions angulaires concaves sont dues à la forme évasée du noyau de la soudure, qui vu dans la section transverse est plus large sur sa partie supérieure qu'inférieure. La rétractation lors du refroidissement est donc beaucoup plus importante sur la partie supérieure que la partie inférieure de la soudure [56]. Le fléchissement longitudinal peut être dû à une variation de la thermique du procédé le long du cordon

ainsi qu'à la présence des distorsions angulaires [56], [153]. Pour certains paramètres process, il est en revanche possible de trouver des formes différentes [157], [178]. Costa et al. [178] ont en effet identifié des distorsions en forme de « selle » ou des distorsions de flambage pour le soudage dissimilaire par recouvrement d'alliages 5754 et 6082.

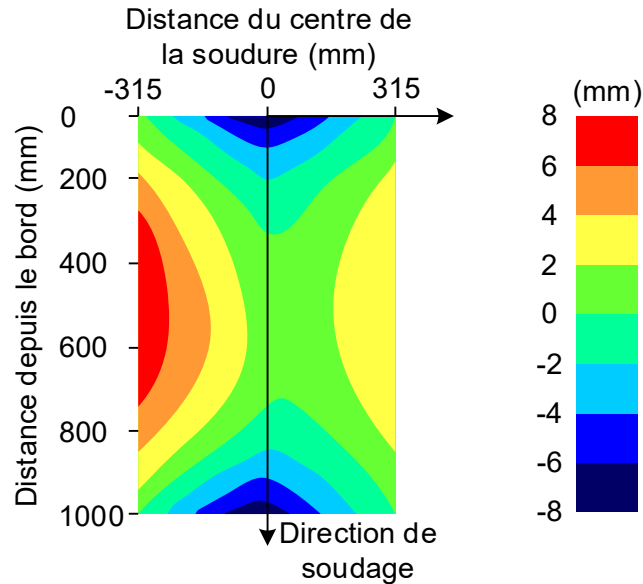


Figure 1.33 – Distorsions en forme d'anti-selle pour le FSW de l'alliage 6013 [55].

Les distorsions découlent des contraintes résiduelles, découlant elles-mêmes de la thermique du procédé. Leur intensité dépend donc également de celle de la thermique, et des études ont souvent montré que les distorsions sont d'autant plus élevées que la chaleur générée au sein des tôles soudées est importante [55], [157], [179] et que sa dissipation est faible [169], [180]. En effet, des températures élevées donnent l'opportunité à la soudure de relaxer plus facilement une partie de ses contraintes résiduelles au tout début du refroidissement, menant cependant à des distorsions plus importantes [169]–[171]. Comme pour les contraintes résiduelles, la littérature relative à l'influence des paramètres process sur l'intensité des distorsions est assez pauvre et reste cantonnée à l'étude de l'effet des vitesses de l'outil. Il est là aussi possible que les autres paramètres process jouent un rôle dans la génération et l'intensité des distorsions. A vitesse de rotation fixe, He et al. [157] ont constaté pour le FSW de l'alliage 6005A-T6 que l'intensité des distorsions longitudinales et transverses augmente lorsque la vitesse d'avance de l'outil baisse, comme le présente la Figure 1.34. Pour le cas du FSW de l'alliage 2013, Shi et al. [55] ont quant à eux observé que l'augmentation de la vitesse de rotation de l'outil semble globalement élever les distorsions longitudinales et transverse. La baisse de la vitesse d'avance et l'augmentation de la vitesse de rotation permettent en effet toutes deux d'élever la génération de chaleur.

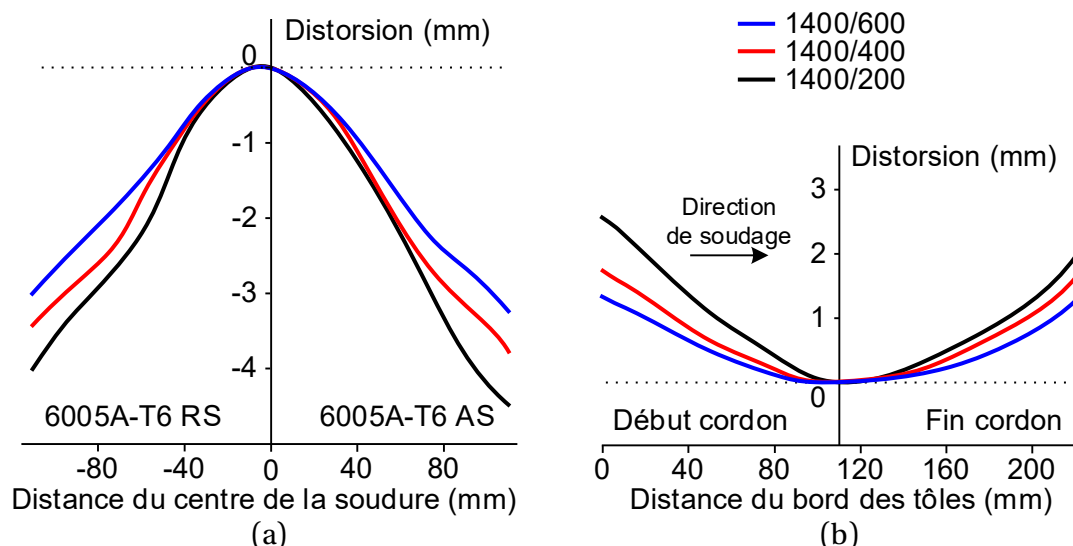


Figure 1.34 – Distorsions au milieu de soudures FSW faites d'alliage 6005A-T6 (a) section transverse (à mi-longueur du cordon), (b) section longitudinale (le long du centre de la soudure) [157].

Le choix du matériau de l'enclume ayant une forte influence sur les cinétiques de refroidissement des tôles [59], [172], il est probable que cela influence aussi l'intensité des distorsions, tout comme pour les contraintes résiduelles, même si aucune étude n'a traité ce sujet dans le cas du FSW. Des études se sont par contre intéressées à l'effet direct qu'a l'évolution du bridage sur le refroidissement des tôles et leurs distorsions. Des auteurs ont observé qu'augmenter l'effort de bridage a tendance à réduire les distorsions [169], [180]. Smith [180] explique en effet qu'augmenter l'effort de bridage permet d'augmenter le coefficient de transfert entre les tôles soudées faites d'alliage 6061-T6511 et l'enclume, ce qui facilite le transfert de chaleur entre les unes et l'autre. Le refroidissement des tôles soudées par l'enclume est donc plus rapide ce qui engendre de plus faibles distorsions hors plan. Richter-Trummer [169] ont réalisé les mêmes observations pour le soudage de l'alliage 2198-T851 mais ont en plus conclu qu'une dépendance existe entre les contraintes résiduelles et les distorsions : un faible effort de bridage engendre de faibles contraintes résiduelles mais de fortes distorsions alors qu'un effort important donne de fortes contraintes résiduelles mais de faibles distorsions. Les plus hautes températures maintenues permettent en effet aux contraintes résiduelles de se relaxer en partie au tout début du refroidissement mais augmentent les distorsions. Schenk et al. [181] ont observé que le temps de maintien du bridage après la fin d'une opération de soudage GMA d'acier S355 influence aussi l'intensité et le type des distorsions. Un long temps de maintien permet de réduire les distorsions angulaires, certainement car le refroidissement des tôles, plaquées à l'enclume, est plus rapide qu'à l'air libre. Cela engendre cependant un léger fléchissement des tôles.

Les dimensions des tôles sont aussi susceptibles de jouer sur l'intensité des distorsions, et en particulier leur longueur, dans la direction du cordon, et leur largeur, dans la direction transverse au cordon [55], [178]. Shi et al. [55] ont observé que des tôles faites d'alliage 6013 ayant une longueur importante subissaient, après soudage, des distorsions plus élevées que les tôles à faible longueur. Cependant, la quantité de distorsions par unité de longueur est constante, peu importe la longueur des tôles. La proportion largeur-longueur des tôles peut

quant à elle avoir un effet sur le type de distorsion induite, comme l'ont constaté Costa et al. [178] pour le soudage dissimilaire par recouvrement d'alliages 5754 et 6082. Les auteurs ont observé que de faibles largeurs de tôles par rapport à leur longueur ont tendance à occasionner des distorsions de flambage. Des largeurs de tôles formant un assemblage global proche de la forme carrée donnent quant à elle des distorsions en forme de selle. Aucune étude relative à l'influence de l'épaisseur des tôles sur l'intensité des distorsions générées par le procédé FSW n'a en revanche été identifiée. En revanche, quelques études de ce type existent pour des procédés de soudage par fusion et ont des résultats en partie transposables au procédé FSW. Plusieurs auteurs ont en effet constaté pour le soudage par fusion de l'acier qu'augmenter l'épaisseur des tôles a tendance à rigidifier la structure et donc à diminuer les distorsions induites par le soudage [182]–[184]. Il est possible qu'un phénomène similaire ait lieu pour le FSW.

1.2.4 Sensibilité aux paramètres process du comportement en corrosion

1.2.4.1 Comportement des alliages d'aluminium 2XXX

La corrosion peut être définie comme une dégradation chimique d'un matériau, jouant le rôle de réducteur, par un oxydant [185], [186]. Elle peut avoir des effets catastrophiques sur les structures, pouvant aller jusqu'à leur ruine, et engendre à l'échelle mondiale des dépenses très élevées pour parvenir à la contrer [185], [187]. La corrosion touche un très large spectre de matériaux, tels que les métaux, les polymères ou même le verre [187]. Parmi les matériaux métalliques, l'aluminium et ses alliages montrent une bonne résistance à la corrosion. Cela est dû à la présence d'une fine couche d'oxyde passive, stable en milieu relativement neutre ($4 < \text{pH} < 9$), se formant spontanément à leur surface lors d'une exposition à l'air libre, les protégeant ainsi d'une nouvelle oxydation [6], [186]. Cette couche d'oxyde comporte cependant des discontinuités schématisées sur la Figure 1.35, soit à cause de la présence de composés intermétalliques (Al_3Fe sur la Figure 1.35), à haut potentiel électrochimique (OCP – Open Circuit Potential) ou de fissures [6], [185], [186].

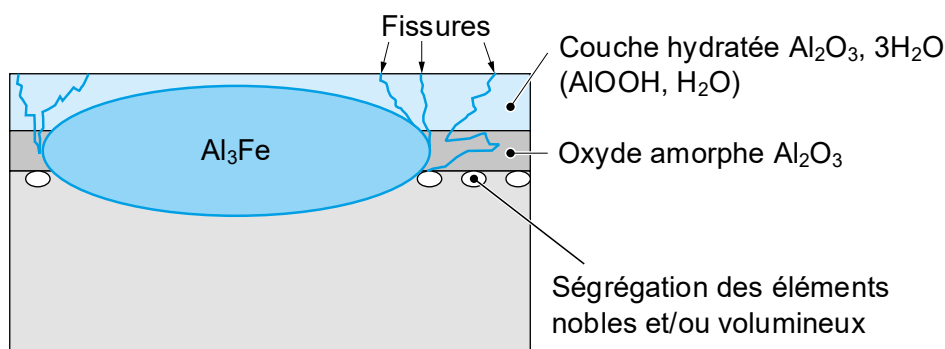


Figure 1.35 – Couche d'oxyde pour les alliages d'aluminium [186].

Dans des milieux contenant des chlorures et de l'oxygène, généralement des milieux aqueux chlorurés et aérés, les discontinuités de la couche d'oxyde sont responsables de la

naissance de corrosion par piqûre [6], [185], [186], [188], dont les mécanismes sont présentés sur la Figure 1.36a. L'amorce est déclenchée par l'absorption des ions Cl^- dans les fissures de la couche d'oxyde complétée d'une réduction lente de l'oxygène dissous aux composés intermétalliques cathodiques (Al_3Fe), c'est-à-dire avec un plus haut potentiel électrochimique que sa matrice. Localement, au niveau des fissures, la couche d'oxyde fini par complètement se fracturer, et la solution corrosive se trouve directement au contact de l'alliage : la piqûre peut commencer à se propager. La couche d'oxyde fracturée est remplacée par une couche de mélange chloruré AlCl_4^- et des ions Al^{3+} générés au niveau de la piqûre vont venir s'hydrolyser dans le milieu. Cela a pour effet de consommer des ions OH^- du milieu qui devient plus acide à l'intérieur de la piqûre. Les ions Al^{3+} hydrolysés finissent par précipiter sous forme d'hydroxyde d'aluminium $\text{Al}(\text{OH})_3$ pour former un chapeau au-dessus de la piqûre. L'intérieur des piqûres est donc sujet à un milieu agressif à la fois acide et riche en chlorure qui auto-entretient le phénomène de corrosion. La piqûre progresse ainsi jusqu'à ce que le courant de corrosion soit trop faible pour renouveler la couche de mélange chloruré AlCl_4^- , qui finit par être remplacée par la couche d'oxyde initialement présente : la piqûre ne se propage plus [6], [185], [186]. La corrosion par piqûre est une corrosion de type intragranulaire, ou transgranulaire, car elle se développe au sein des grains. La Figure 1.36b montre une piqûre développée dans l'alliage 2050-T34 exposé à une solution corrosive de 0,7 NaCl. La corrosion par piqûre concerne de manière générale tous les alliages d'aluminium, car ils possèdent tous des particules intermétalliques agissant comme des cathodes à leur surface [6], [186]. Elle les affecte cependant dans des intensités variables, et les alliages de la série 2XXX montrent d'ailleurs la plus piètre tenue du fait de la présence de cuivre, beaucoup plus noble que sa matrice, dans leur composition [6].

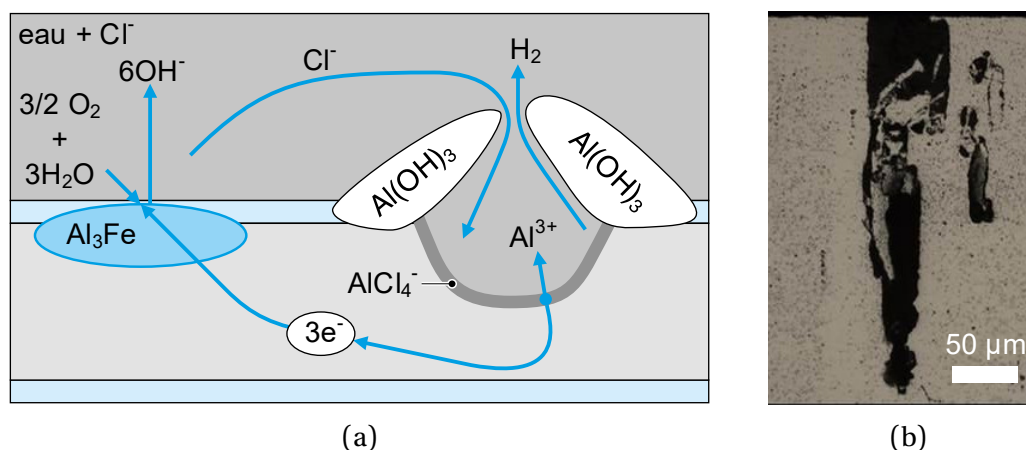


Figure 1.36 – Corrosion par piqûre (a) schéma des mécanismes de corrosion [186], (b) piqûre dans l'alliage 2050-T34 exposé à une solution de 0,7 NaCl [189].

Un autre type de corrosion nommée corrosion intergranulaire peut directement attaquer le joint de grains [6], [185], [186]. Il s'agit d'une corrosion structurale, c'est-à-dire avec un mode de pénétration particulier, et n'apparaît que pour certains alliages des séries 2XXX, 5XXX, 6XXX et 7XXX [186]. Bien que le résultat soit toujours la dissolution du joint de grains, les mécanismes de corrosion intergranulaire sont assez spécifiques d'une série à une autre. Pour illustrer ceux intervenant pour la série 2XXX, le joint de grains pour les alliages de cette

série composés à 4 %m de cuivre et dans un état T3 ou T4 est représenté schématiquement sur la Figure 1.37a. Pour ces alliages, le joint de grains est une zone riche en précipités CuAl_2 à haut potentiel électrochimique alors que la région des grains qui y est adjacente est déplétée en cuivre (Precipitate-Free Zone – PFZ) et à plus faible potentiel électrochimique. La PFZ s'est formée suite à la création préférentielle de précipités au joint de grains pendant le refroidissement. La précipitation a en effet lieu plus facilement aux zones riches en défaut de structure et aux lacunes, dont le joint de grains dispose en abondance, ce qui a pour effet de diminuer la teneur en cuivre de la zone voisine, la future PFZ [186]. Une fois que le milieu aqueux atteint le joint de grain, un couplage galvanique apparaît entre la PFZ anodique et les précipités riches en cuivres (CuAl_2) cathodiques, menant à la dissolution de la PFZ, comme illustré sur la Figure 1.37b. Cette dissolution se propage ensuite le long du joint de grains [6], [185], [186], [190], [191]. Pour le 2024-T3 spécifiquement, c'est la présence de précipité S ou S' au joint de grains, riches tous deux en cuivres, qui provoque la dissolution de la PFZ [30]. On précisera que l'accès au joint de grains est en surface protégé par la couche d'oxyde et c'est pour cette raison que la corrosion intergranulaire s'amorce souvent dans des piqûres en cours de propagation ou à peine initiées [31], [188], [192].

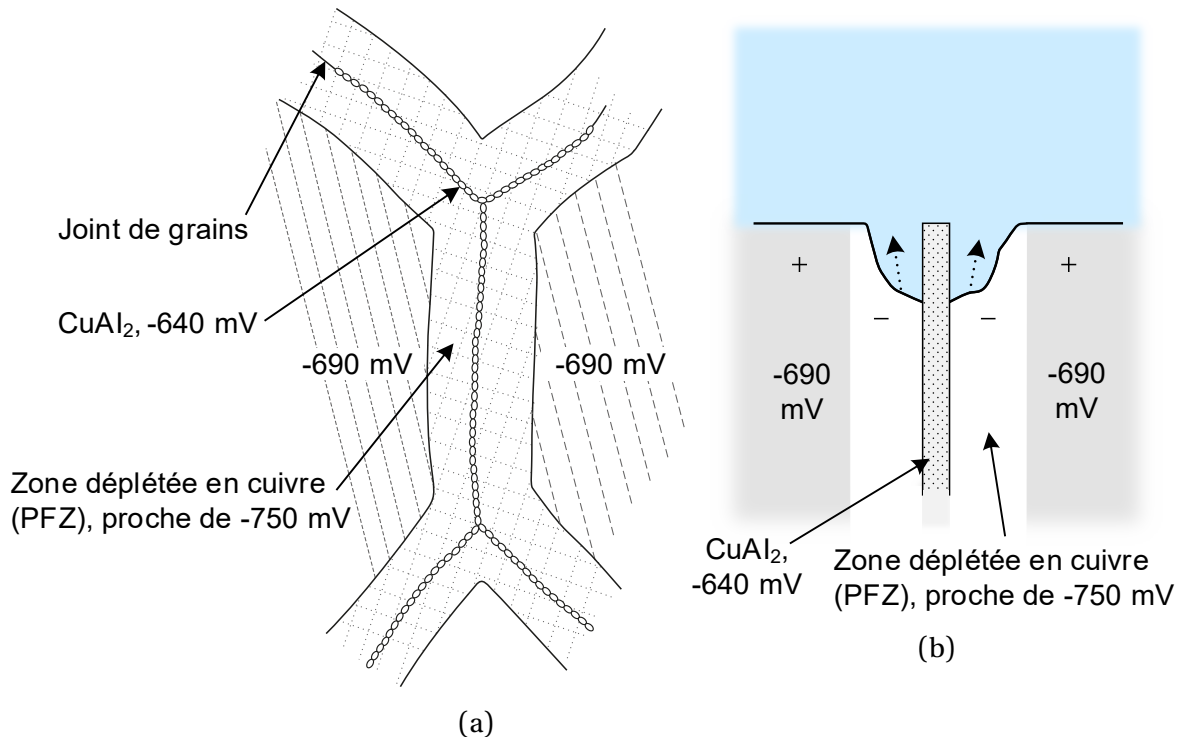


Figure 1.37 – Principe de la corrosion intergranulaire pour les alliages 2XXX-T3 ou -T4 (a) schématisation du joint de grain, (b) schéma de dissolution de la PFZ. D'après [185].

La corrosion par piqûre et la corrosion intergranulaire sont particulièrement nocives si la structure corrodée est soumise à un chargement extérieur [6], [185], [188]. On parlera alors de corrosion sous contrainte (CSC) pour un chargement statique ou de fatigue-corrosion pour des chargements dynamiques plus faibles. En CSC, la corrosion intergranulaire participe activement à la propagation de la fissure [185]. Il est plus rare que la corrosion par piqûre y joue un rôle important, même si cela est possible dans certaines configuration et certains

matériaux [185], [193]. En fatigue-corrosion, les piqûres ou la présence de corrosion intergranulaire peut produire une amorce prématurée des fissures [6], [185], mais la corrosion intergranulaire reste néanmoins la plus néfaste, car elle agit comme un concentrateur de contrainte plus puissant que la corrosion par piqûre [6], [185]. De manière générale, la corrosion intergranulaire est plus nocive que la corrosion par piqûre car, ne s'attaquant qu'au joint de grain, elle a la faculté de dissoudre très peu de matière tout en la pénétrant fortement, ce qui en fait un phénomène rapide et causant des dommages structuraux considérables [185], [188]. On note que d'autres types de corrosion sur les alliages d'aluminium existent, tels que la corrosion exfoliante ou la corrosion caverneuse [6], [185], [186], [188], mais ils ne sont pas rencontrés dans le cadre des travaux de cette thèse.

L'alliage d'aluminium 2024, appartenant à la famille Al-Cu-Mg, peut être victime de plusieurs types de corrosion tels que la corrosion intergranulaire, par piqûre, généralisée, ou sélective des grains [6], [31], [190], [191], [194], [195]. En fait, son état métallurgique détermine quel type de corrosion advient, comme l'ont observé Zhang et al. [31]. L'alliage 2024-T3 est ainsi uniquement victime de corrosion intergranulaire et par piqûre (Figure 1.38) tandis que le 2024-T8 subit de la corrosion généralisée et de la corrosion sélective des grains. Dans son état T3, sa susceptibilité à la corrosion intergranulaire est due à la forte sensibilité de l'alliage à l'étape de trempe qui entraîne l'apparition de précipités grossiers riches en cuivre (CuAl_2 et CuMgAl_2) au joint de grain. Le joint de grains joue ainsi le rôle de cathode alors que la PFZ joue le rôle d'anode et se désintègre en présence d'un milieu chloruré [31], [191]. Il est probable que la corrosion par piqûre intervienne suite à la corrosion intergranulaire et attaque de manière sélective certains grains depuis leur joint de grain, où le pH est bas, vers leur intérieur, comme observé par des auteurs sur du 2024-T351 [195]. Comme conclu par Zhang et al. [31] sur du 2024-T3, il est également possible que des piqûres apparaissent pour des potentiels électrochimiques locaux de la matière assez bas alors que de la corrosion intergranulaire est provoquée par des potentiels assez élevés. La Figure 1.38 illustre une corrosion mixte intergranulaire et par piqûre sur du 2024-T351 dans une solution à 1M NaCl. Dans son état T8, l'absence de corrosion intergranulaire du 2024 vient de la disparition des zones déplétées en cuivre (PFZ) à cause du traitement thermique, limitant ainsi les différences de potentiel [31]. Ce phénomène est d'ailleurs courant pour les alliages de la série 2XXX [186].

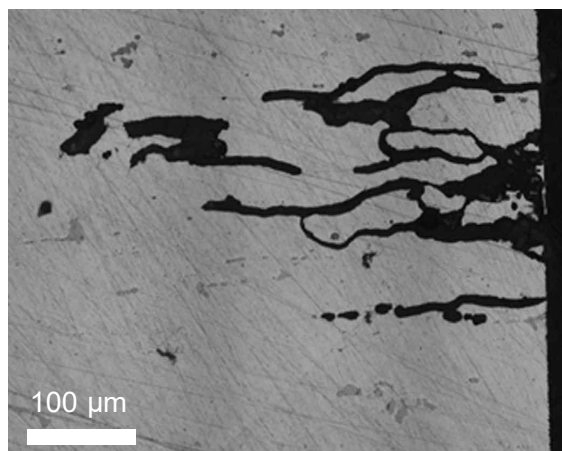


Figure 1.38 – Corrosion intergranulaire et par piqûre du 2024-T351 dans une solution à 1M NaCl [191].

Le type de corrosion rencontré sur certains alliages 2XXX de la famille Al-Cu-Li-Mg dépend également de leur état métallurgique. Pour des raisons équivalentes à l'alliage 2024, plusieurs auteurs ont en effet observé que pour l'alliage 2050, contenant 1 %m de lithium, les états métallurgiques T3 et T8 favorisent respectivement des corrosions intergranulaire et par piqûre [46], [47]. Cependant, ce n'est pas le cas de tous les alliages et en particulier du 2198 qui subit de la corrosion par piqûre uniquement et indifféremment de son état métallurgique [48], [49]. De Sousa Araujo et al. [48] ont en effet observé que le 2198 ne subissait pas de corrosion intergranulaire, qu'il se trouve dans un état T3 ou T8. Balbo et al. [49] ont également écarté toute corrosion intergranulaire sur le 2198-T3. Cela est dû à l'absence de précipités δ' (Al_3Li), catalyseur de corrosion intergranulaire, aux joints de grains du 2198 pour tout état métallurgique [196]. L'initiation des piqûres sur la surface de l'échantillon est, pour le 2198, généralement due à la présence de composés intermétalliques grossiers riches en Fe et Cu en surface [122], [197]. Une fois les piqûres amorcées, la corrosion se propage au sein des grains du fait de la présence non uniforme de précipités actifs T_1 uniquement présent selon des bandes orientées dans le plan $\{111\}_{\text{Al}}$ [196], [197].

Donatus et al. [122] ont constaté que l'ajout d'une étape de polissage avant un essai de corrosion avec du gel agar sur l'alliage 2198-T851 peut jouer sur la morphologie des piqûres, comme l'illustre schématiquement la Figure 1.39. Pour les éprouvettes brutes, les piqûres sont espacées et assez profondes (Figure 1.39a). Pour les éprouvettes ayant subi un polissage de 50 μm pour supprimer la couche, proche de la surface, fortement déformée par le procédé de laminage, des piqûres très diffuses latéralement et peu profondes, rappelant une forme de corrosion générale, sont identifiées. Le procédé de laminage affecte donc certainement le mode de corrosion par piqûre produit. Cependant, les auteurs ont également amélioré de manière significative le fini de surface des échantillons, et il est donc possible que cela ait également influencé le mode de corrosion ayant pris place.

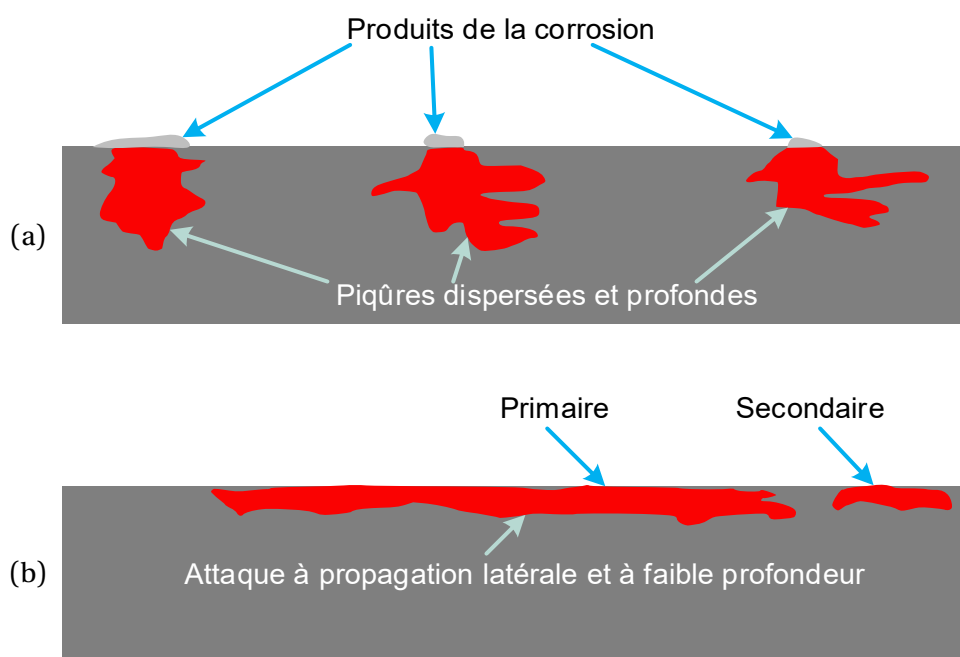


Figure 1.39 – Représentation de la corrosion du 2198-T8 (a) brut de laminage (b) avec polissage de 50 μm [122].

1.2.4.2 Comportement des assemblages FSW

Contrairement aux matériaux de base, les assemblages FSW ne sont pas homogènes. Le gradient thermique engendré par le passage de l'outil a en effet produit une microstructure qui varie fortement à travers le joint (Cf. section 1.2.2). Ce changement de microstructure fait de même varier le potentiel électrochimique au sein du joint [198]–[204] (Figure 1.40). La Figure 1.40a présente l'évolution du potentiel à circuit ouvert (Open Circuit Potential – OCP) d'un joint pour le cas d'un joint FSW fait d'alliage 7050-T76 après une immersion dans une solution de 3,5 % NaCl. La ZAT-ZATM a un potentiel plus bas que les zones adjacentes, et elle protège donc anodiquement le noyau et le matériau de base, qui jouent ici le rôle de cathodes.

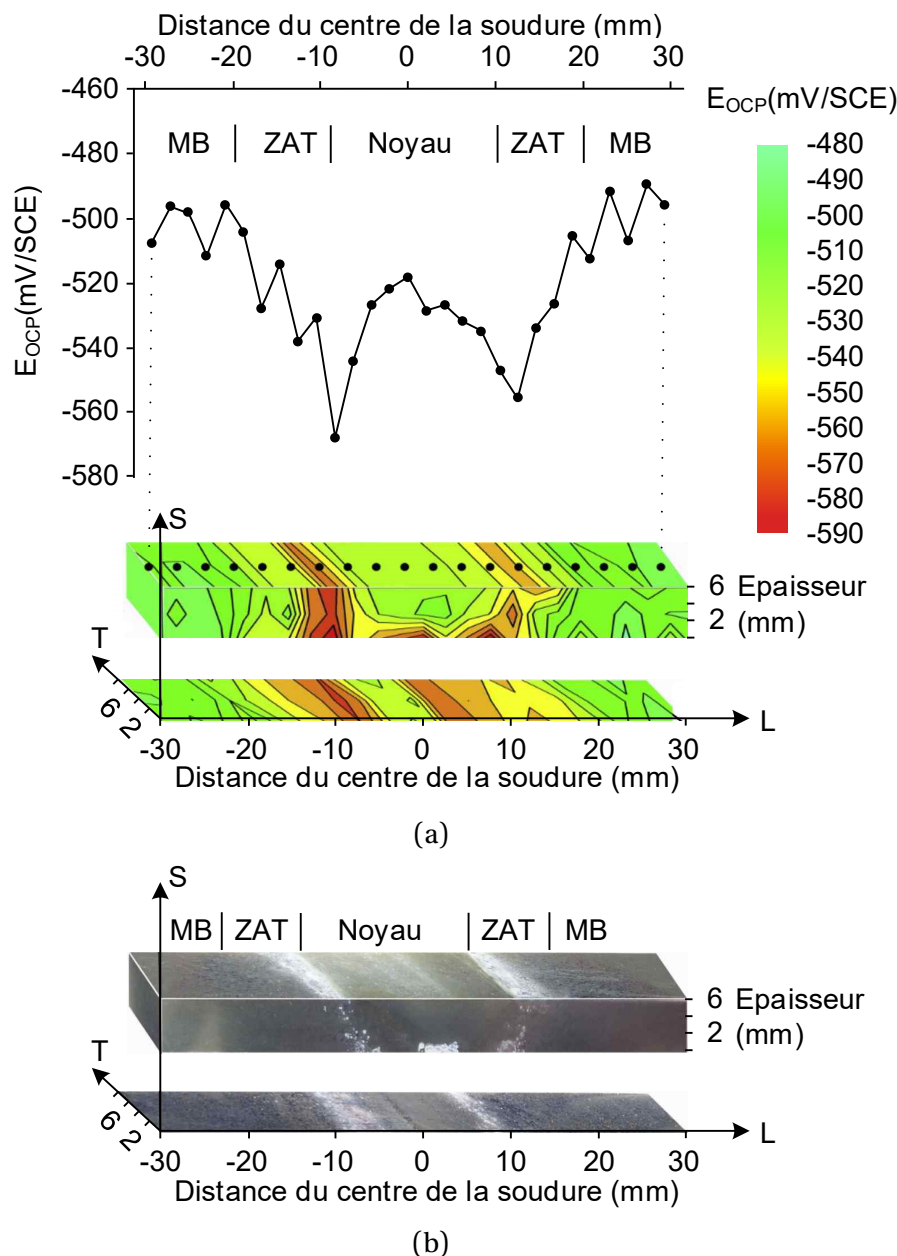


Figure 1.40 – Comportement d'un joint FSW fait d'alliage 7050-T76 après immersion dans une solution de 3,5 % NaCl (a) carte 3D du potentiel électrochimique (b) produit de corrosion [202].

De la corrosion prend ainsi place de manière préférentielle dans la ZAT-ZATM comme en témoigne la forte présence de produit de corrosion dans cette zone (Figure 1.40b). Plusieurs autres auteurs ont également identifié une ZAT-ZATM, ou ZAT seule, avec un plus faible potentiel que le reste du joint [198]–[201], mais d'autres situations sont possibles [201], [203]. Jariyaboon et al. [201] ont déjà constaté un potentiel du noyau plus bas que le reste des soudures pour le FSW de l'alliage 2024-T351. Le noyau protège dans ce cas anodiquement la ZAT-ZATM et subit toute la corrosion. Pour le soudage du 2198-T851, Donatus et al. [203] ont quant à eux identifié un matériau de base plus anodique que le reste de la soudure, c'est-à-dire le noyau et la ZAT-ZATM qui sont donc en partie protégés de la corrosion. Une variation du potentiel électrochimique peut aussi prendre place entre la partie inférieure et supérieure de la soudure [202], [204]. Généralement cette différence apparaît un niveau du noyau, dont la partie basse accuse un plus faible potentiel que la partie haute [202], [204], comme cela est visible sur la Figure 1.40a. Il en résulte une concentration de la corrosion sur la surface inférieure de la soudure aux alentours du noyau (Figure 1.40b). Dans les cas de soudage dissimilaire, un couplage galvanique peut prendre place au niveau de l'interface entre les deux matériaux dans le noyau [166] et le matériau le plus noble peut ainsi se voir protégé par l'autre. Cependant, l'apparition de ce phénomène dépend fortement du mélange opéré par l'opération de soudage et nécessite une différence de potentiel suffisante entre les deux matériaux.

La variation du potentiel électrochimique le long du joint, elle-même provoquée par le gradient microstructural, peut donc déterminer des zones des joints touchées par la corrosion ainsi que l'intensité de la corrosion. Mais le gradient microstructural peut également faire varier le type de corrosion rencontré le long du joint. Paglia et al. [125] ont conclu que, de manière générale pour le FSW et pour les alliages qui y sont susceptibles, la ZAT-ZATM est un lieu propice au développement de corrosion intergranulaire du fait de la présence forte de précipités intergranulaire néfastes produits par le procédé. Proton et al. [204] ont mis en évidence les mêmes résultats pour le FSW du 2050, où la ZAT a tendance à accumuler un nombre important de précipité néfastes T_1 au joint de grains à cause de la thermique locale infligée par le procédé. À l'inverse, le noyau ne subit que très rarement de la corrosion intergranulaire, car le FSW génère dans cette zone suffisamment de chaleur pour faire disparaître les précipités intergranulaires s'y trouvant initialement [125]. Des auteurs ont également montré que le FSW des alliages d'aluminium peut générer facilement des composés intermétalliques riches en fer et en cuivre à haut potentiel électrochimique au sein de la ZAT et du noyau, ce qui a tendance à favoriser l'apparition de piqûres dans ces zones [122], [205].

L'influence des paramètres process sur la tenue en corrosion des joints FSW est assez peu traitée dans la littérature. Certains auteurs ont observé une influence des paramètres machine sur la tenue en corrosion des joints, et en particulier celle des vitesses de l'outil [201], [206] (Tableau 1.3). Jariyaboon et al. [201] ont réalisé des essais de corrosion sur la section transverse de soudures FSW faites d'alliage 2024-T351 comme présenté sur le Tableau 1.3. Ils ont observé qu'augmenter la vitesse de rotation de l'outil a tendance à transporter la corrosion du noyau vers la ZAT-ZATM. Ce changement de comportement d'une condition de soudage à une autre est attribué au changement de la distribution des potentiels électrochimiques au sein des joints : plus la vitesse de rotation augmente, et plus le noyau augmente son potentiel, tandis que celui de la ZAT-ZATM s'abaisse simultanément. L'influence des paramètres de l'outil sur la tenue en corrosion de joint FSW a également été investigué par d'autres auteurs [207], [208]. Rao et al. [208] ont notamment déterminé qu'un pion triangulaire avait tendance

Vitesse de rotation (tr.min ⁻¹)	Vitesse d'avance (mm.min ⁻¹)	Section transverse après l'essai
		AS ← $\varnothing_{\text{épaulement}}$ → RS
215	154	
215	75	
350	95	
468	154	
468	75	
		10 mm

Tableau 1.3 – Corrosion de la section transverse de joint fait d'alliage 2024-T351 après immersion dans une solution de 0,1 M NaCl pendant 24h [201].

à diminuer l'apparition de piquûre par rapport à un pion conique pour le soudage de l'alliage 2219. Cela est dû à la génération de chaleur plus importante produite par le pion triangulaire permettant ainsi de dissoudre plus de précipité favorisant l'apparition de piquûres que dans le cas du pion conique.

Les évolutions microstructurales des joints FSW, au sens large, jouent donc un rôle principal dans leur comportement en corrosion. Cependant, les contraintes résiduelles en traction, si elles sont assez fortes, peuvent elles aussi sous environnement corrosif engendrer de la corrosion sous contrainte [165], [166]. Mais à ce jour, la littérature n'a pas observé ce phénomène dans le cas du FSW, car l'influence des contraintes résiduelles générées par le procédé, généralement faibles, est négligeable face à celle qu'a la microstructure des soudures [144], [209].

1.3 Problématiques dégagées, objectifs et structure de la recherche

Cette revue de littérature rend compte de l'état de l'art sur la sensibilité des assemblages d'alliages d'aluminium soudés par FSW à l'évolution des paramètres de soudage. Bien qu'un grand nombre de configurations FSW aient été documentées sur ce sujet, aucun élément bibliographique n'a été identifié pour la configuration 2024-T3/2198-T8. L'influence des paramètres de soudage sur les caractéristiques et sur la tenue mécanique et en corrosion de telles soudures est donc inconnue.

Pour répondre à cette problématique, l'objectif principal de cette thèse est de comprendre les mécanismes en jeu donnant les caractéristiques finales des soudures 2024-T3/2198-T8. L'objectif est également de déterminer les conditions de soudage permettant d'obtenir des soudures optimales en termes de tenue mécanique et en corrosion tout en minimisant les distorsions.

Pour atteindre ces objectifs, une recherche, basée sur des travaux expérimentaux et structurées en trois parties, est menée. Une première partie (Chapitre 3) analyse dans quelle mesure les paramètres de soudage influencent les caractéristiques macro et microstructurales des soudures 2024-T3/2198-T8 ainsi que la génération de chaleur pour chacune. Une seconde partie (Chapitre 4) s'attache à déterminer en quoi les différentes caractéristiques macro et microstructurales et la génération de chaleur observées en première partie influencent la tenue mécanique des soudures en traction, ainsi que l'évolution de leurs contraintes résiduelles et de leurs distorsions. Enfin, une troisième partie (Chapitre 5) présente l'influence de la microstructure et de la métallurgie des soudures ainsi que de la génération de chaleur subie lors de leur fabrication, identifiées dans la première partie, sur leur tenue en corrosion par immersion.

Chapitre 2 : Méthodologie

Sommaire

2.1	Soudage d'assemblages 2024-T3/2198-T8	62
2.1.1	Nomenclature des directions de référence	62
2.1.2	Dispositif de soudage	63
2.1.3	Configurations et paramètres de soudage	66
2.1.4	Analyse du rendu visuel après soudage	69
2.2	Thermique du procédé	69
2.2.1	Chaîne d'acquisition de températures	69
2.2.2	Disposition des thermocouples	71
2.3	Microstructure	72
2.3.1	Préparation des échantillons	72
2.3.2	Microscopie numérique optique à balayage laser	73
2.4	Défauts internes	73
2.4.1	Préparation des échantillons	73
2.4.2	Analyse tomographique	74
2.5	Champ de microdureté	74
2.5.1	Préparation des échantillons	74
2.5.2	Mesures de microdureté	75
2.6	Contraintes résiduelles en surface	76
2.6.1	Préparation des tôles	76
2.6.2	Mesures de contraintes résiduelles	76
2.7	Distorsions des tôles après soudage	81
2.7.1	Préparation des tôles	81
2.7.2	Mesures de distorsions des tôles	81
2.8	Comportement en traction	84
2.8.1	Comportement en traction macro	85
2.8.2	Comportement local en traction	87
2.9	Comportement en corrosion	90
2.9.1	Préparation des éprouvettes	90
2.9.2	Essai de corrosion par immersion	91
2.9.3	Analyse des éprouvettes corrodées	91

2.1 Soudage d'assemblages 2024-T3/2198-T8

L'étude menée dans cette thèse fait suite à des travaux menés en interne par Dassault Aviation. Ces travaux ont permis de définir un Domaine de Soudabilité Opérationnel (DSO) pour le soudage par friction malaxage d'assemblages 2024-T3/2198-T8 de 2 mm d'épaisseur dans une version dite « de développement », c'est-à-dire une version simplifiée de celle utilisée pour la pièce industrielle. Le DSO correspond aux paramètres de soudages pour lesquels certaines caractéristiques des soudures, notamment leur tenue en pliage et la présence de défauts de fabrication, sont considérées comme bonnes. Pour la présente étude, le dispositif de soudage ainsi que les configurations et les paramètres de soudages sont basés sur ceux utilisés lors de ces précédents travaux. Une version de développement est également utilisée pour cette étude.

2.1.1 Nomenclature des directions de référence

Plusieurs directions de référence utilisées dans la suite du manuscrit sont définies sur la Figure 2.1 pour les tôles de matériaux de base et les tôles soudées. Les directions de référence des tôles de matériaux de base, directement liées au sens de laminage à l'orientation de la surface des tôles, sont RD (Rolling Direction – direction de laminage), TD (Transverse Direction – direction transverse au laminage dans le plan de la tôle) et ND (Normal Direction – direction normale au plan de la tôle). Celles des tôles soudées, directement liées au cordon de soudage, sont WD (Welding Direction – sens de soudage), CWD (Cross-Welding Direction – direction transverse à la direction de soudage dans le plan des tôles) et ND (Normal Direction – direction normale au plan des tôles). Ces directions de référence permettent de former les bases $(\overrightarrow{RD}, \overrightarrow{TD}, \overrightarrow{ND})$ et $(\overrightarrow{WD}, \overrightarrow{CWD}, \overrightarrow{ND})$ respectivement pour les tôles de matériaux de base et les tôles soudées. Pour ces bases, il convient de noter que seulement le sens de l'axe $\overrightarrow{WD}$ doit être défini à l'avance, car l'orientation des autres axes est choisie arbitrairement mais reste la même tout au long de l'étude.

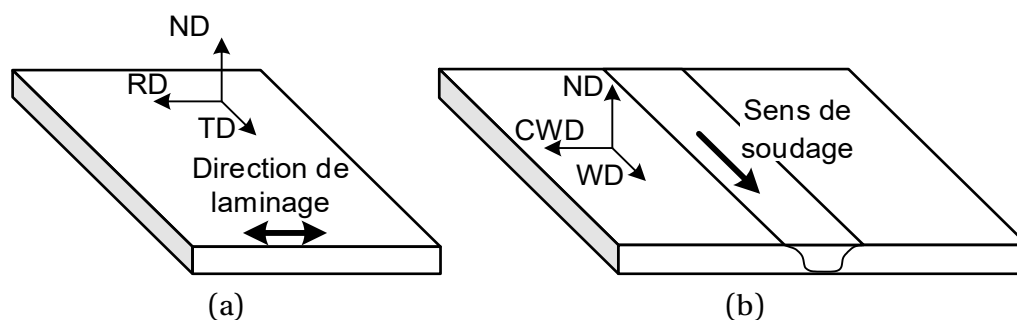


Figure 2.1 – Bases formées à partir des directions de référence (a) pour les tôles de matériaux de base, (b) pour les tôles soudées.

2.1.2 Dispositif de soudage

2.1.2.1 Robot de soudage

L'ensemble des tôles soudées est réalisé par l'entreprise Dassault Aviation avec un robot articulé 6 axes KUKA KR 500-3 MT (Figure 2.2). Il s'agit du même robot que celui utilisé pour les travaux de détermination du DSO sur la configuration 2024-T3/2198-T8. Ce robot dispose d'une capacité de charge allant jusqu'à 1000 kg et a une enveloppe de travail de 68 m³. Bien qu'utilisé de manière très simple dans le cas de cette étude (trajectoire rectiligne et horizontale), un bras robotisé peut se révéler très pratique lorsqu'il s'agit de réaliser des soudures selon des trajectoires complexes sur des pièces de large volume.

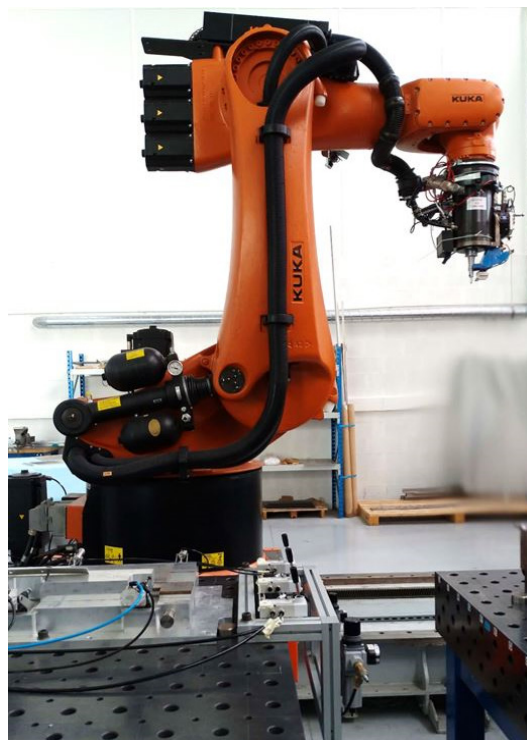


Figure 2.2 – Robot articulé utilisé pour le soudage de l'ensemble des tôles.

L'inconvénient principal de ce robot est sa relativement faible rigidité par rapport à une machine de type portique. Sa trajectoire réelle lors du soudage peut ainsi être légèrement altérée par rapport à la commande [210]. Une déviation de la trajectoire de l'outil a d'ailleurs été identifiée au cours des travaux de détermination du DSO sur la configuration 2024-T3/2198-T8. Cette déviation est constante tout le long de la soudure, c'est-à-dire que la trajectoire souhaitée et la trajectoire réelle sont parallèles. Une déviation apparaît également pour les soudures réalisées dans le cas de la présente étude (Figure 2.3). Il s'agit d'un décalage constant de la trajectoire réelle de 2,7 mm côté AS, quelles que soient les configurations et les paramètres de soudage. Ce décalage apparaît en début de cordon et disparaît en fin de cordon. La trajectoire réelle est corrigée en compensant ce décalage directement dans la trajectoire commandée, comme le montre la Figure 2.3.

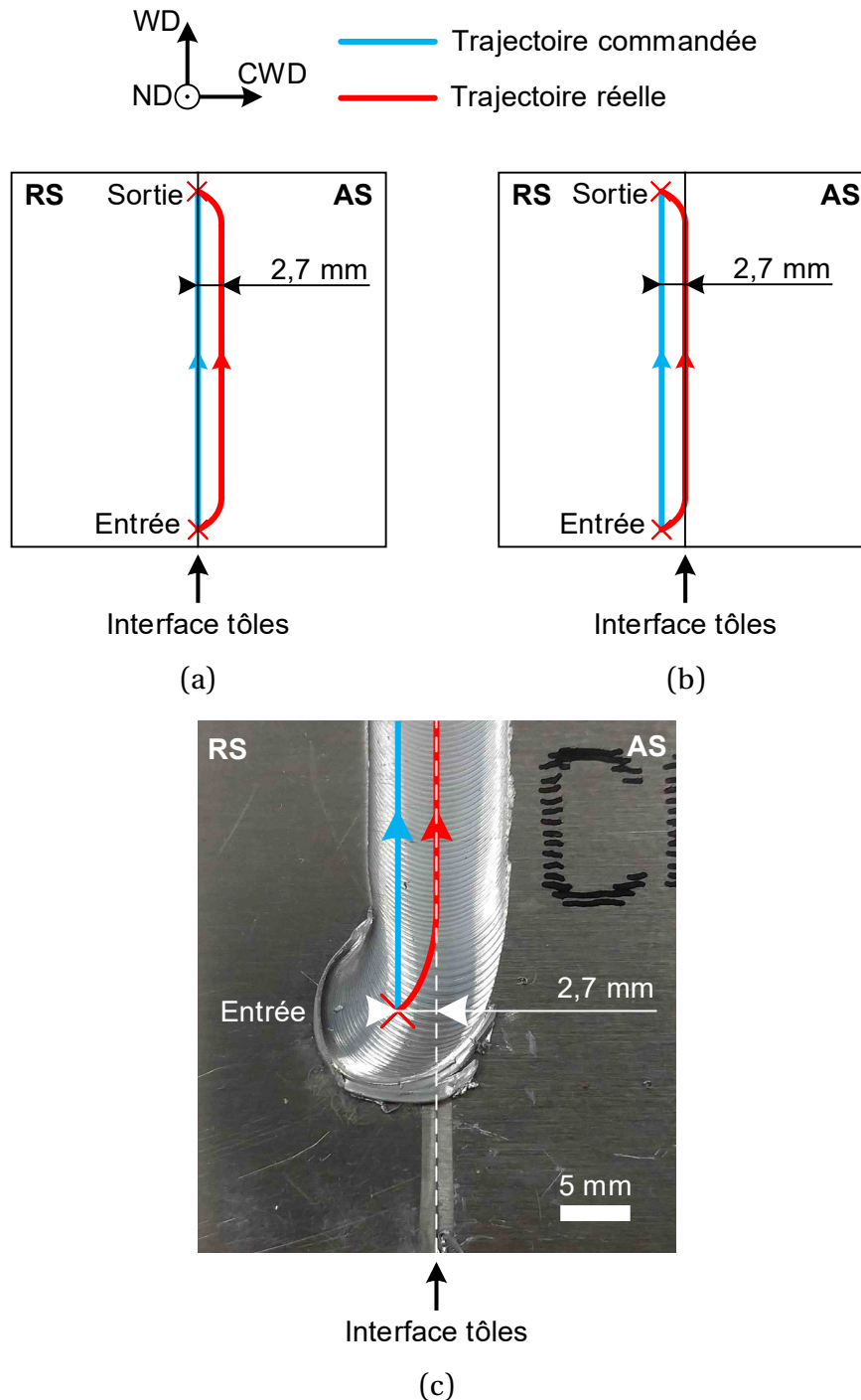


Figure 2.3 – Trajectoires commandée et réelle de l’outil (a) schématisation du cas où la déviation n’est pas compensée, (b) schématisation du cas où la déviation est compensée, (c) trajectoire de l’outil au niveau de l’entrée dans la matière dans le cas où la déviation est compensée.

Une broche d’une vitesse maximale de 5000 tr/min permettant de mettre en rotation l’outil FSW est ajoutée au robot articulé. De plus, un galet presseur est utilisé afin de réduire l’intensité d’éventuels défauts de type flash. La broche met en rotation un outil FSW. Un outil en MP159 avec un épaulement légèrement concave de diamètre $\varnothing_{\text{épaulement}} = 10 \text{ mm}$ et un pion

présentant une conicité avec la présence de trois méplats est utilisé pour réaliser les soudures (Figure 2.4). La Figure 2.4 présente la géométrie de l'épaulement et du pion de l'outil utilisé.

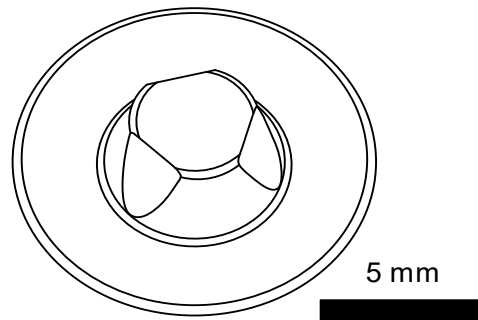


Figure 2.4 – Géométrie de l'épaulement et du pion de l'outil utilisé pour la configuration 2024-T3/2198-T8.

2.1.2.2 Bridage des tôles

Un système de bridage de développement (Figure 2.5), très similaire à celui utilisé pour les travaux de détermination du DSO sur la configuration 2024-T3/2198-T8, est mis en œuvre pour l'ensemble des tôles soudées dans l'étude. Les tôles à souder sont d'abord dégraissées à l'aide d'un papier absorbant imbibé d'éthanol avant soudage afin que le procédé de soudage ne soit pas altéré. Elles sont ensuite positionnées sur une enclume faite en acier C45 elle-même solidaire d'une table, puis sont plaquées à l'enclume à l'aide de six brides en acier traité elles-mêmes serrées à l'aide d'ensembles rondelle/écrou sur une tige filetée solidaire de la table. Les écrous sont serrés manuellement à environ 300 N.m afin d'éviter tout mouvement des tôles lors du soudage. Le débridage s'effectue 1 minute après la fin de l'opération de soudage. Les écrous sont desserrés dans l'ordre spécifié sur la Figure 2.5 et sur une durée d'environ 1,5 minute.

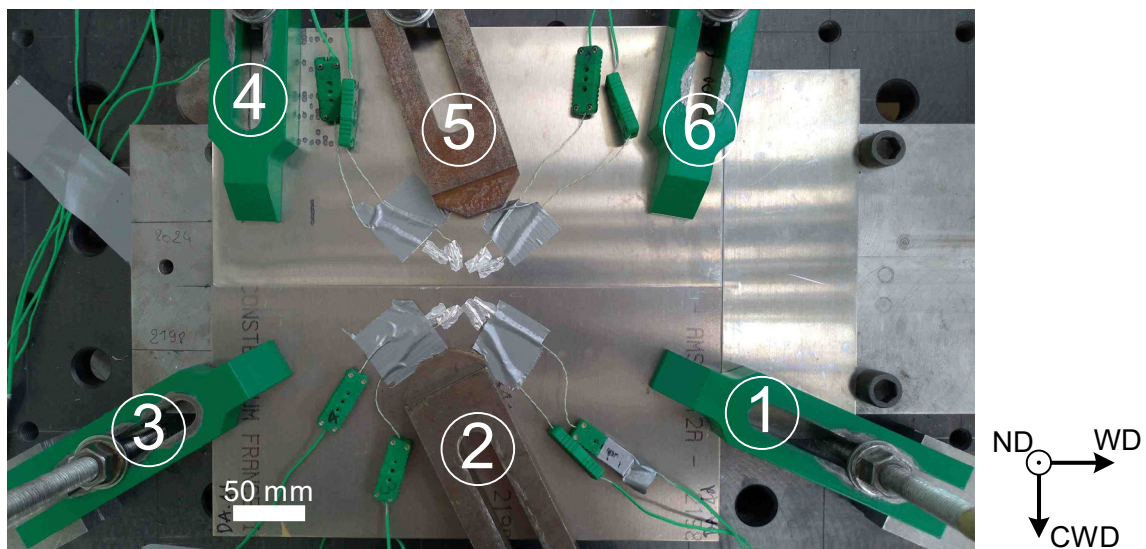


Figure 2.5 – Dispositif de bridage des tôles.

2.1.3 Configurations et paramètres de soudage

2.1.3.1 Configurations de soudage

Dans ces travaux, une configuration de soudage par friction malaxage constituée de deux tôles laminées rectangulaires de dimension $175 \times 350 \times 2,5$ mm et respectivement composées de 2024-T3 (RS) et 2198-T8 (AS) est considérée. Pour des raisons de disponibilité matière, des tôles d'épaisseur 2,5 mm sont utilisées à la place de tôles d'épaisseur 2 mm. Suite à un choix réalisé dans les travaux de détermination du DSO, le 2024-T3 côté RS devrait avoir sa direction de laminage (RD) positionnée de manière parallèle à la direction de soudage (WD) pour se placer dans le cas le plus défavorable pour la tenue en pliage. Cependant, une erreur a été commise et la direction de laminage (RD) du 2024-T3 côté RS se retrouve perpendiculaire au sens de soudage (WD).

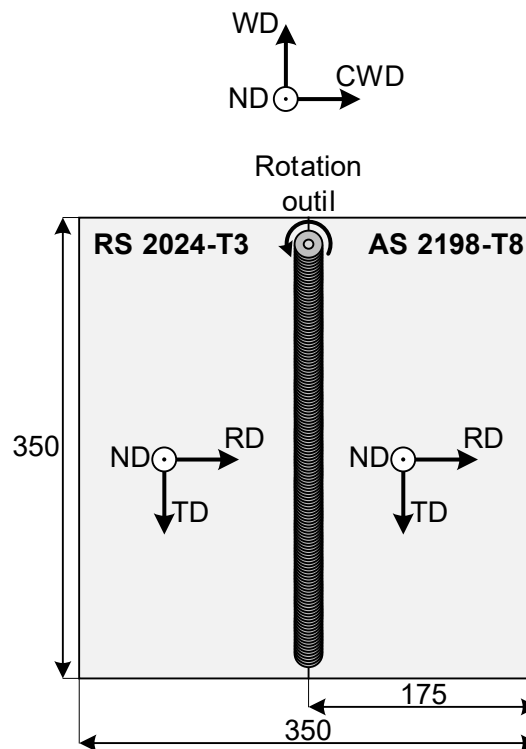


Figure 2.6 – Schématisation de la configuration de soudage 2024-T3/2198-T8.

2.1.3.2 Paramètres de soudage

Plusieurs tôles sont soudées avec des paramètres de soudage variables, illustrés sur la Figure 2.7, de manière à déterminer l'influence des paramètres de soudage sur les caractéristiques des soudures. Le choix des paramètres de soudage est fait en fonction du DSO défini par les travaux menés en interne par l'industriel. Bien que ces précédents travaux aient investigué l'influence d'un grand nombre de paramètres de soudage sur les caractéristiques des soudures, il est choisi, dans la présente étude, de ne se focaliser que sur l'influence des vitesses d'avance V_a et de rotation V_r de l'outil, car elles font partie des paramètres ayant généralement la plus grande influence sur les caractéristiques des soudures [56], [58]. Ces deux paramètres

sont donc variables alors que les autres sont figés à la valeur définie comme optimale suite à la précédente étude : la force axiale F_z vaut donc 7500 ± 100 N, le tilt $\alpha_{\text{outil}} = 2,5^\circ$ et le sens de rotation de l'outil dans le sens anti-horaire (Figure 2.7). On précisera que la force axiale F_z , au même titre que V_a et V_r , généralement une influence très importante sur les caractéristiques des soudures [56], [58]. Cependant, la précision obtenue avec le robot sur la valeur de F_z , dans la configuration utilisée, a une tolérance assez large de ± 100 N. Il serait donc difficile d'effectuer une campagne d'essai rigoureuse si F_z était choisi comme paramètre. Les vitesses d'avance V_a et de rotation V_r réelles de l'outil sont quant à elle très fiable par rapport à la commande.

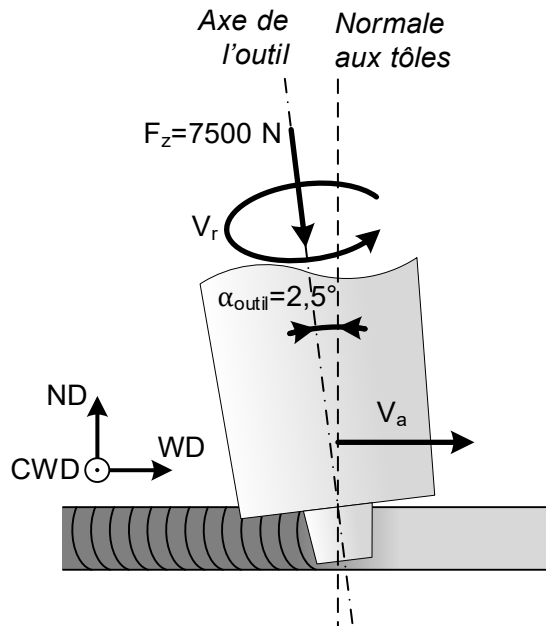


Figure 2.7 – Illustration des paramètres de soudages figés (force axiale F_z , tilt α_{outil} et sens de rotation de l'outil) et variables (vitesse d'avance V_a et vitesse de rotation V_r).

Le choix de se concentrer sur les vitesses de l'outil permet également d'évaluer l'efficacité du procédé. En effet, la vitesse d'avance utilisée est directement liée à la rapidité du procédé : plus elle est élevée et moins l'opération de soudage est longue, ce qui se traduit par un gain financier. Mais à partir d'un certain seuil, ou pour une vitesse de rotation non adaptée à la vitesse d'avance en question, la soudure risque d'être de mauvaise qualité car le mélange entre les deux tôles soudées est incomplet. Des défauts peuvent ainsi apparaître, ruinant les propriétés mécaniques de la soudure [3], [124]. Dans cette étude, il s'agira donc d'identifier les couples de vitesses de l'outil (V_a , V_r) optimaux, c'est-à-dire ceux où les propriétés de la soudure sont considérées comme conformes pour la plus haute vitesse d'avance possible. Ces couples de vitesses de l'outil (V_a , V_r) sont appelés conditions de soudage. Elles sont nommées de D-1 à D-5 (D pour dissimilaire) et sont positionnées par rapport au DSO défini par les travaux menés en interne par l'industriel, dans la Figure 2.8. Les conditions D-1 à D-3 appartiennent au DSO. Alors que la condition D-1 est centrée sur le DSO, les conditions D-2 à D-3 sont celles ayant la vitesse d'avance la plus haute pour une soudure conforme ($360 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$), c'est-à-dire qu'elles s'approchent de la condition de soudage optimale. Il s'agira dans cette étude de déterminer si d'autres caractéristiques des soudures sont également conformes, à

l'image de celles déjà déterminées, ou bien si elles se dégradent et dans quelles proportions. Les conditions D-4 et D-5 sont quant à elles hors du DSO ($V_a > 360 \text{ mm.min}^{-1}$), car leur tenue en pliage et la présence de défaut au sein des soudures ne sont pas conformes aux attendus. Ces paramètres auraient pourtant été très intéressants pour l'industriel car ils possèdent une haute vitesse d'avance, synonyme de gain de temps considérable. Dans la présente étude, il s'agira de déterminer si, pour de telles conditions de soudage, d'autres caractéristiques des soudures se dégradent également et dans quelles proportions. L'ensemble des conditions de soudage et leur ratio de vitesses $R = V_a/V_r$ correspondant sont consignés dans le Tableau 2.1. On remarque que la vitesse d'avance maximale du set de paramètre (480 mm.min^{-1}) représente deux fois la vitesse minimale (240 mm.min^{-1}). En revanche, la vitesse de rotation maximale (1100 tr.min^{-1}) ne représente que 1,47 fois la vitesse minimale (750 tr.min^{-1}). En proportion, la plage couverte par les vitesses d'avance est donc plus grande que celle des vitesses de

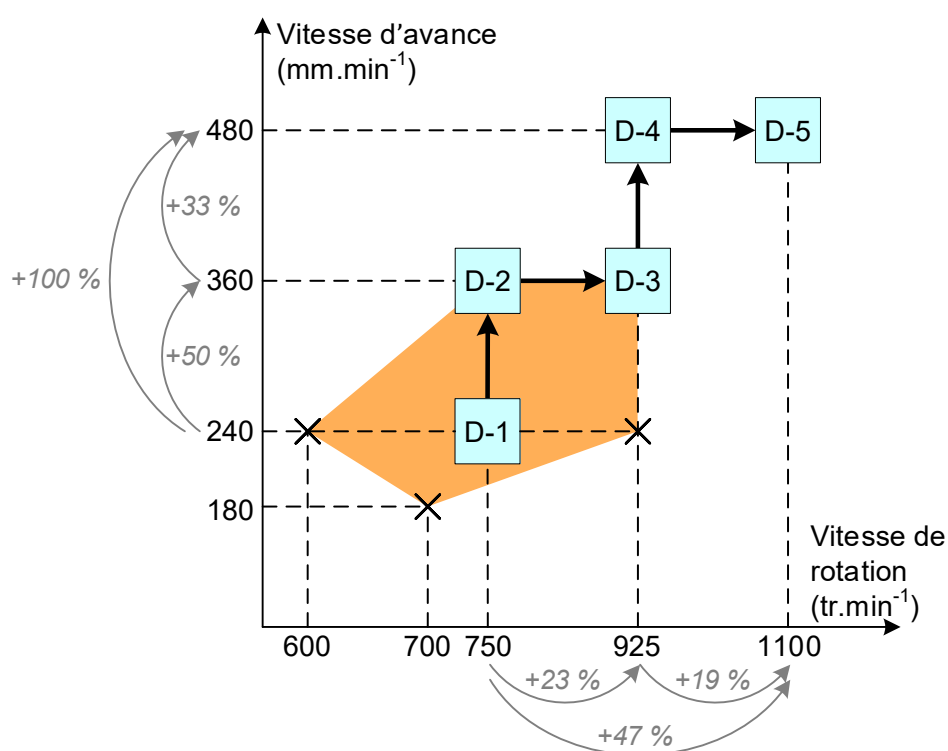


Figure 2.8 – Positionnement des conditions de soudage utilisés dans l'étude (carrés de D-1 à D-5) et du DSO défini par les travaux menés en interne par l'industriel (aire orange).

Condition de soudage	Vitesse de rotation V_r (tr.min ⁻¹)	Vitesse d'avance V_a (mm.min ⁻¹)	Ratio $R = \frac{V_a}{V_r}$ (mm.tr ⁻¹)
D-1	750	240	0,32
D-2	750	360	0,48
D-3	925	360	0,39
D-4	925	480	0,52
D-5	1100	480	0,44

Tableau 2.1 – Conditions de soudage utilisées.

rotation. Une influence prépondérante de l'évolution de la vitesse d'avance par rapport à la vitesse de rotation sur les caractéristiques des soudures est donc à prévoir pour ces raisons.

2.1.4 Analyse du rendu visuel après soudage

Pour prendre des images des surfaces des soudures dans le plan (WD-CWD), un appareil photo reflex numérique Canon EOS 1100D monté avec un objectif Canon EF-S 55-250mm f/4-5.6 IS II est utilisé.

2.2 Thermique du procédé

2.2.1 Chaîne d'acquisition de températures

Plusieurs méthodes expérimentales directes ou indirectes permettent d'évaluer les températures subies aux alentours de la zone soudée. Les méthodes indirectes reposent généralement sur l'analyse de la microstructure et de la métallurgie pour remonter à la distribution des températures maximales atteintes, mais cette manière de procéder reste peu rigoureuse [60]. Les méthodes directes sont plus fiables et utilisent des instruments de mesure tels que des thermocouples ou des caméras thermiques [60]. Les mesures par caméra thermique semblent plus faciles à mettre en place et donnent une vision large de la distribution des températures. En pratique, les mesures sont souvent perturbées par les reflets thermiques générés par la présence de l'outil. De plus, les caméras thermiques ne permettent pas d'effectuer des relevés dans la profondeur des tôles. Pour ces raisons, la mesure par thermocouple est généralement la plus appréciée. Sa mise en œuvre est cependant lourde et une solide expérience

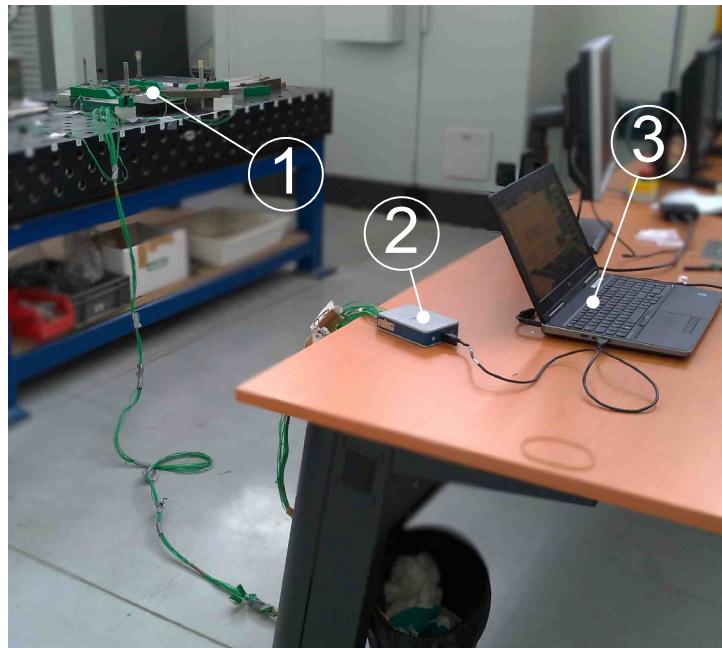


Figure 2.9 – Chaîne d'acquisition de températures (1) thermocouples, (2) carte d'acquisition, (3) logiciel d'acquisition.

est nécessaire pour parvenir à effectuer des relevés fiables. Dans ces travaux, une chaîne d'acquisition de températures, présentée sur la Figure 2.9, est mise en place pour mesurer les températures dans les tôles au cours du soudage. Cette chaîne d'acquisition est composée de 8 thermocouples type K (1) pour capter l'évolution temporelle de la température, d'une carte d'acquisition National Instruments NI 9213 (2) destinée à traiter le signal, et du logiciel DASYLab (3) pour piloter la carte d'acquisition et également traiter et stocker les données. La fréquence d'acquisition est réglée à 10 Hz afin de mesurer les fortes variations de température au cours du temps.

Les thermocouples type K sont choisis pour leur température opératoire satisfaisante pour l'étude ainsi que leur faible prix. Les présents thermocouples sont constitués d'une paire de monobrins isolés PFA ayant chacun un diamètre $\varnothing_{\text{monobrin}} = 0,2 \text{ mm}$ de la marque TC Direct. La soudure de ces monobrins est réalisée avec un poste à souder pour thermocouple. Leur température de service va de -75 à 250°C et leur très faible diamètre ainsi que leur nature « exposée » leur garantit un très bon temps de réponse. Le temps de réponse d'un thermocouple correspond au temps nécessaire pour que la température qu'il affiche corresponde à la température de la commande, c'est-à-dire la température de la matière dans laquelle il est implanté. Un thermocouple pourra donc capter des variations de température d'autant plus hautes et brusques que son temps de réponse est faible. Pour le FSW, un temps de réponse suffisamment faible est requis pour avoir une mesure correcte, notamment pour les thermocouples proches de la zone de soudage. La qualité d'une mesure de température par thermocouple dépend également fortement de la qualité du contact entre le thermocouple et le matériau. Un thermocouple ayant une surface de contact suffisante au cours de la mesure permettra d'obtenir des mesures plus représentatives de la réalité. Pour répondre à ces exigences, une pâte thermique thermodurcissable Dr. D. Müller GmbH Thermigrease TG 20033 est utilisée. Cette pâte thermique possède une température de service allant de -180 à 1200°C et une conductivité thermique satisfaisante de 3 W/m.K [211]. Elle est ici utilisée pour combler les trous où sont insérés les thermocouples et permet ainsi de maintenir leur partie exposée en position tout en assurant une bonne conduction de la chaleur entre le matériau et les thermocouples.

Un schéma représentant la disposition d'un thermocouple dans un trou est présenté sur la Figure 2.10. Des trous sont percés au diamètre $\varnothing_{\text{trous}} = 1 \text{ mm}$ avec un angle de pointe de 120° dans les tôles à souder et de la pâte thermique y est déposée à l'aide d'une seringue. Les thermocouples sont ensuite insérés dans la pâte afin de mettre en contact la partie exposée des thermocouples avec le fond des trous, puis leur partie gainée est plaquée sur la surface des tôles à souder à l'aide de ruban adhésif aluminium. Du ruban adhésif de type « toile américaine » est ajouté en amont sur les gaines des thermocouples pour minimiser les risques de déchaussement des thermocouples lors d'éventuels mouvements résiduels. La pâte thermique est finalement chauffée environ $0,5 \text{ s}$ à l'aide d'un chalumeau faisant une flamme localisée au niveau des trous pour la durcir. Un soin particulier est apporté afin de ne pas brûler la gaine des thermocouples et éviter ainsi tout court-circuit. Les zones des tôles où sont fixés les thermocouples subissent de hautes températures à cause de l'exposition à la flamme, et elles ne seront jamais utilisées dans le futur pour caractériser les soudures. Les thermocouples sont placés à une profondeur de $1,5 \text{ mm}$.

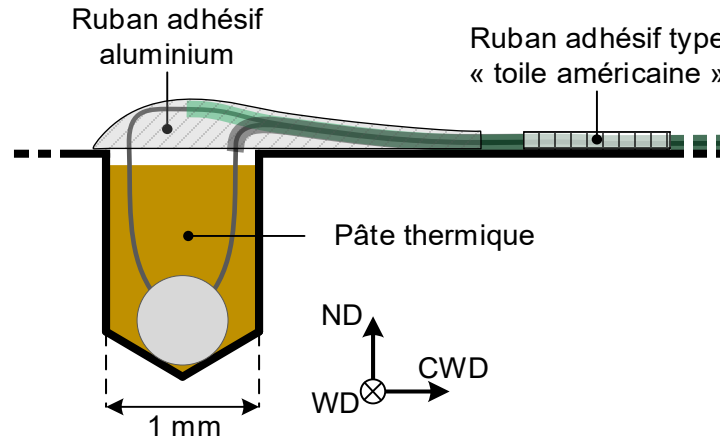


Figure 2.10 – Schéma représentant la fixation d'un thermocouple dans un trou.

Chaque mesure de température est répétée quatre fois pour chaque condition de soudage. Répéter les mesures permet de tenir compte de la dispersion et des erreurs de mesure. De plus, les mesures non valides, telles que celles réalisées par un thermocouple défectueux ou en mauvais contact thermique avec le matériau, sont facilement détectables par visualisation de la courbe de température au cours du temps et sont directement écartées.

2.2.2 Disposition des thermocouples

Plusieurs points sont à prendre en compte afin de disposer judicieusement les thermocouples. Tout d'abord, le gradient de température est d'autant plus fort que l'on se trouve proche de la zone de soudage, et il est donc préférable de disposer les thermocouples le plus près possible de cette zone mais à des distances légèrement différentes afin de caractériser au mieux la diffusion de la chaleur apportée par le procédé. Il est décidé de disposer les thermocouples les plus proches de la zone de soudage à 4 mm du passage de l'épaulement de l'outil (Figure 2.11). Ensuite, le procédé FSW étant un procédé asymétrique, il est nécessaire de mesurer les températures des deux côtés de la zone de soudage, c'est-à-dire sur le côté avançant (AS) et le côté reculant (RS). La disposition des thermocouples est illustrée sur la Figure 2.11. Elles suivent la forme de « V » placés à 164,5 mm du bords des tôles où la soudure débute afin d'être globalement centrés sur le long du cordon. La disposition en « V » permet de minimiser la perturbation des mesures des thermocouples par le trou d'un autre thermocouple, comme cela pourrait être le cas sur une disposition en ligne par exemple. Les « V » sont placés au centre du cordon de soudure de manière à minimiser les effets induits par les bords des tôles tout en étant dans une zone où l'état stationnaire est atteint. L'industriel considère en effet que l'état stationnaire est atteint à partir de 100 mm de cordon.

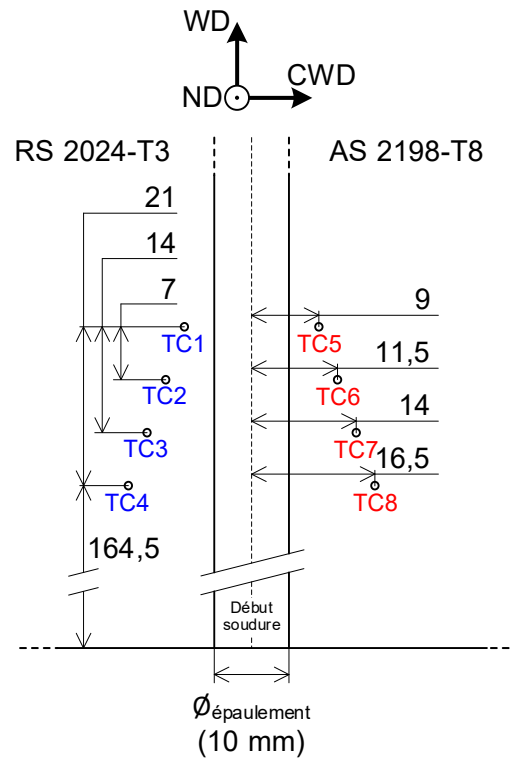


Figure 2.11 – Disposition des thermocouples sur les tôles selon le plan (WD-CWD).

On précisera que dans les travaux présentés dans ce manuscrit, seules les températures maximales mesurées par les thermocouples, appelés « pics de température », sont considérées. Identifier les valeurs des températures pic permet en effet de tirer immédiatement des conclusions intéressantes sur le rôle qu'a la chaleur sur la création de la microstructure obtenue dans les joints soudés. Le temps d'exposition t_{critique} au-dessus d'une température critique T_{critique} , qui correspond à la température à partir de laquelle des changements significatifs ont lieu dans la microstructure des tôles soudées, a également une influence sur la microstructure [124]. Cependant, dans ces travaux, la valeur de T_{critique} n'est pas connue à l'avance car elle dépend des alliages mis en jeu. La détermination de t_{critique} est donc impossible pour le moment. En revanche, les cinétiques complètes serviront à valider le modèle thermique développé en parallèle.

2.3 Microstructure

2.3.1 Préparation des échantillons

Pour les soudures, les échantillons sont prélevés après 4 mois de vieillissement naturel post-soudage, afin de garantir la stabilisation métallurgique, pour être observés dans le plan (CWD-ND), c'est-à-dire dans la section transverse. Ils sont extraits de la partie où le procédé a atteint sa phase stationnaire, soit à partir de 100 mm du début du cordon de soudage. Pour les matériaux de base, trois échantillons sont prélevés pour être observés respectivement selon les plans (RD-TD), (TD-ND) et (ND-RD). Une fois prélevés, les échantillons sont

ensuite enrobés à chaud avec une presse Struers LaboPress-1 pour faciliter l'étape de polissage. Lors de cette étape, la résine d'enrobage atteint une température de 180°C pendant un temps inférieur à 8 minutes, ce qui n'a aucune incidence sur la microstructure des alliages d'aluminium [212]. Les échantillons de soudures et de matériaux de base sont à présent polis manuellement avec une polisseuse rotative à vitesse variable Buehler Metaserv 2000 par étapes successives au papier abrasif jusqu'au grain 1200. Une finition au drap de polissage complétement d'une suspension abrasive jusqu'à une suspension à la silice colloïdale 0,05 µm est finalement utilisé. Pour retirer les dernières rayures dues au polissage manuel, un polissage par vibration est réalisé avec un Buehler VibroMet 2 pendant 12h dans une suspension à la silice colloïdale 0,05 µm. Afin de révéler leur microstructure, les échantillons sont attaqués avec le réactif Keller (95 mL de H₂O, 2,5 mL de HNO₃, 1,5 mL de HCl et 1 mL de HF) pendant 5 s.

2.3.2 Microscopie numérique optique à balayage laser

Un microscope numérique confocal à balayage laser Olympus LEXT OLS4100 est utilisé pour analyser les microstructures des tôles soudées et des matériaux de base. Comme tous les autres microscopes confocaux, il possède la faculté de pouvoir prendre des images à très faible profondeur de champ et peut distinguer des différences d'altitude de 10 nanomètres [213]. Ceci permet de réaliser de l'imagerie 3D ainsi que des profils de rugosité avec une très bonne précision. De plus, ce microscope possède une fonction « stitching » permettant de reconstruire une image globale de grande dimension à partir d'images locales à grande résolution.

2.4 Défauts internes

La présence de défauts internes dans les soudures est partiellement détectée lors de l'analyse microstructurale d'une coupe transverse. Pour obtenir une vision globale des défauts, la tomographie, une technique non destructive permettant de reconstruire des volumes à partir de coupes, est utilisée. La répartition des défauts dans la longueur et la profondeur d'un joint soudé est ainsi identifiable. Pour des raisons pratiques, cette analyse n'est réalisée que pour les conditions D-1, D-3 et D-5. La condition D-1 est choisie car elle semble posséder très peu de défauts par rapport aux autres conditions après une analyse d'une section transverse (Cf. section 3.3.2), et il s'agit donc de vérifier si c'est aussi le cas sur une longueur de cordon significative. La condition D-3 est choisie car elle est centrale dans la matrice de paramètres. La condition D-5 est quant à elle choisie car, après une inspection d'une coup transverse unique, on remarque qu'elle possède une répartition plus hétérogène des défauts que les autres conditions dans la partie basse du centre du noyau (Cf. section 3.3.2). Il s'agit donc de voir comment cette répartition évolue dans la longueur du joint.

2.4.1 Préparation des échantillons

L'analyse tomographique est réalisée sur des échantillons du cordon soudé dont la géométrie est présentée sur la Figure 2.12. Les échantillons sont prélevés dans les tôles avec une scie circulaire manuelle dans la partie où le procédé a atteint sa phase stationnaire (à partir de

100 mm de cordon de soudage). L'analyse est réalisée sur un seul échantillon de chacune des conditions D-1, D-3 et D-5.

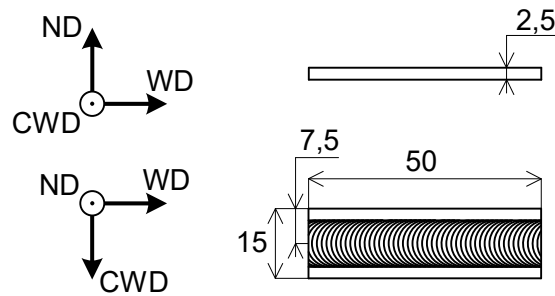


Figure 2.12 – Géométrie des échantillons pour analyse tomographique.

2.4.2 Analyse tomographique

Un appareil Nikon XT H 225 X-ray μ -CT est utilisé pour mener l'inspection tomographique dans les échantillons. On précise que, bien que les échantillons aient une longueur de 50 mm (selon WD), l'analyse n'est réalisée que sur une portion de 20 mm. Toute la largeur de l'échantillon (selon CWD) est en revanche inspectée. Les scans sont réalisés à l'aide d'une cible de réflexion configurée avec une tension de 180 kV et un courant de 60 μ A, et complétée d'un filtre de cuivre de 1 mm d'épaisseur. Le volume est ensuite reconstruit avec une taille de voxel de 11,50 μm^3 à l'aide du logiciel CT Pro 3D (Nikon), et est analysé dans l'environnement Dragonfly V4 (Object Research Systems). Au total, 2634 projections sont réalisées pour couvrir la rotation à 360° de chaque échantillon. Des piles d'images de sections dans le plan (WD-ND) sont obtenues, après correction du rapport signal/bruit, des effets de durcissement du faisceau et des artefacts en anneaux. En fonction de la facilité à distinguer les régions de matériau et de vide dans les images de coupe dans le plan (WD-ND), les régions de matériaux sont ensuite segmentées en appliquant une opération de seuil avec un seul niveau de gris. Une vue globale ou des vues de coupe des défauts interne sont ensuite possibles. La partie logicielle permet également de calculer le diamètre équivalent de chaque défaut, qui correspond au diamètre d'une boule ayant le même volume qu'un défaut donné.

2.5 Champ de microdureté

2.5.1 Préparation des échantillons

Les mesures de dureté sont réalisées dans la section transverse (CWD-ND) sur les échantillons enrobés utilisés pour la prise d'image de la microstructure. Ceci permettra une comparaison rigoureuse entre la microstructure et le champ de dureté des joints. Les matériaux de base sont mesurés selon le plan (ND-RD), sur les échantillons enrobés utilisés pour la prise d'image de la microstructure. Les échantillons de soudure et de matériaux de base sont polis manuellement avec une polisseuse rotative à vitesse variable Buehler Metaserv 2000 par étapes successives au papier abrasif jusqu'au grain 1200. La finition est réalisée au drap de polissage complété d'une suspension diamantée 3 μm . La préparation des échantillons

ainsi que les mesures de microduretés ont été effectuées 4 mois après le soudage des tôles dont ils sont extraits. Une seule carte est réalisée par condition de soudage.

2.5.2 Mesures de microdureté

Un microduromètre Clemex MMT type B complémenté du logiciel Clemex CMT.HD est utilisé pour réaliser des mesures de dureté sur les tôles soudées et les matériaux de base. Ce microduromètre dispose d'un premier indenteur pour des mesures de dureté Vickers (indenteur diamant pyramidale à base carrée), adapté aux échantillons relativement ductiles, et d'un deuxième permettant la mesure de dureté Knoop (indenteur diamant pyramidale à base rectangulaire). Celui-ci est particulièrement adapté aux matériaux fragiles qui risqueraient de se fissurer sous un indenteur de la méthode Vickers ou bien aux échantillons de faible épaisseur. Il réalise des indentations et leurs mesures pour une série de points définis par l'utilisateur en se déplaçant automatiquement d'un point à l'autre. La possibilité d'utiliser de très faibles charges pour réaliser les indentations donne l'opportunité d'obtenir la dureté de manière très locale sur l'échantillon et autorise un espace relativement réduit entre deux points de mesure. Ainsi, il est possible d'obtenir des cartes de dureté suffisamment résolues pour observer les forts gradients de microstructure sur un échantillon non homogène.

Les présentes mesures sont effectuées avec la méthode Vickers étant donné le comportement relativement ductile des alliages d'aluminium. Pour faire les indentations, une charge de 300 gf pendant 10 s est appliquée à chaque point de mesure. La norme ASTM E92 [214] recommande un espacement minimal de $e_{\text{mini}}=2,5d$, avec d la diagonale des indentations, entre le centre de chaque indentation afin de garantir leur intégrité. Des mesures préliminaires de profils ont assuré des diagonales d'indentation de tailles inférieures à 90 μm , donnant un espacement minimal $e_{\text{mini}}=225 \mu\text{m}$. Il est choisi de disposer les points de mesure selon un quadrillage espacé de 300 μm et composé de 8 lignes de 71 points, couvrant ainsi les joints soudés sur une largeur totale d'environ 21 mm. Un post-traitement est ensuite effectué sur l'ensemble des données avec le logiciel Matlab R2015b (MathWorks) pour visualiser les champs de dureté sur des cartes 2D, qui ne sont autres qu'une superposition de profils de dureté à différentes épaisseurs. Ce post-traitement consiste à replacer correctement les points mesurés dans un espace en 2D et à associer à chaque point une couleur en fonction de la valeur de dureté selon une échelle. Pour les matériaux de base, 5 points disposés en ligne selon la direction ND et espacés de 500 μm , soit une longueur de 2 mm, sont mesurés.

Comme évoqué précédemment (Cf. section 2.3.2), la température de 180°C atteinte lors de l'enrobage des échantillons pendant une durée inférieure à 8 minutes n'est pas suffisante pour affecter leur microstructure [212]. Des mesures de duretés présentées dans le Tableau 2.2 ont confirmé que les valeurs de dureté sont identiques pour la configuration « enrobé » et la configuration « non-enrobé ». Il ne semblerait donc n'y avoir aucun risque d'altérer les échantillons en enrobant à chaud les échantillons avec ces réglages.

	Dureté avec enrobage et écart type (HV _{0,3 kgf})	Dureté sans enrobage et écart type (HV _{0,3 kgf})
2024-T3	138 ±1,9	139 ±1,2
2198-T8	166 ±5,7	166 ±6,8

Tableau 2.2 – Mesures de duretés moyenne pour les matériaux de base enrobés à chaud et non-enrobés.

La comparaison des champs de microdureté des différentes conditions de soudage est réalisée avec les cartes 2D dans le plan (CWD, ND) et par des profils extraits des cartes 2D à différentes profondeurs des tôles. Les cartes 2D ont l'avantage de donner une vision complète de la distribution des microdureté pour chaque condition mais ne sont pas optimales pour comparer les conditions entre-elles. Les profils ont quant à eux l'inconvénient de ne donner qu'une vision locale des microdureté, mais ils permettent une comparaison facile entre les différentes conditions.

2.6 Contraintes résiduelles en surface

2.6.1 Préparation des tôles

Avant la mesure des contraintes résiduelles, la surface des tôles dans la zone mesurée est débarrassée des éventuelles impuretés s'y trouvant et est dégraissée à l'aide d'un papier absorbant imbibé d'éthanol. Les tôles n'ont pas été découpées afin de ne pas relâcher les contraintes et donc biaiser les mesures. Les mesures sont réalisées une fois par condition de soudage, après 4 mois de vieillissement naturel post-soudage.

2.6.2 Mesures de contraintes résiduelles

Il existe plusieurs techniques de mesure de contraintes résiduelles. Elles peuvent être dissociées en deux catégories : les techniques destructives et les techniques non-destructives. Parmi les techniques non-destructives, se trouve la mesure par diffraction de rayons X (DRX). Cette méthode possède l'avantage, outre le fait de ne pas détruire l'échantillon mesuré, d'être rapide et facile à mettre en œuvre. Elle a pour inconvénient de ne fonctionner que sur les matériaux cristallins ayant des grains relativement fins et ne permet que des mesures en surface, à une profondeur inférieure à 50 µm pour les alliages d'aluminium [215]. Il convient de noter que les contraintes résiduelles en surface ne reflètent pas l'état global dans la profondeur du joint soudé. Il s'agit donc généralement de donner un aperçu de l'état de contraintes résiduelles d'un assemblage [101]. Les méthodes de mesure par DRX sont basées sur le fait que les contraintes résiduelles présentes dans la matière induisent des déformations dans les mailles cristallines, ce qui se traduit par une variation de la distances interréticulaire d_{hkl} . Si l'on considère une zone d'un échantillon recevant un faisceau de RX, les méthodes de mesure DRX consistent à déduire des angles de diffraction des RX l'état de déformation élastique des mailles cristallines et donc les contraintes résiduelles locales dans la zone en surface considérée de l'échantillon. Les méthodes de mesure par DRX reposent sur la loi de Bragg :

$$2d_{hkl} \sin(\theta) = n\lambda \quad (2.1)$$

avec d_{hkl} la distance interréticulaire, θ l'angle de Bragg (angle de diffraction entre le faisceau de RX diffracté et la surface du cristal), n l'ordre de diffraction (vaut 1 dans le cas d'une mesure de contraintes résiduelles) et λ la longueur d'onde. Cette loi est basée sur le fait que la différence de distance entre les deux chemins parcourus par des faisceaux incidents dirigés sur deux atomes situés sur une même droite normale aux plans atomiques et donc séparés d'une distance d_{hkl} , est multiple de la longueur d'onde λ du RX [216]. Comme il est possible de l'observer sur l'illustration géométrique de la loi de Bragg dans le cas d'un échantillon sans contraintes résiduelles en surface, présente sur la Figure 2.13, cette différence de chemin qui vaut $2d_{hkl} \sin(\theta)$ vaut également $n\lambda$, avec $n = 1$. La loi de Bragg permet de déterminer les distances interréticulaires d_{hkl} si θ est connu.

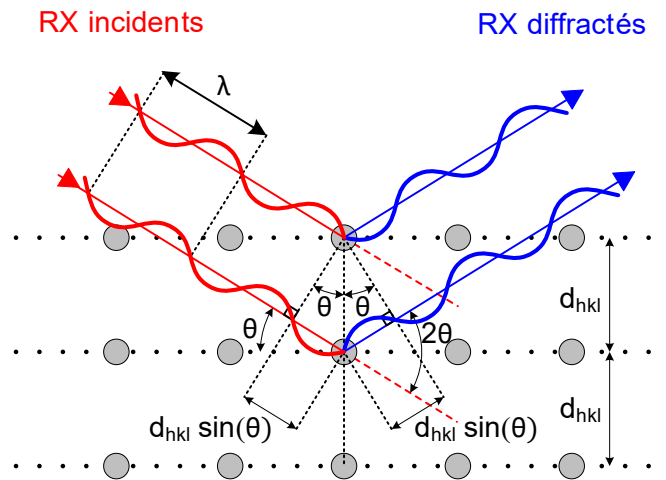


Figure 2.13 – Illustration géométrique de la loi de Bragg dans le cas d'un échantillon sans contraintes résiduelles en surface. D'après [216].

Une machine Pulstec μ -X360n (full 2D) pilotée par un logiciel de traitement dédié est utilisée pour réaliser les mesures de contraintes résiduelles sur la surface supérieure des tôles soudées. Il s'agit d'une machine portable de mesure fonctionnant par DRX équipée d'un détecteur 2D. Alors que la plupart des machines DRX utilisent la méthode du $\sin^2(\psi)$ pour déterminer les contraintes résiduelles, celle-ci utilise la méthode du $\cos(\alpha)$. Contrairement à la méthode du $\sin^2(\psi)$ qui ne se base que sur une partie de l'anneau de diffraction, nommé « anneau de Debye », la méthode du $\cos(\alpha)$ est basée sur les distorsions de l'ensemble de l'anneau (Figure 2.14). Elle a l'avantage de permettre l'obtention de mesures pour une seule exposition aux RX alors qu'il en faut plusieurs pour la méthode du $\sin^2(\psi)$ [217], ce qui constitue un avantage sur le temps de réalisation d'une mesure. L'anneau de Debye est obtenu par l'intersection du cône de diffraction de RX avec le plan du détecteur. Le cône de diffraction possède un angle au sommet 4η et une hauteur C_L , avec η l'angle de diffraction entre le faisceau de RX incident et la ligne de réflexion [218]. La Figure 2.14 schématise la formation d'un anneau de Debye pour un état de contraintes résiduelles nulles (anneau vert opaque) dans le matériau : l'anneau est circulaire, c'est-à-dire que pour tout α , qui est l'angle de l'anneau de Debye, il garde les mêmes rayons. En présence de contraintes résiduelles, les angles de diffraction changent en raison de l'évolution de la distance entre les plans cristallins dans l'échantillon

et l'anneau subit des distorsions, donc ses rayons varient en fonction de α . Un exemple schématique d'anneau distordu est représenté sur la Figure 2.14 (anneau vert transparent). Les déformations ε_x avec $x = f(\alpha)$ peuvent ainsi être calculées pour différentes valeurs sur l'anneau. La valeur des contraintes résiduelles $\sigma = f(\varepsilon_\alpha, \varepsilon_{\pi-\alpha}, \varepsilon_{\pi+\alpha}, \varepsilon_{-\alpha}, \psi_0, \cos(\alpha), \eta)$, avec ψ_0 l'angle d'orientation entre la normale au plan de l'échantillon et le faisceau de RX incident, peut en être déduite [218].

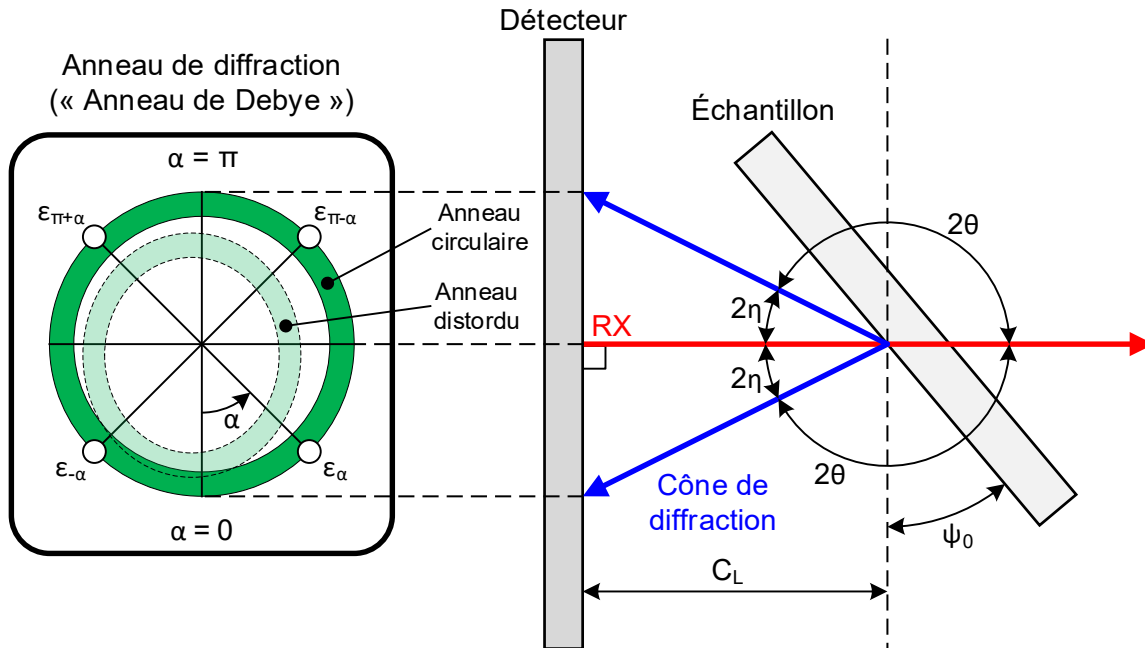


Figure 2.14 – Schéma de principe de la formation de l'anneau de Debye (vert) à partir du cône de diffraction des RX (bleu) obtenu suite à la projection d'un faisceau de RX (rouge). D'après [218].

Un tube de chrome est utilisé pour l'émission de RX, comme c'est communément le cas pour les mesures sur des alliages d'aluminium, et un collimateur de diamètre $\varnothing_{\text{collimateur}} = 1 \text{ mm}$ à travers lequel passent les RX pour former un faisceau est choisi. Les paramètres matériaux utilisés, nécessaires à l'obtention de valeurs de contraintes résiduelles, sont des paramètres génériques contenus dans la base de données du logiciel pour les alliages d'aluminium. Les mêmes paramètres sont utilisés pour les deux alliages étudiés. Une hypothèse, a priori non abusive, est donc ici réalisée sur les paramètres des alliages d'aluminium 2024-T3 et 2198-T8. Pour les mesures, le plan de diffraction $\{311\}$ est utilisé puisqu'il donne les meilleurs résultats pour les structures cubiques faces centrées.

Les contraintes résiduelles en surface sont mesurées sur deux séries identiques de 19 points disposées chacune selon deux lignes transverses au joint (le long de la direction CWD) placées à 140 et 210 mm du bord des tôles où la soudure débute. La disposition des points de mesure est illustrée sur la Figure 2.15. Mesurer les contraintes résiduelles à différentes étapes de la soudure a pour but d'identifier si elles varient le long de la soudure et dans quelles proportions. La concentration de points de mesure est plus forte dans et au voisinage de la soudure, car cette zone peut présenter un gradient de contraintes résiduelles en surface plus fort que dans le matériau de base. Pour chaque point, les contraintes résiduelles sont mesurées selon

la direction WD, on parle alors de contraintes résiduelles longitudinales, et selon la direction CWD, c'est-à-dire les contraintes résiduelles transverses. Il suffit d'orienter le faisceau RX incident dans la direction dans laquelle on veut obtenir les mesures.

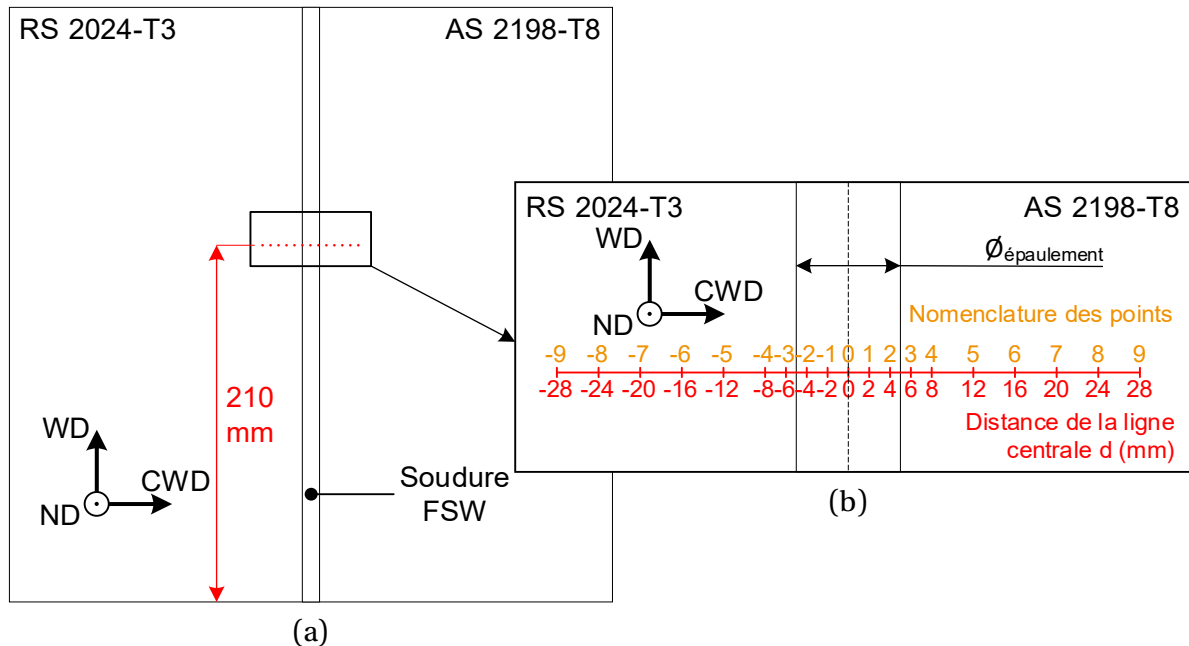


Figure 2.15 – Position des points de mesure de contraintes résiduelles en surface
(a) positionnement de la série de points de mesure, (b) disposition des 18 points de mesure.

La mesure de contrainte résiduelle par diffraction de RX est aisée et assez rapide lorsque les grains du matériau sont de faible taille car beaucoup de grains contribuent à la création du pic de diffraction. En revanche, quand les grains sont volumineux, le faisceau de RX ne peut pas diffracter assez de grains pour permettre l'obtention d'un cône de diffraction complet [219]. C'est le cas du matériau de base 2198-T8 qui possède des grains d'environ 400 μm de diamètre (Cf. section 3.1), rendant impossible la réalisation de mesure pour un faisceau RX et des tôles soudées fixes. Réussir à faire diffracter des RX sur un plus grand nombre de grains au cours de la mesure est possible, en déplaçant le faisceau de RX le long d'une zone équivalente à la position de référence sur laquelle on veut effectuer la mesure. On peut également augmenter la taille du collimateur à travers lequel passe le faisceau RX mais dans le cas présent cela n'a pas fonctionné. Afin de réaliser le balayage, un dispositif oscillatoire linéaire, qui fixé aux tôles soudées permet de leur faire réaliser un mouvement de va-et vient selon WD à la position de référence, est utilisé (Figure 2.16). La direction du mouvement est selon WD et une amplitude de 10 mm est suffisante pour obtenir des résultats fiables et répétables. La fréquence d'oscillation est quant à elle fixée à 1 Hz car il s'agit de la fréquence pour laquelle la tôle soudée restait stable et faisait plusieurs allers-retours au cours d'une mesure (typiquement cinq). Le mouvement de va-et-vient des tôles selon WD permet au faisceau de RX fixe de balayer une zone plus importante comme l'illustre schématiquement la Figure 2.16. Ceci permet donc au détecteur de la machine de collecter un plus grand nombre de données que si la tôle soudée avait été fixe. Un cône de diffraction, et donc un résultat, peuvent ainsi être obtenus par la machine.

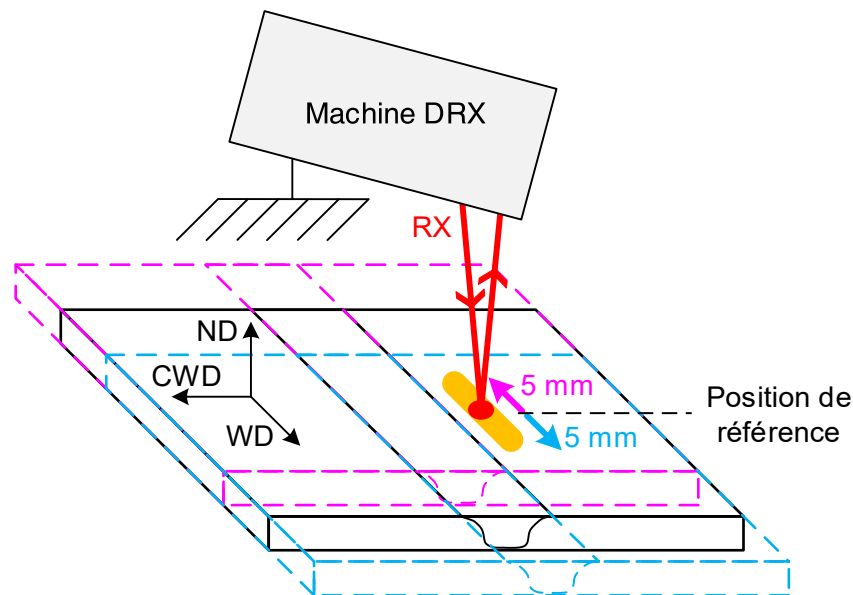


Figure 2.16 – Schématisation du mouvement de va-et-vient des tôles soudées lors de l’action du dispositif oscillatoire rectiligne. La position de référence est en noir et les positions caractérisant l’amplitude maximale sont en bleu et magenta. La zone balayée par les RX incidents est représentée en orange.

Etant donné que ce dispositif est assez fastidieux à remettre en place pour chaque point de mesure, il est décidé de le mettre en place uniquement là où il est nécessaire, c’est-à-dire pour les mesures dans l’alliage 2198-T8 à partir de l’épaule côté AS. Il a préalablement été vérifié que l’utilisation de ce dispositif pour certains points uniquement ne portait pas atteinte à l’intégrité des mesures, bien qu’a priori cela ne doive pas être le cas. Pour cela, des mesures consignées dans le Tableau 2.3 sont réalisées en surface selon WD sur la condition D-3, centrale dans la matrice de paramètres. Les mesures sont faites sur la ligne centrale de soudage et dans le matériau de base 2024-T3 côté RS, avec le dispositif en action et sans le dispositif. Les mesures sont à chaque fois répétées trois fois. Les résultats obtenus étant très comparables, tant pour les valeurs des contraintes résiduelles que pour les écarts types, l’utilisation du dispositif uniquement pour certains points de mesure ne semble pas poser problème à l’intégrité des mesures.

Distance de la ligne centrale d (mm)		Contraintes résiduelles et écart type avec le dispositif (MPa)	Contraintes résiduelles et écart type sans le dispositif (MPa)
Centre	0	126 ±4	128 ±3
2024-T3	-8	-27 ±42	-34 ±47

Tableau 2.3 – Mesures de contraintes résiduelles en surface selon WD sur la ligne de soudage (d = 0) et dans le matériau de base 2024-T3 côté RS (d = -8) de la condition de D-3 avec et sans le dispositif d’oscillation rectiligne.

2.7 Distorsions des tôles après soudage

2.7.1 Préparation des tôles

Les tôles sont débarrassées des grosses impuretés présentes en surface afin de ne pas fausser la mesure par scan. Les mesures sont réalisées une fois par condition de soudage, après 4 mois de vieillissement naturel post-soudage.

2.7.2 Mesures de distorsions des tôles

Pour mesurer la géométrie d'une surface 3D, plusieurs techniques existent. Les moyens avec contact, tels que les machines à mesurer tridimensionnelles (MMT) équipées d'un palpeur, auront souvent une meilleure précision que les moyens sans contact, tels les MMT optiques. Cependant, le temps nécessaire à l'acquisition des données est considérablement plus grand et le contact du palpeur sur la pièce peut parfois poser des problèmes, notamment dans le cas d'une pièce peu stable. Pour mesurer la géométrie des tôles soudées, et ainsi en déduire les distorsions qui sont ici les déplacements selon la direction ND, une MMT optique est utilisée. L'utilisation d'une MMT de contact est en effet impossible car la position des tôles soudées risquerait d'être instable au contact du palpeur. De plus, la précision obtenue avec un MMT optique est largement suffisante dans le cas de cette étude et le faible temps d'acquisition nécessaire est un réel avantage. Le MMT optique utilisé est un Creaform MetraSCAN 3D (mobile) complété d'un capteur optique Creaform C-Track (fixe). Ce scanner laser donne la possibilité de reconstruire une surface avec une exactitude, au sens erreur de mesure, pouvant atteindre 0,064 mm [220]. Il utilise un système de triangulation de cibles réfléchissantes qui permet un référencement dynamique et évite les erreurs dues aux vibrations générées par l'opérateur lors de la mesure [221]. Pour reconstruire la surface d'une pièce, il utilise le principe de la triangulation laser. Sept croix laser, dont la trajectoire est modifiée en fonction de la forme de la surface scannée, sont projetées. Des capteurs mesurent les déformations subies par l'ensemble des sept croix laser et la forme de la surface scannée est déduite.

Comme a pu en rendre compte la revue de littérature, le soudage FSW engendre généralement des distorsions assez faibles [55], [58], mais un fléchissement des tôles après soudage est bien visible et mesurable. Dans ces travaux, le rétrécissement longitudinal et transverse des tôles est très faible, et seul le fléchissement des tôles, qui engendre des déplacements selon ND, est pris en considération. Les mesures des surfaces après soudage sont effectuées sur les mêmes tôles ayant servi à la mesure de contraintes résiduelles afin de pouvoir éventuellement mettre en relation les résultats obtenus. Pour effectuer la mesure sur une tôle, cette dernière est d'abord disposée et maintenue à l'aide de deux pinces à la verticale (sens WD à la verticale vers le haut et direction CWD et ND à l'horizontale). Cette disposition permet de minimiser la déformation des tôles sous l'effet de leur propre poids. En effet, cette déformation aurait probablement été plus importante si la tôle avait été disposée à l'horizontale (direction ND à la verticale et sens WD et direction CWD à l'horizontale). La surface constituant le dessus des tôles soudées est ensuite scannée par un opérateur à l'aide du MetraSCAN 3D, et un fichier STL, représentant la surface reconstruite sous forme d'un maillage non structuré avec une taille de maille de 0,5 mm, est généré. Cette surface reconstruite est nommée S. On

nomme également S_0 la surface totalement plane ayant pour centre l'origine $O(0, 0, 0)$ et qui correspond idéalement à celle des tôles avant soudage. En pratique, la surface des tôles avant soudage n'est pas totalement plane, et une hypothèse est donc réalisée ici pour le calcul des distorsions. Pour être parfaitement rigoureux, il aurait fallu mesurer les distorsions des tôles avant soudage, mais cela était impossible dans le cadre de cette étude pour des raisons pratiques. Le repère $R = (O; \overrightarrow{WD}, \overrightarrow{CWD}, \overrightarrow{ND})$, est défini (Figure 2.17).

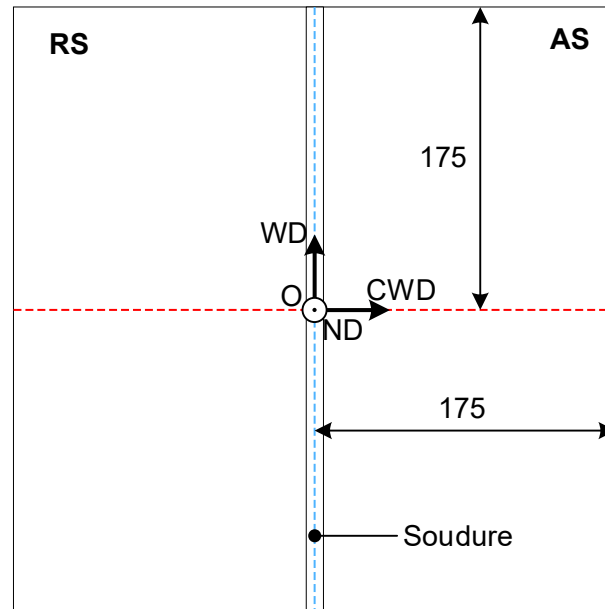


Figure 2.17 – Définition du repère $R = (O; \overrightarrow{WD}, \overrightarrow{CWD}, \overrightarrow{ND})$.

Un post-traitement est ensuite effectué sur S afin de visualiser les résultats. Dans un premier temps, la surface S est repositionnée dans l'espace avec le logiciel Visual-Mesh de ESI Group. En effet, la surface de la tôle est mesurée dans un référentiel quelconque et les mesures brutes ne sont pas visualisables. Le centre de S est positionné sur O . Dans le repère R , chaque point de S se voit donc attribuer des couples (x, y, z) avec x, y et z les coordonnées selon $\overrightarrow{WD}$, $\overrightarrow{CWD}$ et $\overrightarrow{ND}$. Par définition, les coordonnées des points de la S_0 sont de la forme $(x, y, 0)$. Les coordonnées du point au centre des tôles de S et S_0 sont $(0, 0, 0)$ étant donné qu'il s'agit de l'origine O . Sachant que la S prend la forme d'anti-selle (Cf. section 4.2), il est nécessaire de la repositionner dans le repère R en effectuant de faibles rotations de S autour des axes $\overrightarrow{WD}$ et $\overrightarrow{CWD}$ de manière à ce que le sommet de la courbure des isolignes du champ des déplacements selon $\overrightarrow{ND}$ croise les axes $\overrightarrow{WD}$ et $\overrightarrow{CWD}$. La Figure 2.18 schématise, vu dans le plan $(\overrightarrow{WD}, \overrightarrow{CWD})$, différents repositionnements possibles de S dans l'espace et les isovalues des déplacements selon $\overrightarrow{ND}$ correspondant. Un repositionnement incorrect est obtenu quand le sommet de la courbure des isolignes du champ des déplacements ne croise pas les axes $\overrightarrow{WD}$ et $\overrightarrow{CWD}$ (Figure 2.18a). Un repositionnement partiellement correct est obtenu quand un seul croisement est présent ((Figure 2.18b) et (Figure 2.18c)). Un repositionnement correct est obtenu quand les deux croisements sont présents (Figure 2.18d). On note qu'en pratique, il est rarement possible d'obtenir un repositionnement correct parfait, car la distribution des distorsions n'est jamais totalement symétrique. Il s'agit alors de s'en rapprocher le plus possible. La surface repositionnée dans l'espace est nommée S' .

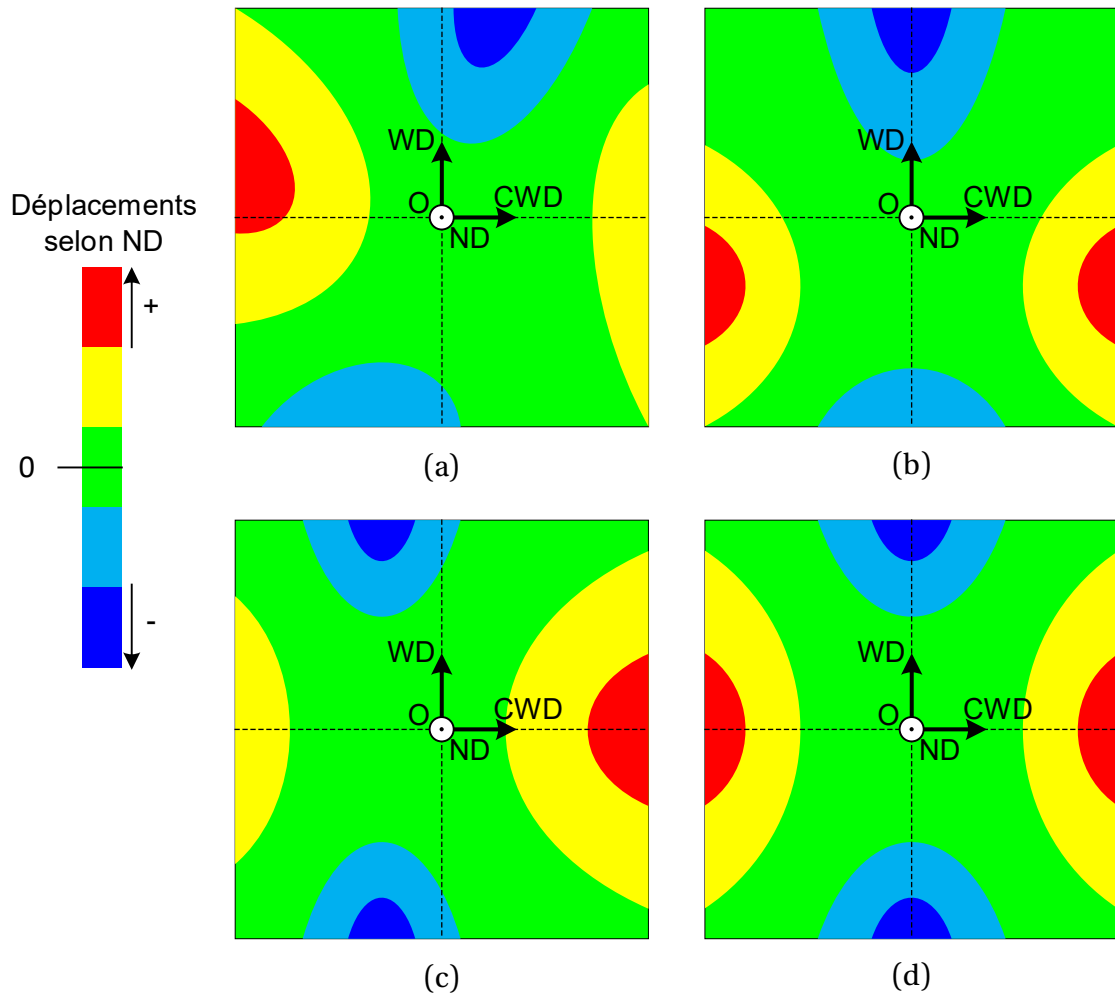


Figure 2.18 – Schématisation des différents positionnements de S vu dans le plan des tôles $(\overrightarrow{WD}, \overrightarrow{CWD})$ (a) positionnement incorrect, (b et c) positionnement partiellement correct, (d) positionnement correct.

Dans un second temps, le logiciel Matlab R2015b est utilisé pour interpoler et visualiser les déplacements selon $\vec{z}$ de la tôle après soudage sur une vue 2D dans le plan des tôles $(\vec{x}, \vec{y})$. En effet, les déplacements visualisés ne sont pas directement ceux obtenus à partir de S' , car une interpolation linéaire de S' sur une grille est réalisée avec la fonction `griddata`, qui interpole une surface en des points définis. La Figure 2.19 illustre schématiquement l'interpolation de la surface S' en surface S'' dans le plan $(\overrightarrow{CWD}, \overrightarrow{ND})$ sous forme de profils. Cette étape est nécessaire car le maillage de S' n'est absolument pas structuré, car directement issu du scan, ce qui provoque des artéfacts lors de la visualisation des résultats. Le maillage de S' possède une taille de maille de 0,5 mm et la taille de la grille d'interpolation est donc elle aussi fixée à 0,5 mm. Comme l'illustre la Figure 2.19, cette interpolation ne perturbe que peu la réalité des résultats car la variation des déplacements selon $\overrightarrow{ND}$ d'un point à un autre de la grille d'interpolation, fortement résolue, est en effet suffisamment faible pour qu'un réel impact de l'interpolation soit observé.

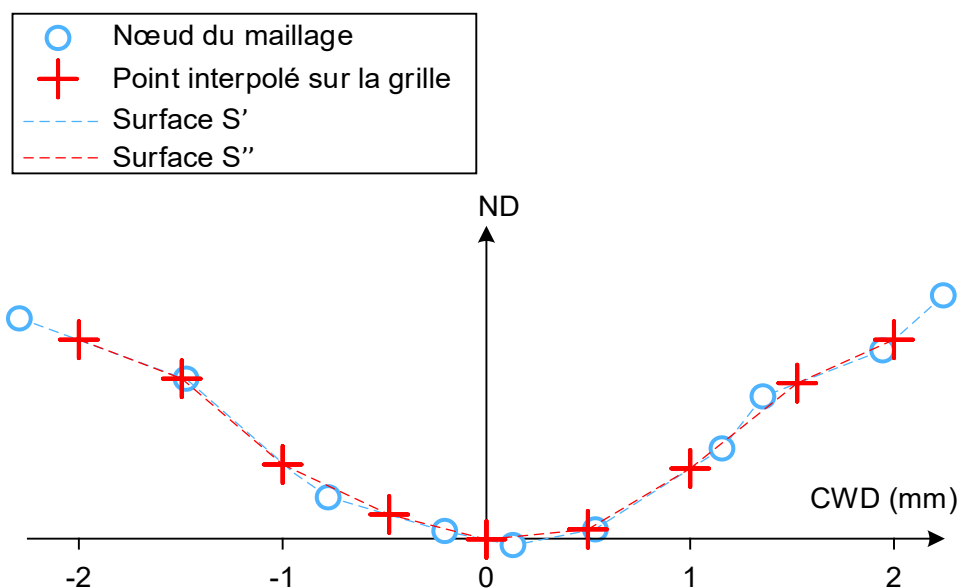


Figure 2.19 – Schéma de l'interpolation de la surface S' en surface S'' sur la grille espacée de 0,5 mm dans le plan $(\overrightarrow{CWD}, \overrightarrow{ND})$.

La comparaison des distorsions des différentes conditions de soudage est réalisée par le biais de visuels 2D dans le plan $(\overrightarrow{WD}, \overrightarrow{CWD})$ et par des profils dans les plans de coupe $(\overrightarrow{WD}, \overrightarrow{ND})$ et $(\overrightarrow{CWD}, \overrightarrow{ND})$ respectivement représentés par des pointillés bleus et rouges sur la Figure 2.17. Les visuels 2D ont l'avantage de donner une vision complète de la distribution des distorsions pour chaque condition mais ne sont pas un très bon moyen pour comparer les conditions entre elles de manière immédiate. Les profils ont par définition l'inconvénient de ne donner qu'une vision locale des distorsions, mais ils permettent une comparaison plus rigoureuse entre les différentes conditions. Les profils sont d'abord comparés les uns aux autres sur un même graphique. Cependant, les profils sont parfois trop proches pour être facilement comparés. Pour répondre à ce problème, l'aire sous les profils, c'est-à-dire le calcul de l'intégrale, est déterminée, car cela permet d'obtenir une donnée quantitative sur l'ensemble de chaque profil.

2.8 Comportement en traction

Des essais de traction à température ambiante sur des éprouvettes à l'échelle « macroscopique », nommés par la suite « essais de traction macro » sur des « macro-éprouvettes » sont menés dans le cadre de l'étude. D'autres essais sont menés à l'échelle « microscopique », nommés par la suite « essais de traction micro » sur des « micro-éprouvettes ». Les essais de traction macro sont destinés à l'étude du comportement global des tôles soudées, et ils ne tiennent pas compte du comportement hétérogène des soudures. Les essais de traction micro ont quant à eux pour but l'étude du comportement local dans la zone soudée et ses alentours à l'aide d'un dispositif de corrélation d'images numériques, Digital Image Correlation – DIC en anglais, nécessitant des micro-éprouvettes pour des raisons pratiques. Ces essais de traction micro instrumentés de DIC rendent compte du comportement hétérogène des soudures

en traction. La découpe des échantillons et les essais de traction sont effectués 4 mois après l'opération de soudage.

2.8.1 Comportement en traction macro

2.8.1.1 Préparation des éprouvettes

Les essais de traction macro sont menés sur des macro-éprouvettes prélevées dans les tôles soudées (Figure 2.20a) de manière à ce que la sollicitation soit exercée dans la direction perpendiculaire à la soudure et dans le plan des tôles. Les éprouvettes pour les matériaux de base (Figure 2.20b) sont de géométrie identique et sont prélevées dans la même direction de laminage que celle utilisée pour les tôles soudées, c'est-à-dire que la direction de laminage se trouve dans le sens long des éprouvettes.

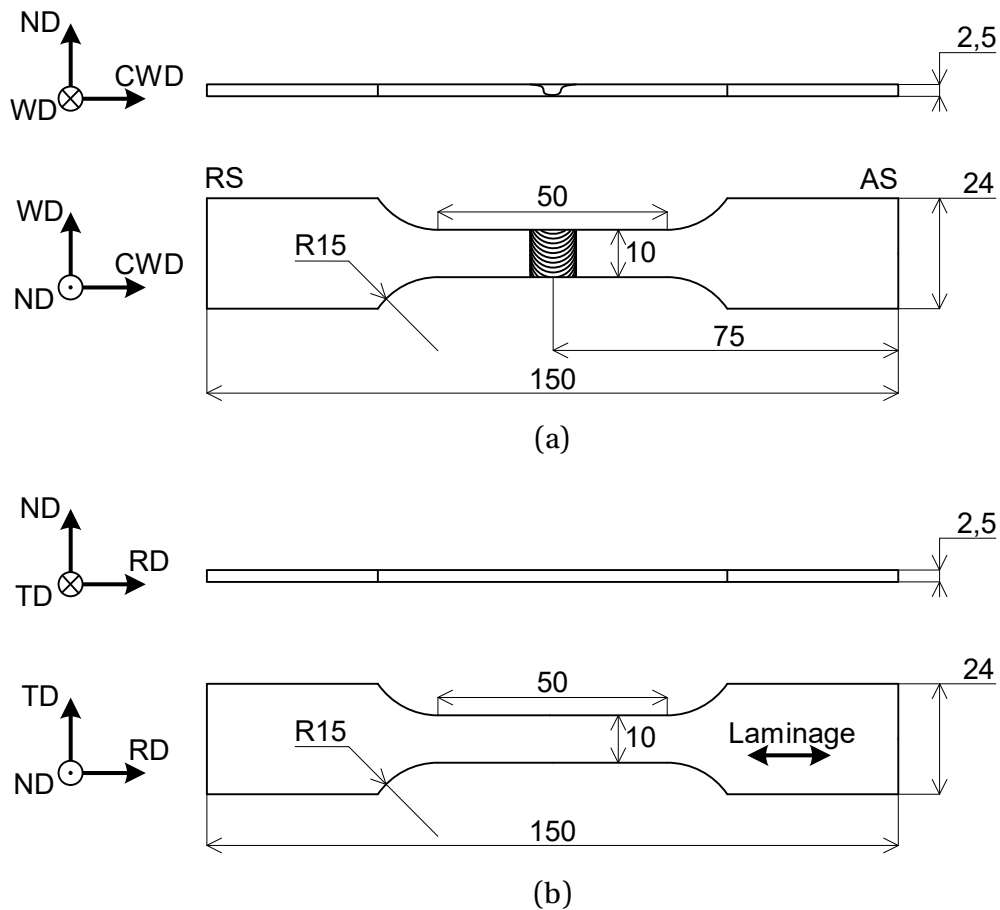


Figure 2.20 - Géométrie des macro-éprouvettes de traction (a) tôles soudées, (b) matériaux de base.

Les macro-éprouvettes de traction sont découpées avec une machine d'usinage par fraisage dans les tôles soudées et les matériaux de base. Les macro-éprouvettes d'une même condition de soudage sont toutes prélevées sur une même tôle soudée. Pour les tôles soudées, elles sont prélevées dans la partie où le procédé a atteint sa phase stationnaire (à partir de

100 mm de cordon de soudage). Aucune préparation n'est effectuée sur les éprouvettes après leur découpe.

2.8.1.2 Essai de traction uniaxiale monotone quasi-statique

Une machine servo-hydraulique MTS Landmark 370.10 (avec actionneur intégré dans la base) de capacité de charge dynamique de 100 kN est utilisé pour les essais de traction macro sur des éprouvettes de tôles soudées et de matériaux de base. Cette machine est équipée de mors hydraulique MTS 647.10A de capacité de charge statique 120 kN. Toutes les éprouvettes utilisées pour les essais de traction macro sont instrumentées d'un extensomètre 634.12E-24 de longueur de gauge $1,000 \pm 0,002$ ". Les essais sont menés avec une vitesse de déformation de $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Ils sont répétés cinq fois par condition de soudage et par matériau de base afin de prendre en compte la dispersion dans les essais.

2.8.1.3 Analyse éprouvettes de traction après rupture

2.8.1.3.1 Analyse du positionnement des ruptures et des strictions

Des images des macro-éprouvettes de traction après rupture sont prises à l'aide d'un microscope numérique possédant un capteur Sentech STC-TC202USB-AH dans le plan (CWD-ND) des éprouvettes prélevées sur les soudures et dans le plan (ND-RD) des éprouvettes prélevées sur les matériaux de base. Un appareil photo reflex numérique Canon EOS 1100D monté avec un objectif Canon EF-S 55-250mm f/4-5.6 IS II est utilisé pour prendre des images dans le plan (WD-CWD) des éprouvettes de soudures et dans le plan (RD-TD) des éprouvettes prélevées sur les matériaux de base. Pour une même éprouvette de matériau de base, le chemin de rupture dans le plan (CWD-ND) est invariant selon la direction WD, et l'image prise dans le plan (CWD-ND) suffit à le déterminer. Pour les éprouvettes de soudure, des variations du chemin de rupture selon la direction WD sont parfois présentes. De plus, des lèvres de cisaillement apparaissent sur les surfaces et les chants de certaines éprouvettes. Il est donc choisi de déterminer les chemins de rupture dans le plan parallèle au plan (CWD-ND) positionné au milieu des l'éprouvettes (Figure 2.21). Les chemins de rupture peuvent parfois être obtenus uniquement par l'analyse des images des éprouvettes prises dans le plan (CWD-ND) et (WD-CWD). Quand le chemin de rupture dans le plan (CWD-ND) évolue fortement dans la direction WD, l'analyse des images ne suffit pas et une analyse visuelle directe des éprouvettes est pratiquée. Les chemins de rupture sont déterminés sur le morceau côté AS des éprouvettes. La position où la striction est maximale est déterminée à partir des images des éprouvettes prises dans le plan (WD-CWD). Les images de l'ensemble des macro-éprouvettes de traction après rupture des conditions D-1 à D-5 sont présentées sur l'Annexe I.1 à l'Annexe I.5.

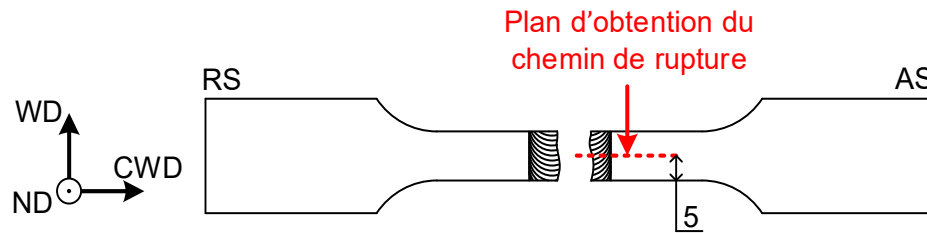


Figure 2.21 – Spécification du plan selon lequel sont déterminés les chemins de rupture des macro-éprouvettes de traction.

2.8.1.3.2 Analyse des surfaces de rupture

Pour les tôles soudées et les matériaux de base, un microscope numérique à balayage laser Olympus LEXT OLS4100 est dans un premier temps utilisé pour prendre des images globales des surfaces de rupture en traction, où aucune préparation n'est réalisée afin de ne n'y provoquer aucune altération. Cette première prise d'image est facile et rapide à mettre en œuvre en plus d'être économique. Cependant elle ne permet pas de révéler de manière optimale le contraste topographique des surfaces. Pour cette raison, des images locales sont dans un second temps prises à l'aide d'un microscope électronique à balayage Hitachi TM3000. Ce microscope de table a la capacité de réaliser des grossissements allant de 15 à 30 000 fois et possède un détecteur d'électrons rétrodiffusés. Si le mode électrons rétrodiffusés est particulièrement adapté pour identifier la composition des matériaux analysés, il permet également de faire apparaître le contraste topographique des surfaces.

2.8.2 Comportement local en traction

2.8.2.1 Préparation des éprouvettes

Tous les essais de traction micro sont menés sur des micro-éprouvettes prélevées dans les tôles soudées de manière à ce que la sollicitation soit exercée dans la direction perpendiculaire à la soudure et dans le plan des tôles. Leur géométrie est présentée sur la Figure 2.22. Cette géométrie d'éprouvette est choisie car elle est adaptée à la machine de micro-traction utilisée.

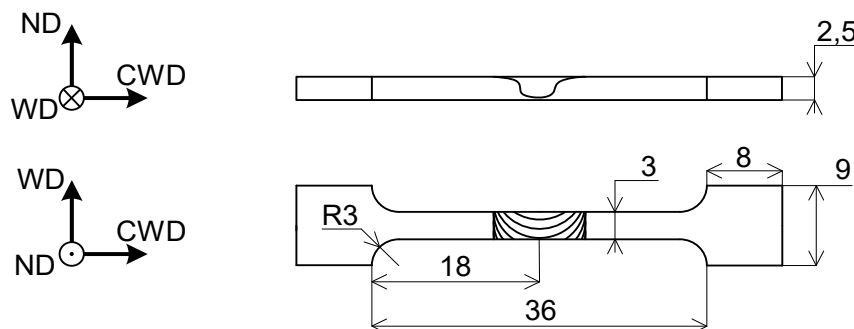


Figure 2.22 – Géométrie des micro-éprouvettes de traction.

Les micro-éprouvettes de traction sont découpées avec une machine d'usinage par fraisage dans les tôles soudées. Elles sont prélevées dans la partie où le procédé a atteint sa phase stationnaire (à partir de 100 mm de cordon de soudage). Les micro-éprouvettes d'une même condition de soudage sont toutes prélevées sur la même tôle soudée. Pour des raisons pratiques, les tôles soudées employées pour cette découpe sont différentes de celles utilisées pour les macro-éprouvettes. Le chant des éprouvettes (CWD-ND), qui est observé pour la DIC, est poli manuellement par mouvement de va-et-vient selon la direction CWD avec un papier abrasif jusqu'au grain 1200. Au cours de cette opération, un soin particulier est apporté au fait de ne pas émousser les angles de la partie utile, car cela réduit la zone observable par DIC. De la peinture est projetée sur la surface polie à l'aide d'un aérographe pour créer le mouchetis suffisamment fin permettant de documenter les hétérogénéités locales du comportement en traction dues aux défauts.

2.8.2.2 Essai de micro-traction uniaxiale monotone quasi-statique avec corrélation d'images numériques (DIC)

Une machine de micro-traction Kammrath & Weiss de capacité de charge de 5 kN est utilisée pour les essais de traction micro sur des éprouvettes de tôles soudées. Ces micro-éprouvettes sont systématiquement instrumentées d'un extensomètre optique Keyence LS-7030M. Tout comme pour la traction macro, les essais sont menés avec une vitesse de déformation de $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Pour chaque condition de soudage, deux types d'essais sont réalisés. Deux essais de traction micro sont d'abord menés sur deux éprouvettes de micro-traction. Le but de ces essais est d'identifier une éventuelle influence de la géométrie d'éprouvette sur le comportement en traction des tôles soudées en comparant les résultats avec les essais de traction macro. Puis, pour les conditions de soudage D-1, D-4 et D-5, un essai de traction micro instrumenté d'un système de corrélation d'image numérique (DIC), est effectué. Les conditions D-2 et D-3 ont des comportements en traction (micro et macro) similaires aux ceux des conditions D-1 (pour D-3) et D-4 ou D-5 (pour D-2), et ne sont donc pas étudiées. Ce choix, ainsi que celui de ne réaliser qu'un seul essai instrumenté de DIC est dû à la difficulté de mettre en place de tels essais. Pour des raisons pratiques, cet essai instrumenté n'est pas mené jusqu'à rupture mais est interrompu avant le début de la phase de striction. La DIC a pour but d'obtenir le champ de déformation au cours de l'essai de traction micro dans la section transverse des tôles soudées (CWD-ND) au niveau de la zone de rupture en traction et de ses alentours. Ceci permet d'apporter des éléments de compréhension des phénomènes en jeu lors de la rupture en traction des éprouvettes.

La DIC se déroule en deux temps : l'acquisition d'images au cours de la déformation et le traitement des images pour pouvoir visualiser les déformations. Le dispositif mis en place pour l'acquisition d'images au cours de l'essai de traction micro est composé d'une caméra numérique Allied Vision Manta G504 possédant un capteur Sony ICX655 CCD d'une résolution de 5 Mpx et sur laquelle est montée une lentille télécentrique. L'utilisation d'une lentille télécentrique permet de s'affranchir des aberrations sur les bords de l'image qui risqueraient de fausser les résultats. La caméra est positionnée de façon à ce que le champ d'observation de largeur 11 mm couvre toute la zone où ont lieu les ruptures en traction sur les micro-éprouvettes, comme illustré schématiquement sur la Figure 2.23. Une image par seconde est prise au cours de l'essai. La résolution spatiale atteinte est d'environ $4,5 \mu\text{m.ppx}^{-1}$. Bien que des images en soient prises, on notera que les bords inférieur et supérieur du chant de l'éprouvette

ne peuvent être pris en compte pour le calcul des déformations. En effet, malgré le soin pris pour ne pas les émousser lors de la préparation des éprouvettes, il est impossible que les bords forment un angle parfait. Un très léger congé se forme donc, et des problèmes relatifs à l'éclairage et la focalisation y rendent impossible la DIC dans ces zones. Finalement, la zone d'observation est réduite d'environ 150 μm en haut et en bas.

Le traitement des données se fait en deux étapes :

- La mesure du champ de déformation est réalisée à l'aide du logiciel OpenDIC [222] à chaque étape n avec l'image prise à l'étape $n-1$.
- Le champ de déformation est ensuite dérivé sous le logiciel ImageJ à l'aide d'un calcul par la méthode des éléments finis (éléments rectangulaires quadratiques Q4 basés sur les points de mesure).

Il est ensuite possible de visualiser l'évolution du champ de déformation au cours du temps au niveau de la zone de rupture à l'aide du logiciel ImageJ.

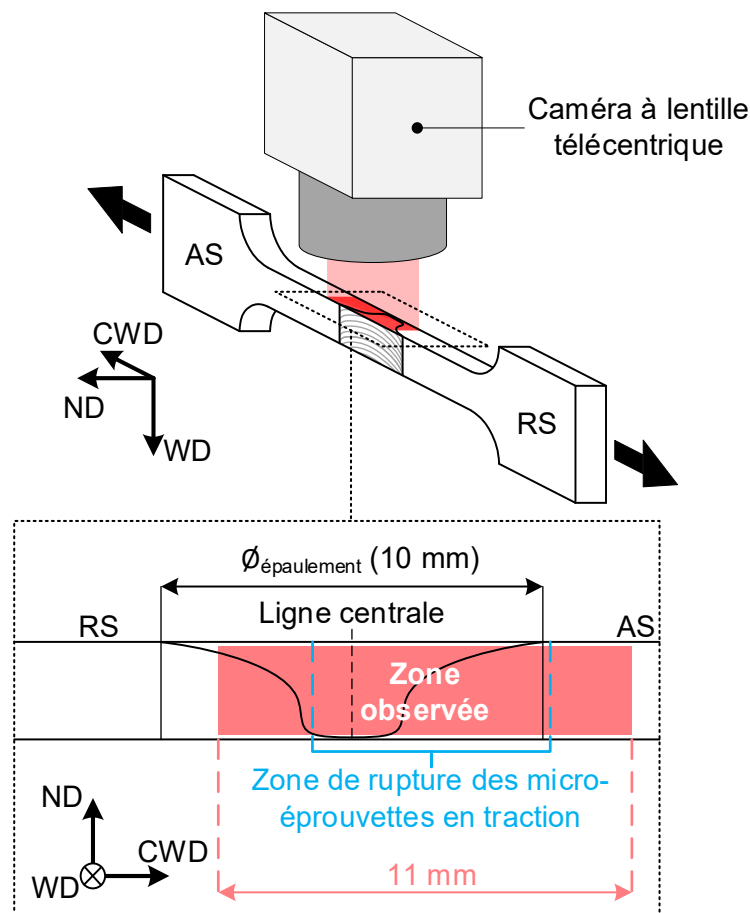


Figure 2.23 – Schématisation du champ d'observation de la caméra sur les micro-éprouvettes pour la DIC.

2.9 Comportement en corrosion

2.9.1 Préparation des éprouvettes

Pour les tôles soudées, des essais de corrosion sont menés sur des éprouvettes « brutes » (Figure 2.24a) et des éprouvettes « polies » sur la surface supérieure des tôles soudées (Figure 2.24b) afin de déterminer comment un parachèvement de la soudure peut influencer sa tenue en corrosion. Le sens long des éprouvettes se trouve selon la direction perpendiculaire au cordon de soudure. Les éprouvettes « brutes » (Figure 2.24c) et « polies » (Figure 2.24d), pour les matériaux de base, sont de géométrie identique et sont prélevées dans la même direction de laminage que celle utilisée pour les tôles soudées, c'est-à-dire que la direction de laminage se trouve dans le sens long des éprouvettes.

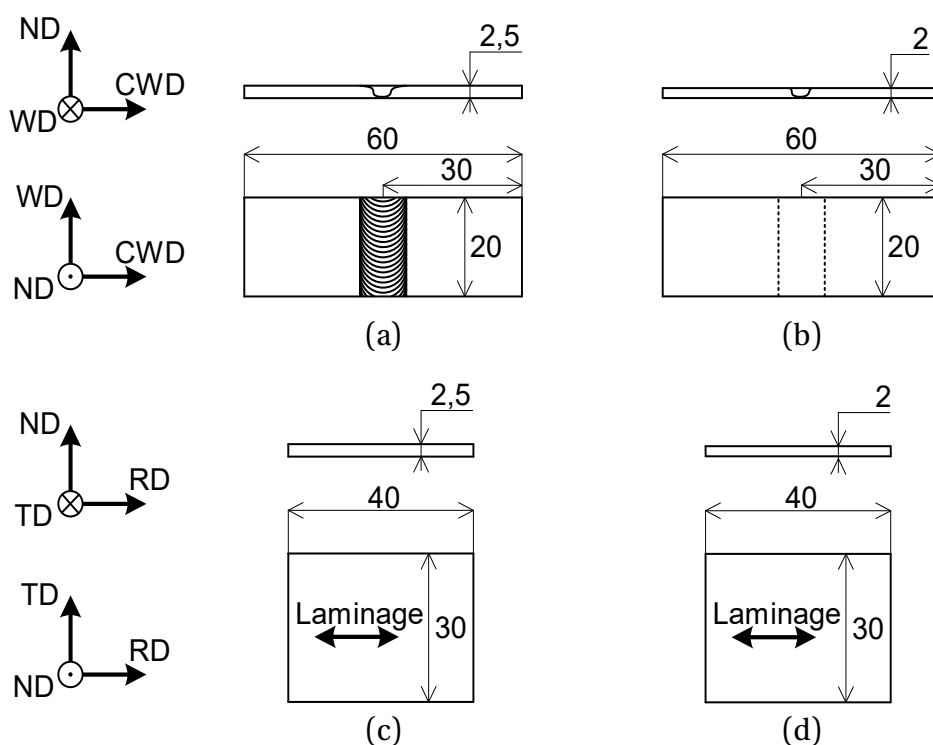


Figure 2.24 - Géométrie des éprouvettes de corrosion (a) tôles soudées, éprouvette brute, (b) tôles soudées, éprouvette polie, (c) matériau de base, éprouvette brute, (d) matériau de base, éprouvette polie.

Les éprouvettes de corrosion sont découpées avec une machine d'usinage par fraisage dans les tôles soudées et de matériaux de base. Pour les tôles soudées, elles sont prélevées dans la partie où le procédé a atteint sa phase stationnaire (à partir de 100 mm de cordon de soudage). Les éprouvettes brutes ne subissent aucune autre préparation que celles prévues par l'ASTM G110, c'est-à-dire un décapage pendant 1 min à 93 °C dans une solution fluoronitrique suivi d'une neutralisation à l'acide nitrique à 70% pendant 1 min à température ambiante. Les éprouvettes polies subissent d'abord un polissage manuel avec une polisseuse

rotative à vitesse variable Buehler Metaserv 2000 sur la surface supérieure des éprouvettes, c'est-à-dire où est passé l'épaulement de l'outil. Un important retrait de matière est d'abord effectué au papier abrasif grain 80 afin de faire passer l'épaisseur de toute la tôle de 2,5 à 2 mm. Cela a pour effet de retirer le relief du cordon, la zone en extrême surface fortement influencée par le procédé de laminage, et le recouvrement par le pseudo-2198 du pseudo-2024 au niveau du noyau (Cf. section 3.3.2). Ensuite, par étapes successives, la surface est polie au papier abrasif jusqu'au grain 1200 pour minimiser l'effet du polissage sur la corrosion. Les éprouvettes subissent ensuite les préparations prévues par l'ASTM G110. Pour les éprouvettes brutes, les essais sont répétés deux fois. Ils ne sont réalisés qu'une seule fois pour les éprouvettes polies pour des raisons pratiques. La découpe et les essais sont effectués 4 mois après l'opération de soudage.

2.9.2 Essai de corrosion par immersion

Des essais de corrosion par immersion sont menés conformément à l'ASTM G110 [223] sur les éprouvettes de tôles soudées et les matériaux de base, afin d'évaluer leur sensibilité à la corrosion intergranulaire, dans une solution de chlorure de sodium et peroxyde d'hydrogène ($\text{NaCl} + \text{H}_2\text{O}_2$). Il est choisi d'investiguer la corrosion intergranulaire, car elle est particulièrement néfaste aux propriétés mécaniques de structures qui y sont soumises [6], [185], [188]. L'ASTM G110 est prévue pour évaluer la susceptibilité des éprouvettes à la corrosion intergranulaire et non à la corrosion par piqûre. Cependant, sur un assemblage FSW, il peut être utile d'observer la corrosion par piqûre générée. En effet, des mécanismes de protection entre les différentes zones d'une soudure peuvent exister [198]–[203], et leur compréhension passe par une observation de la corrosion de la soudure dans sa globalité. Il est donc choisi, dans ces travaux, de tenir également compte de la corrosion par piqûre apparaissant sur les éprouvettes testées afin de comprendre les mécanismes de protection prenant place.

Les essais sont menés sur des éprouvettes brutes, et sur des éprouvettes polies sur la surface supérieure des tôles afin de déterminer comment un parachèvement de la soudure peut influencer sa tenue en corrosion. Le temps d'immersion des éprouvettes dans la solution corrosive est fixé à 6 heures.

2.9.3 Analyse des éprouvettes corrodées

2.9.3.1 Préparation des éprouvettes corrodées

Après l'essai de corrosion, une coupe est effectuée dans la section transverse (CWD-ND) des éprouvettes. La section transverse est ensuite polie manuellement avec une polisseuse rotative automatique à vitesse variable Struers Tegramin par étapes successives au papier abrasif jusqu'au grain 1200, puis au drap de polissage complémenté d'une suspension abrasive jusqu'à une suspension d'alumine $0,25\ \mu\text{m}$. Afin de révéler légèrement leur microstructure, les éprouvettes sont attaquées avec le réactif Keller pendant 15 s.

2.9.3.2 Observation des éprouvettes corrodées

Un microscope numérique Reichert-Jung MeF3A équipé d'une caméra Leica DFC 450 est utilisé pour prendre des images de section transverse (CWD-ND) des éprouvettes de corrosion après l'essai et ainsi identifier la présence de corrosion intergranulaire.

Chapitre 3 : Analyse microstructurale des soudures

Sommaire

3.1	Référence : microstructure des matériaux de base	94
3.1.1	L'alliage 2024-T3	94
3.1.2	L'alliage 2198-T8	95
3.2	Histoire thermique au cours du soudage	95
3.3	Caractérisation microstructurale	97
3.3.1	Etat de surface des cordons après soudage	97
3.3.2	Microstructure	98
3.3.3	Défauts internes	100
3.3.4	Microdureté	110
3.4	Résumé et conclusions du chapitre	114

3.1 Référence : microstructure des matériaux de base

3.1.1 L'alliage 2024-T3

L'alliage d'aluminium 2024 fait partie de la famille Al-Cu-Mg. Sa composition chimique est détaillée dans le Tableau 3.1.

	Cu	Mg	Mn	Zn	Fe	Si	Ti	Al
2024	4,2	1,4	0,5	0,15	0,08	0,05	0,05	Bal.

Tableau 3.1 – Composition chimique de l'alliage d'aluminium 2024 en %m [224].

Dans ces travaux, l'alliage se trouve dans l'état métallurgique T3 (Cf. Tableau 1.2), c'est-à-dire qu'il a subi un écrouissage suivi d'un vieillissement naturel. Ce traitement impliquant un vieillissement naturel est particulièrement adapté à l'alliage 2024, car il permet d'y faire apparaître des précipités durcissant S' [25] (Cf. section 1.1.2). Un traitement impliquant un vieillissement artificiel (amenant l'alliage à un état métallurgique T6 ou T8) aurait été moins judicieux, car il n'aurait que faiblement amélioré les limites élastique et mécanique de l'alliage 2024 pour une ductilité et une ténacité fortement réduites [128]. La dureté de l'alliage 2024-T3 utilisée dans ces travaux atteint $138 \pm 1,9 \text{ HV}_{0,3 \text{ kgf}}$ (Cf. Tableau 2.2).

La pseudo-image 3D de la microstructure du 2024-T3 d'une tôle d'épaisseur 2,5 mm est présentée sur les Figure 3.1. Elle est réalisée à partir de l'assemblage de trois macrographies correspondant aux trois plans définis par les directions de références. Dans le plan (RD-TD), l'alliage possède des grains de 10 à 100 μm . Dans les plans (TD-ND) et (ND-RD), les grains sont allongés respectivement selon la direction TD et RD.

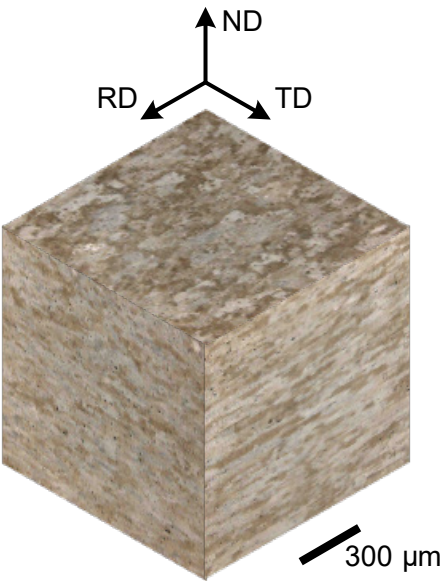


Figure 3.1 – Pseudo-image 3D de la microstructure de l'alliage 2024-T3.

3.1.2 L'alliage 2198-T8

L'alliage d'aluminium 2198 fait partie de la famille Al-Cu-Li-Mg-Ag. Sa composition chimique est détaillée dans le Tableau 3.2.

	Cu	Li	Mg	Ag	Zr	Fe	Zn	Si	Ti	Al
2198	3,25	1	0,33	0,3	0,12	0,06	0,05	0,04	0,03	Bal.

Tableau 3.2 – Composition chimique de l'alliage d'aluminium 2198 en %m [224].

Dans ces travaux, l'alliage se trouve dans l'état métallurgique T8 (Cf. Tableau 1.2), c'est-à-dire qu'il a subi un écrouissage suivi d'un vieillissement artificiel, et contient majoritairement des précipités durcissant T_1 [39] et θ' [45] (Cf section 1.1.3). L'état T8 confère au 2198 de bien meilleures limites élastique et mécanique par rapport à un état métallurgique où le vieillissement serait naturel, comme par exemple l'état T3 [35], [39], [129]. La dureté de l'alliage 2198-T8 utilisé dans ces travaux atteint $166 \pm 5,7 \text{ HV}_{0,3 \text{ kgf}}$ (Cf. Tableau 2.2).

Une pseudo-image 3D de la microstructure du 2198-T8 d'une tôle d'épaisseur 2,5 mm est proposée sur la Figure 3.2. Dans le plan (RD-TD), l'alliage possède des grains d'environ $400 \mu\text{m}$. Dans les plans (TD-ND) et (ND-RD), les grains sont fortement allongés respectivement selon la direction TD et RD. La microstructure de l'alliage peut être vue comme une superposition de « pancakes ».

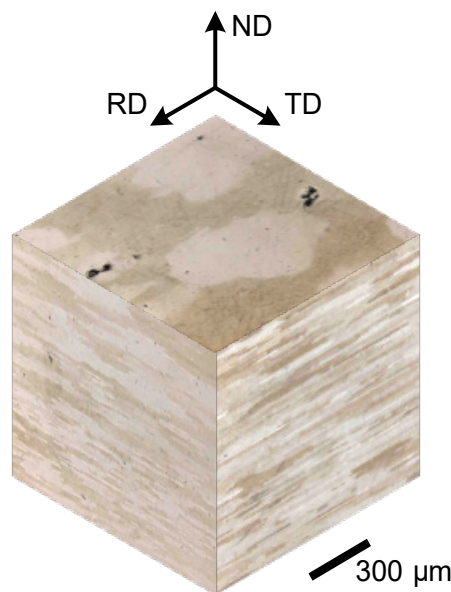


Figure 3.2 – Pseudo-image 3D de la microstructure de l'alliage 2198-T8.

3.2 Histoire thermique au cours du soudage

Les valeurs moyennes des valeurs de pics de température mesurés au voisinage des soudures sont présentées sur la Figure 3.3. Pour simplifier la notation, ces valeurs seront simplement appelées « pics de température ». Pour chaque pic de température, l'écart type est

indiqué. Si l'écart type n'est pas présent, cela signifie qu'une seule mesure n'a pu être réalisée car les autres sont défectueuses. Le côté RS est plus chaud que le côté AS. Si l'on classe les conditions en fonction de la chaleur qu'elles ont générée, D-1 est la condition la plus chaude, puis vient D-3 suivie de D-2, puis D-5 et enfin D-4 qui est la condition la plus froide. Les pics de température sont donc d'autant plus élevés que la vitesse d'avance baisse. Pour une même vitesse d'avance, les pics de température sont d'autant plus élevés que la vitesse de rotation augmente. Pour le set de paramètres choisi, les pics de température semblent donc majoritairement dépendre de la vitesse d'avance puis, dans une moindre mesure, de la vitesse de rotation.

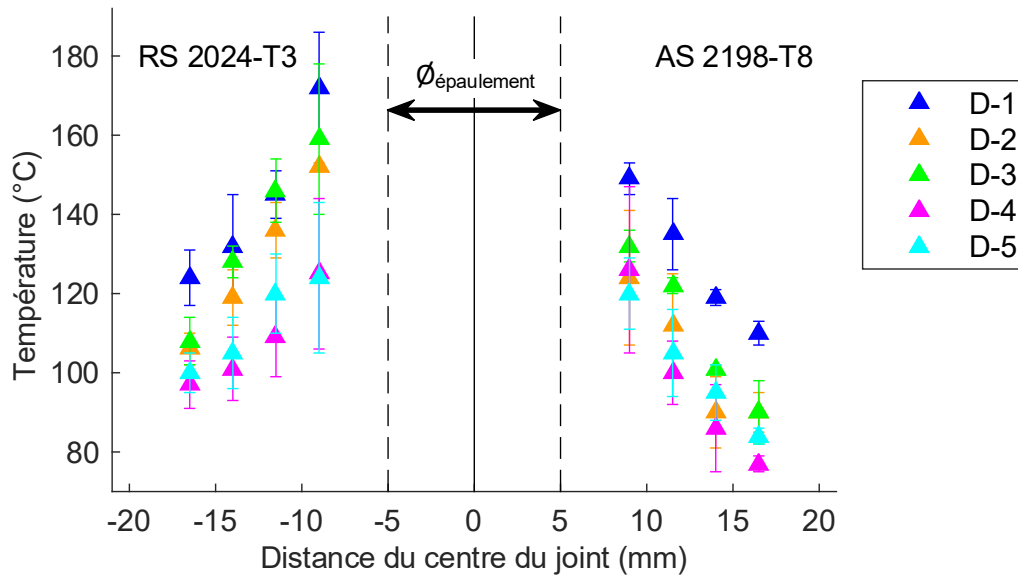


Figure 3.3 – Valeurs moyennes des valeurs de pics de température mesurées et écarts types correspondants pour les différentes conditions.

Le fait que le côté RS soit plus chaud que le côté AS diffère de la majorité des résultats présents dans la littérature qui constate généralement un côté AS plus chaud que le côté RS [5], [61]–[63]. Pourtant, certains auteurs ont aussi constaté que le côté RS pouvait être légèrement plus chaud que le côté AS [64], [65] pour certains paramètres de soudage spécifiques. De plus, la répétabilité des mesures est généralement suffisante pour écarter une erreur d'une telle ampleur. Il est cohérent d'obtenir des pics de température d'autant plus élevés que la vitesse d'avance baisse, car une basse vitesse d'avance laisse le temps à la chaleur de s'accumuler au sein de la matière puisque l'outil génère plus de chaleur [56], [58], [67], [68], [70], [74]. Il est également cohérent d'obtenir, pour une même vitesse d'avance, des pics de température d'autant plus élevés que la vitesse de rotation augmente, car une vitesse de rotation importante aura tendance à générer plus de frottement et de déformation dans la matière, et donc plus de chaleur [67]–[70], [73], [74]. La dépendance majoritaire des pics de température à la vitesse d'avance, comme l'ont déjà observé Girault et al. [65], peut être quant à elle due à la plus grande plage couverte par les vitesses d'avance par rapport aux vitesses de rotation (Cf. Figure 2.8). En outre, le ratio R ne permet pas de classer correctement les conditions en fonction de la chaleur qu'elles ont générée, ce qui a déjà été conclu dans plusieurs études [65], [67], [71].

Cette section a mis en évidence une évolution de la thermique obtenue au voisinage de la soudure en fonction des conditions de soudage. L'influence qu'a l'évolution de cette thermique sur la microstructure des soudures est étudiée dans la section suivante.

3.3 Caractérisation microstructurale

3.3.1 Etat de surface des cordons après soudage

Afin d'identifier d'éventuelles anomalies en surface des cordons de soudure produits avec les différentes conditions de soudage, une inspection est réalisée. Bien que cette partie ne concerne pas à proprement parler une analyse microstructurale des soudures, il est quand même choisi de l'aborder ici en tant qu'analyse préliminaire. La Figure 3.4 présente les surfaces des cordons de soudure en début (à environ 90 mm du bord des tôles côté entrée) et fin (à environ 260 mm du bord des tôles côté entrée) d'opération. On précisera que ces observations sont locales, mais qu'elles rendent compte de l'état général des soudures malheureusement de longueur trop importante pour être observée dans leur intégralité. Les états de surface des cordons produits sont globalement satisfaisants. Des défauts de type flash de faible dimension sont observables sur les côtés AS et RS pour plusieurs conditions de soudage autant en début qu'en fin de cordon. Leur présence est irrégulière le long du cordon.

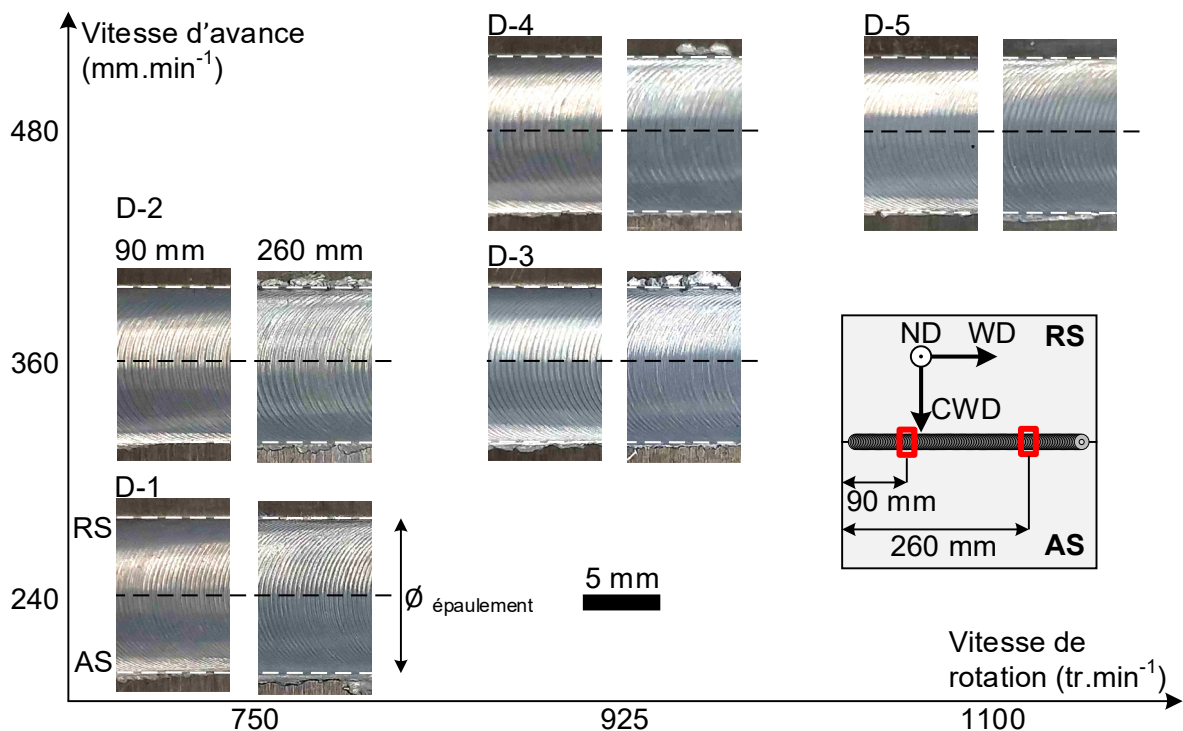


Figure 3.4 – Matrice des états de surface des cordons de soudure en début de soudure (gauche) et en fin de soudure (droite).

3.3.2 Microstructure

Pour analyser le mélange obtenu suite à l'opération de soudage et identifier les éventuels défauts au cœur des joints soudés, des coupes transverses (CWD-ND) sont observées pour l'ensemble des conditions de soudage. La matrice des macrographies des soudures dans la section transverse (CWD-ND) est présentée sur la Figure 3.5. La physionomie du joint est assez comparable d'une condition à une autre. Le noyau est séparé en deux parties, une partie correspondant au 2024 malaxé par l'outil et d'apparence foncée (pseudo-2024) et une autre correspondant au 2198 malaxé et d'apparence claire (pseudo-2198). La proportion de matière transportée de l'autre côté du centre de la soudure est relativement égale pour les deux matériaux. Par ailleurs, le noyau a une frontière nette avec le reste de l'assemblage côté AS tandis qu'elle est plus progressive côté RS.

D'une condition à l'autre, certaines différences existent. Pour les conditions D-3 et D-5, des zébrures composées d'une alternance de couches de pseudo-2198 et de pseudo-2024 sont présentes. Elles sont plus intenses pour la condition D-5 que pour la condition D-3. Les zébrures disparaissent lorsque la vitesse de rotation diminue (D-4 et D-2). La condition D-1, la plus chaude, ne comporte, elle non plus, pas de zébrure. Par ailleurs, augmenter le ratio de vitesses R rapproche la partie supérieure de la frontière du noyau (pointillés jaunes) de la surface des tôles soudées. Le noyau est donc d'autant plus étendu que le ratio de vitesses R est bas. Le point de départ de la partie inférieure de la frontière (croix rouge) se trouve quant à lui à environ +1,3 mm du centre de la soudure (côté AS) pour les conditions à bas ratio R (D-1, D-3 et D-5) tandis que le noyau des conditions à haut ratio (D-2 et D-4) n'atteint pas la partie inférieure des tôles, même s'il en est très proche : un défaut de pénétration (Lack Of Penetration – LOP (Cf. section 1.2.2.2.2)) est formé. Une analyse des défauts LOP est présentée dans la section 3.3.3.

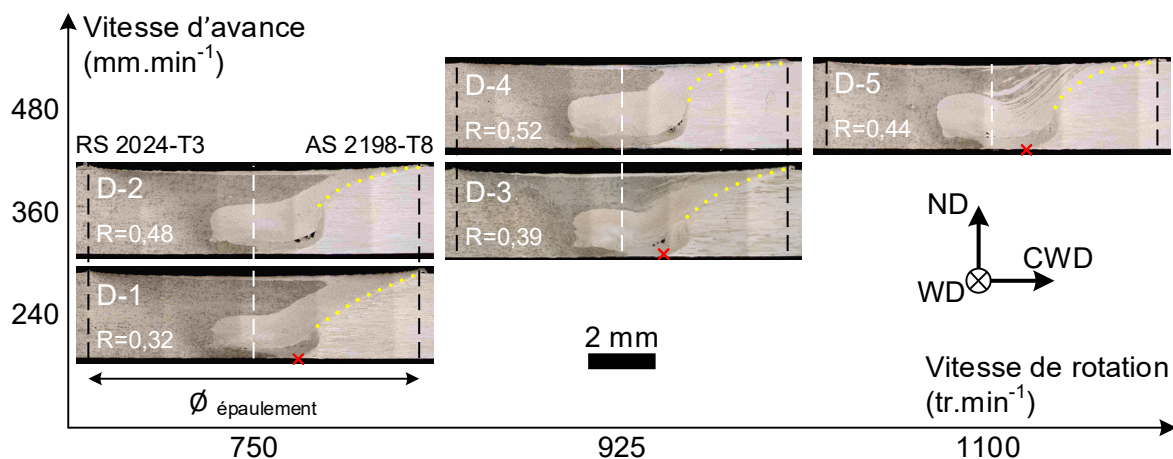


Figure 3.5 – Matrice des macrographies vues dans la section transverse (CWD-ND) des soudures.

Le détail de la microstructure de la condition centrale de la matrice (D-3) est présenté sur la Figure 3.6a. Il est possible de retrouver les zones classiques d'une soudure par friction malaxage, c'est à dire le matériau de base, la ZAT, la ZATM et le noyau (Cf. section 1.2.2.2.1). La ZAT (Figure 3.6b et j) possède des grains de même morphologie que ceux du matériau de base

supérieure du noyau est uniquement composée de pseudo-2198 présent sous la forme d'une fine couche de l'ordre de 100 μm . Les zébrures, alternant les couches de pseudo-2198 et de pseudo-2024, et orientées selon la direction de « l'interface théorique », sont clairement visibles sur la Figure 3.6f. Certaines sont des filaments de quelques microns de largeur. Dans l'ensemble du noyau, des grains très fins de l'ordre de quelques microns de diamètres sont présents (Figure 3.6e et g). Des défauts internes sont visibles sur la Figure 3.6h. Une description et une analyse de ces défaut est proposée dans la section 3.3.3..

La forme de « S » que prend l'interface entre le pseudo-2024 et le pseudo-2198 est caractéristique du soudage dissimilaire et peut être attribuée au flux de matière créé par l'outil [1], [53]. La frontière nette du noyau côté AS et progressive côté RS pour l'ensemble des conditions peut également être liée au flux de matière engendré par l'outil. La taille des grains très fine obtenue dans le noyau vient des températures importantes atteintes [86]. Les conditions D-2 et D-4 ont subi un nombre modéré de rotation à une position donnée et sont exemptées de zébrure. En revanche, les conditions D-3 et D-5 semblent avoir connu un plus grand nombre de rotation, ce qui a engendré les zébrures. D-1, qui a subi un nombre encore plus important de rotation à une position donnée que D-3 et D-5, est probablement exempté de zébrure du fait des hautes températures atteintes dans la matière. Ces hautes températures ont pu faciliter le malaxage de la matière, qui était localement moins dure que pour les conditions D-3 et D-5.

3.3.3 Défauts internes

3.3.3.1 Défaut de pénétration (LOP)

La délimitation du noyau à la racine de la soudure dans la section transverse (CWD-ND) pour l'ensemble des conditions est présentée sur la Figure 3.7. Le noyau est en contact avec la surface inférieure des tôles soudées pour les conditions D-1, D-3 et D-5, ayant les ratios de vitesse R les plus bas. En ce sens, la pénétration obtenue pour ces conditions est donc conforme au niveau d'acceptation B de la norme ISO 25239-5:2020 [110], qui requiert l'absence de LOP. La pénétration obtenue pour les conditions D-2 et D-4, à haut ratio de vitesse, n'est en revanche pas totale, et un LOP est ainsi formé sur une profondeur d'environ 70 μm . Ces conditions ne sont donc que conformes au niveau d'acceptation D, exigent un LOP de profondeur inférieur à 20% de l'épaisseur, soit, pour les soudures de cette étude, d'au plus 500 μm [110]. On signalera que, contrairement aux observations faites sur la Figure 3.7 pour la condition D-5, l'analyse d'une éprouvette de traction après rupture de la condition D-5 révèle, comme pour les conditions D-2 et D-4, une pénétration incomplète du noyau avec un LOP de 70 μm (Cf. Figure 4.19). Les éprouvettes de traction ont été prélevées sur une autre tôle que celle utilisée pour l'analyse de la microstructure (Figure 3.7).

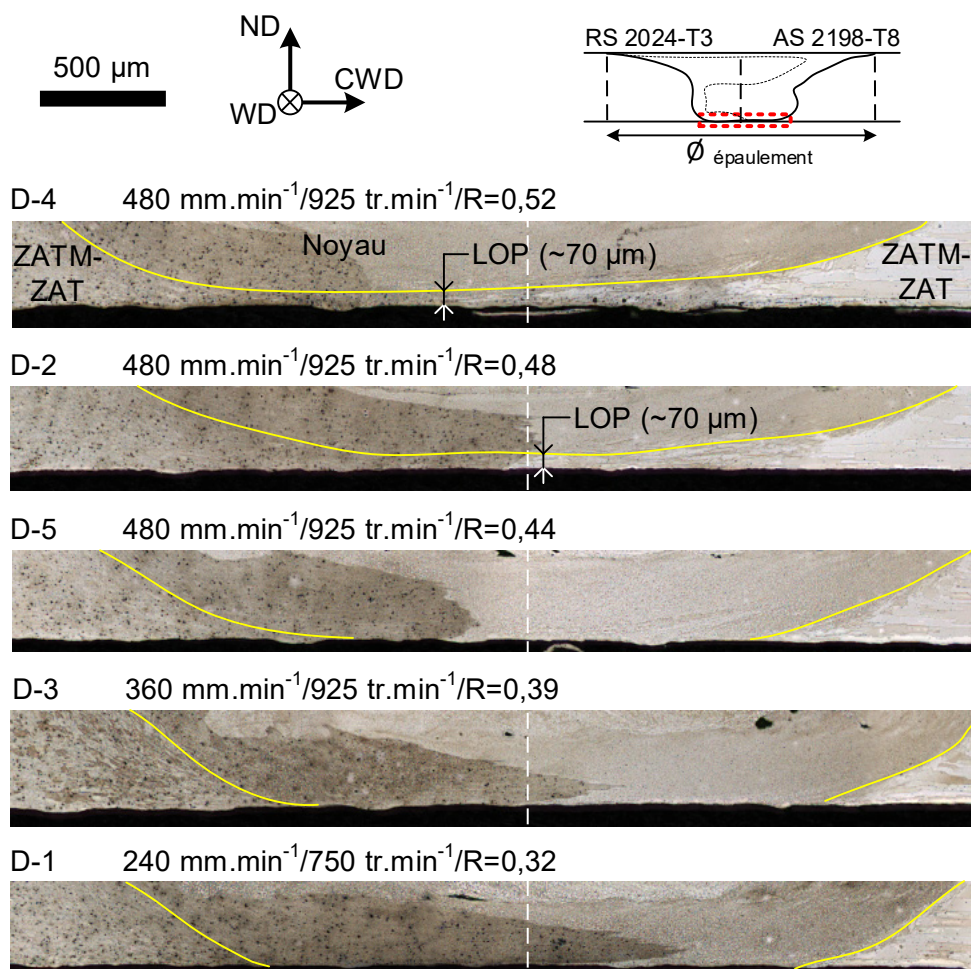


Figure 3.7 – Délimitation du noyau à la racine de la soudure vue dans la section transverse (CWD-ND) pour l'ensemble des conditions.

Pour la condition D-5, d'une tôle soudée dans à une autre, un défaut LOP peut apparaître ou non. Cela révèle la non répétabilité de la condition D-5, qui possède les vitesses d'avance et de rotation les plus hautes. A ces vitesses, le process peut ne plus devenir maîtrisable, comme l'ont déjà noté certains auteurs [66], [88]. On considèrera que, de manière générale, la condition D-5 est sujette au défaut LOP. En se référant aux mesures de température (Figure 3.3), on observe que les conditions les plus chaudes, D-1 et D-3, sont exemptées de LOP. A l'inverse, les conditions les plus froides, D-2, D-4 et D-5 en possèdent un. Ces observations sont cohérentes avec la littérature, qui observe généralement que le noyau est d'autant plus étendu que sa température atteinte au cours du soudage est élevée [100]–[102]. Pour les conditions D-1 et D-3, la chaleur a pu se diffuser suffisamment loin de la zone de passage de l'outil pour permettre un contact du noyau avec la surface inférieure des tôles. Cela n'a pas été le cas pour les autres conditions, dont la chaleur n'a pas pu se diffuser assez loin du passage de l'outil.

3.3.3.2 Vides et tunnels

Des défauts internes sont visibles sur la Figure 3.6h. Ils sont localisés sur le bord d'un repli de matière, appelé simplement « repli », visible dans la partie inférieure du noyau côté AS de la condition D-3 (Figure 3.6h). Ce repli est également présent pour les autres conditions (Figure 3.5). Dans un premier temps, le repli de la condition D-3 est analysé sur la Figure 3.8. Le repli (II) débute de manière progressive dans la partie inférieure du noyau, au centre de la soudure, et son extrémité se trouve sur le bord du noyau côté AS. Il couvre l'ensemble de la partie inférieure du noyau côté AS. Les défauts, en l'occurrence des vides, sont observables à l'interface entre le repli (II) et le reste du noyau (I). Plus précisément, les défauts sont présents côté repli (II) tandis qu'ils épousent la forme du reste du noyau (I) qui elle est lisse (pointillés blancs). Ceci indique que le repli (II) s'est certainement formé sur le reste du noyau (I). Le repli (II) est vraisemblablement créé à cause du flux de matière engendré par le passage de l'outil. La matière initialement localisée au centre du noyau serait poussée vers le bas par l'outil. La matière n'aurait d'autres choix que de se glisser entre le reste du noyau (I), peut-être plus dur que la matière du repli (II) car déformé plus vite par l'outil plus proche, et la ZATM/ZAT, qui est restée solide : le repli (II) est formé. Dans la suite de la thèse, l'interface entre le repli (II) et le reste du noyau (I) est simplement nommée « interface I/II ».

Lorsque le repli se forme en se glissant contre le reste du noyau, il ne réussit pas à en épouser parfaitement la forme : des vides sont engendrés à l'interface I/II (en bas à droite de la Figure 3.8). Ces vides, s'ils se prolongent le long de la soudure, pourraient être des tunnels (Cf. section 1.2.2.2.2). D'après la norme ISO 25239-5:2020 [110], un défaut interne rend la soudure non conforme pour le niveau d'acceptation B défini par la norme. Pour le niveau d'acceptation C, un défaut interne est considéré comme acceptable s'il est de taille inférieure à 20 % de l'épaisseur de la soudure selon sa section transversale. Dans cette étude, il ne doit donc pas excéder 500 μm dans la direction ND pour être conforme au niveau d'acceptation C de la norme. On notera également que les défauts ne sont pas forcément réguliers le long de la soudure (selon WD). Ils peuvent en effet changer de taille ou être discontinus le long de la soudure. Au mieux, les observations réalisées sur les défauts à partir d'une unique section 2D d'une soudure peuvent être qualitatives mais pas, a priori, quantitatives.

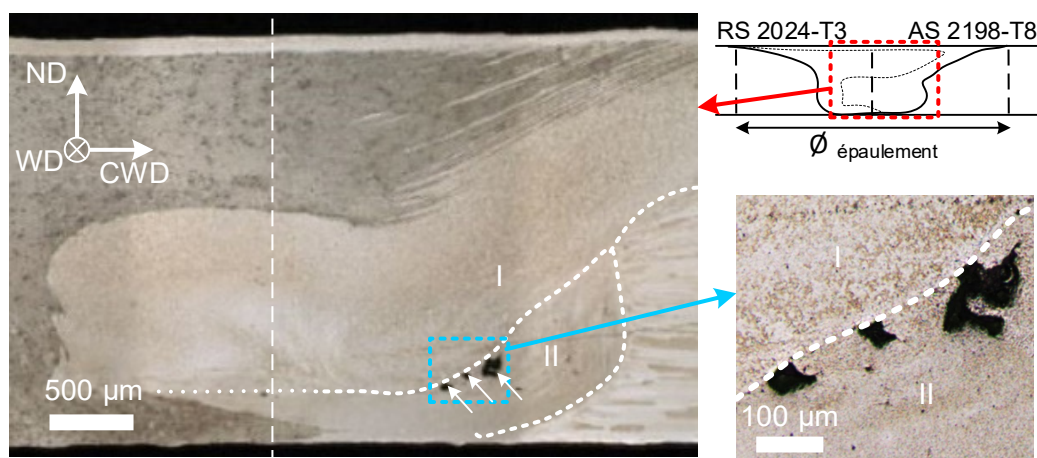


Figure 3.8 – Délimitation du repli (II) en bas de noyau côté AS avec la présence de défauts à son interface avec le reste du noyau (I) vus dans la section transverse (CWD-ND) pour la condition D-3.

Les défauts (flèche noire) vus dans une section transverse (CWD-ND) pour l'ensemble des conditions sont présentés sur la Figure 3.9. Aucun défaut de taille non acceptable, c'est à dire de taille supérieure à 500 μm dans la direction ND n'est identifié sur les sections inspectées. Pour l'ensemble des conditions, la majorité des défauts se trouvent dans la moitié du noyau côté AS. La condition D-1, à faible vitesse d'avance (240 $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$), est presque exempte de défaut sur la section considérée, mais rien n'indique une absence de défaut sur d'autres sections. Les conditions D-2, D-3 et D-4 possèdent quant à elles des défauts bien visibles côté AS de taille allant jusqu'à 150 μm selon la direction ND. La condition D-5, à haute vitesse d'avance et de rotation, possède quant à elle des défauts côté AS, mais également des défauts vers le centre de la soudure. La répartition des défauts côté AS de la condition D-5 est plus hétérogène que pour les autres conditions car certains défauts sont parfois localisés ailleurs qu'à l'interface I/II. Aucune corrélation n'est visible entre la chaleur générée dans les soudures et l'intensité des défauts sur les sections considérées, cependant, il faudrait observer d'autres sections pour tirer de réelles conclusions.

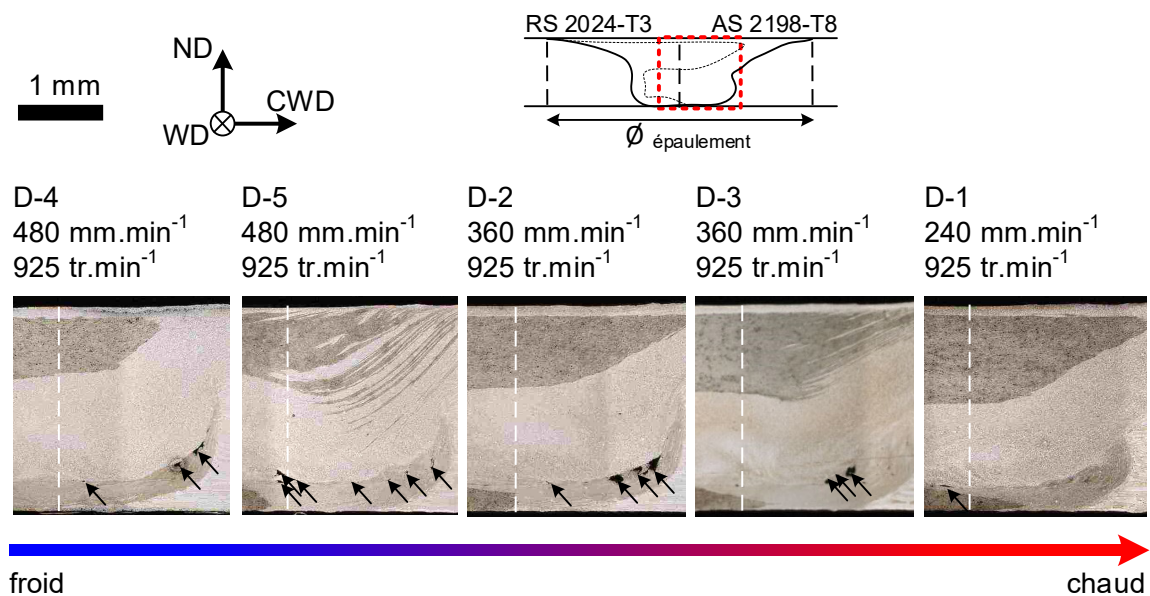


Figure 3.9 – Localisation des défauts de type vide ou tunnel vus dans la section transverse (CWD-ND) pour l'ensemble des conditions.

Afin de confirmer ou non la nature 3D des défauts et réaliser une étude quantitative, une analyse tomographique est réalisée. Pour des raisons pratiques, elle n'est réalisée que pour les conditions D-1, possédant dans la section transverse observée très peu de défauts, D-3, centrale dans la matrice, et D-5, ayant une répartition plus hétérogène des défauts dans la section transverse observée. La Figure 3.10 donne une vue d'ensemble des défauts internes sur une longueur de 20 mm le long des cordons, avec la présence des stries en surface du cordon laissées pas le l'outil. A partir de ces vues d'ensemble on observe que la disposition des défauts est assez semblable pour les conditions D-1 (Figure 3.10a) et D-3 (Figure 3.10b). Il existe pour ces deux conditions des « défauts au centre du noyau », à la base du repli (rouge), et des « défauts côté AS », au bout du repli (bleu). Les défauts sont toujours de type vide pour ces deux conditions. Pour la condition D-1, seul un défaut au centre du noyau avait été

identifié lors de l'analyse de la macrographie d'une section transverse (Cf. Figure 3.9). Pour la condition D-3, les défauts au centre n'avaient pas été détectés (Cf. Figure 3.9). La tomographie permet donc de donner une vision bien plus complète des défauts internes qu'une unique section. Au-delà de cette disposition assez similaire, on remarque facilement que les défauts au centre du noyau (rouge) sont beaucoup plus volumineux pour la condition D-3 que pour la condition D-1. Pour la condition D-3, les défauts de type vide sont d'ailleurs parfois suffisamment grands pour se réunir sur de faibles portions de cordon pour former des tunnels locaux. Les défauts côté AS (bleu) des deux conditions sont en revanche de taille plus comparable. Les défauts internes de la condition D-5 (Figure 3.10c) sont des vides distribués de manière totalement différente. Il n'y a en effet pas de distinction claire entre les défauts côté AS et ceux au centre. Les défauts sont tous très proches les uns des autres selon la direction CWD et il n'est pas possible de les distinguer. Ils sont donc tous représentés de la même couleur sur la Figure 3.10c. Pour toutes les conditions cependant, l'espacement entre les défauts vides semble être le même que l'espacement des stries provoquées par l'outil à la surface du cordon. Cela indique donc probablement une apparition cyclique des défauts, peut-être entre les bandes de matière formées au cours du soudage par l'outil.

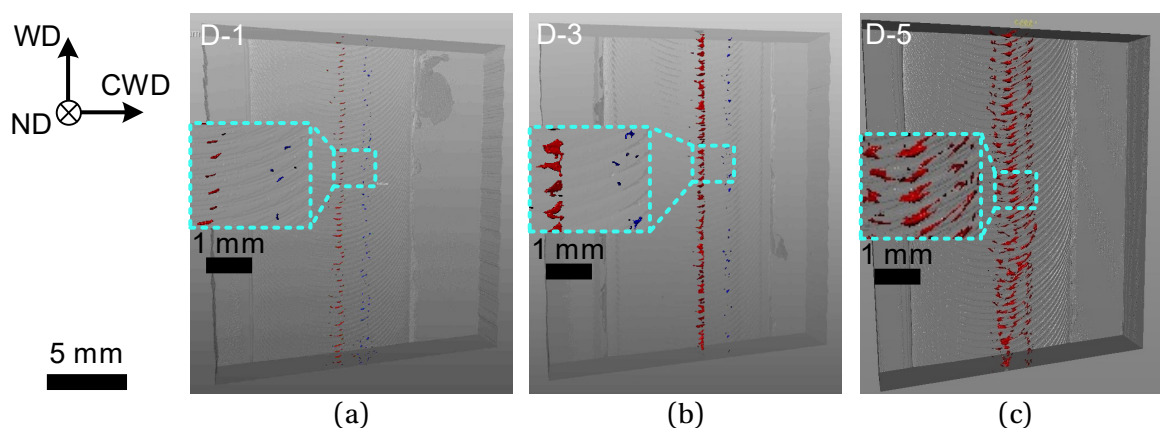


Figure 3.10 – Vue d'ensemble des défauts internes pour une longueur de cordon de 20 mm.
 Pour D-1 et D-3, en rouge les défauts au centre du noyau, en bleu les défauts côté AS
 (a) conditions D-1, (b) condition D-3, (c) condition D-5.

Des vues de détail des défauts dans plusieurs plans de coupe pour les conditions D-1 et D-3 sont présentées sur la Figure 3.11b, c et d. Un espacement typique entre les défauts (moyenne sur 20 mm de cordon) de 320 μm pour la condition D-1 et 400 μm pour la condition D-3 est visible sur la Figure 3.11c. Pour les conditions D-1 et D-3, ayant respectivement un ratio R de 0,32 mm.tr^{-1} et 0,39 mm.tr^{-1} , l'apparition des défauts se ferait donc à chaque rotation de l'outil. Pour la condition D-1, les défauts au centre du noyau (rouge) sont allongés jusqu'à 1 mm dans la direction CWD (A-A) mais sont fins d'environ 50 μm dans les directions WD (A-A) et ND (C-C et D-D). Pour la condition D-3, les défauts au centre du noyau (rouge) sont eux allongés selon la direction CWD et WD jusqu'à 400 μm (B-B) et d'environ 100 μm dans la direction ND (E-E et F-F). Leur proximité selon la direction WD pourrait les apparenter à un tunnel.

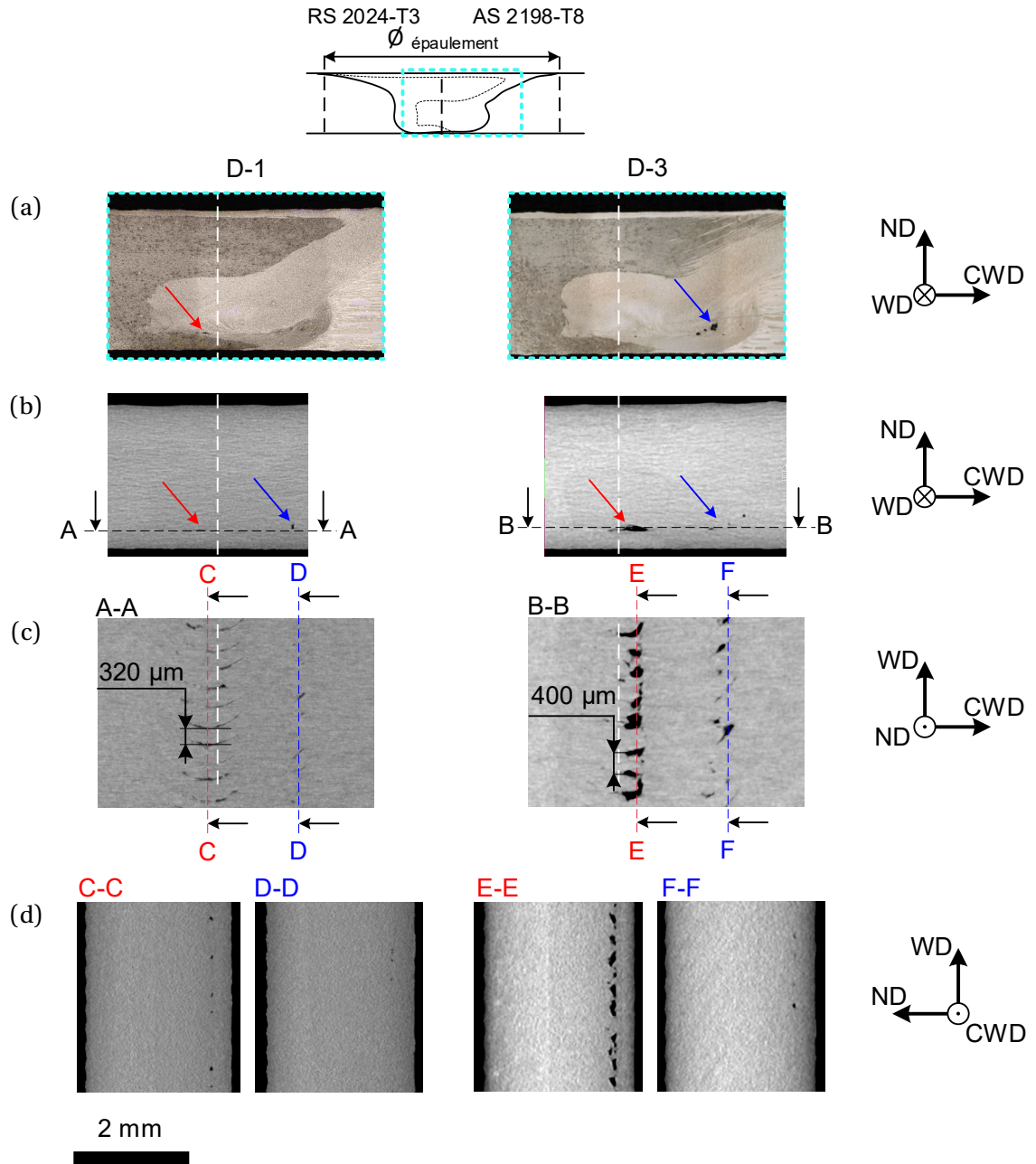


Figure 3.11 – Détails des défauts internes pour les conditions D-1 et D-3. En rouge les défauts au centre du noyau, en bleu les défauts côté AS (a) macrographies (b, c et d) coupes tomographiques dans différents plans.

La distribution des diamètres équivalents sur une longueur de cordon de 20 mm des défauts des conditions D-1 et D-3 est présentée sur la Figure 3.12. Le Tableau 3.3 regroupe les indicateurs correspondant à la distribution des défauts. Les défauts au centre du noyau (Figure 3.12a) de la condition D-1 (98 défauts) sont près de 40 % plus nombreux que ceux de la condition D-3 (60 défauts). Ils ont un diamètre équivalent médian de 70 µm, qui est deux fois moindre que celui des défauts de la condition D-3 qui s'élève à 152 µm. On note que les valeurs de diamètres équivalents moyens et médians sont proches pour les deux conditions, indiquant une répartition homogène des valeurs. Aucun défaut de la condition D-1 n'a un

diamètre équivalent supérieur à 140 μm , tandis que la condition D-3 possède 31 défauts supérieurs à cette valeur, le plus grand atteignant un diamètre équivalent de 290 μm . Les diamètres équivalents des défauts de la condition D-3 sont plus dispersés que ceux de la condition D-1, avec un écart type relatif de 55 % contre 32 % respectivement.

Pour les défauts côté AS (Figure 3.12b), le constat est différent. Les défauts sont également environ 40% plus nombreux pour la condition D-1 (84 défauts) que pour la condition D-3 (48 défauts), mais ont des diamètres équivalents médians assez proche avec 55 μm pour la condition D-1 et 70 μm pour la condition D-3. L'écart type relatif des diamètres équivalents est proche pour les deux conditions (0,27 pour D-1 et 0,36 pour D-3), signe d'une dispersion assez similaire. Concernant la condition D-3, les défauts côté AS sont de taille médiane deux fois plus faible les défauts au centre du noyau. Pour la condition D-1, la taille médiane des défauts côté AS est en revanche comparable à celle des défauts au centre du noyau.

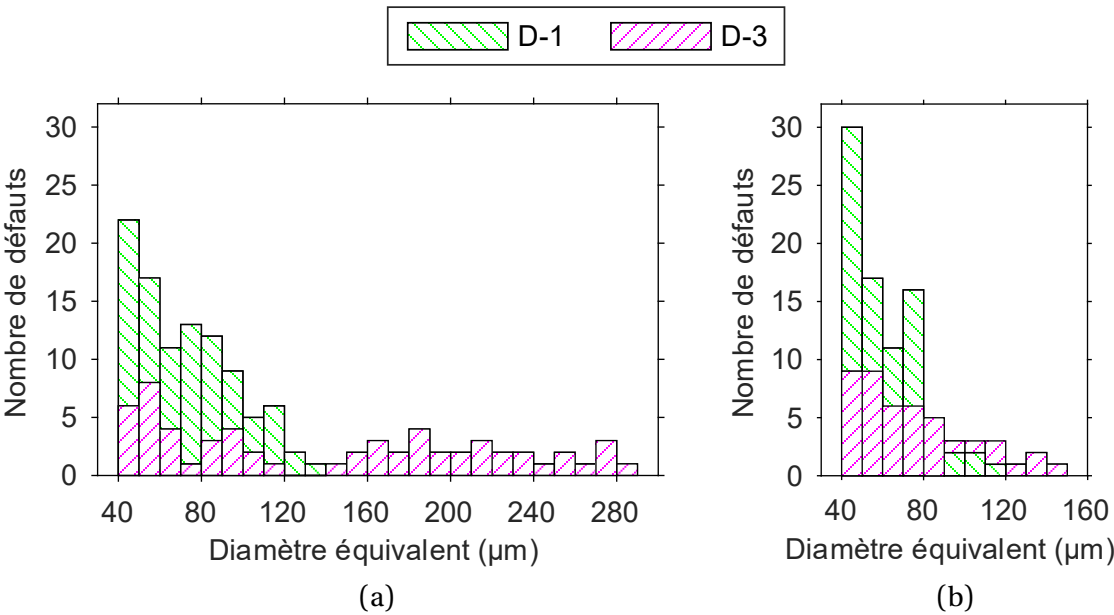


Figure 3.12 – Distribution des diamètres équivalents des défauts sur une longueur de cordon de 20 mm pour les conditions D-1 et D-3 (a) défauts au centre du noyau (rouge sur Figure 3.10) (b) défauts côté AS (bleu sur Figure 3.10).

		Nombre de défauts	Diamètre équivalent moyen et écart type (μm)	Ecart type relatif des diamètres équivalents (%)	Diamètre équivalent médian (μm)
Centre du noyau	D-1	98	73 $\pm$ 24	32	70
	D-3	60	143 $\pm$ 78	55	152
Côté AS	D-1	84	61 $\pm$ 16	27	55
	D-3	48	75 $\pm$ 27	36	70

Tableau 3.3 – Indicateurs de la distribution des défauts sur une longueur de cordon de 20 mm pour les conditions D-1 et D-3.

Des vues de détail pour les défauts (cercle pointillé) dans plusieurs plans de coupe pour la condition D-5 sont présentées sur la Figure 3.13b, c et d. Sur la Figure 3.13c, on identifie bien un unique groupe de défauts, et non un groupe côté AS et un groupe au centre du noyau. Comme observé précédemment sur la totalité de l'échantillon (Figure 3.10c), on retrouve une répétition spatiale des défauts (haut de la Figure 3.13c), avec un espacement typique (moyenne sur 20 mm de cordon) de $470\ \mu\text{m}$. Le ratio R de la condition D-5 s'élevant à $0,44\ \text{mm.tr}^{-1}$, les défauts ne sont peut-être pas déposés à chaque tour de l'outil, contrairement aux conditions D-1 et D-3. On note aussi que la forme des défauts change fortement d'une zone à l'autre, comme cela est visible sur le bas de la Figure 3.13c. On retrouve les défauts singuliers au centre du noyau présents au-dessus de l'interface I/II (entourés en noir) précédemment identifiés sur la macrographie (Figure 3.13a). Comme sur la macrographie, ces défauts sont, sur la coupe tomographique, constitués de plusieurs porosités proches les unes des autres, mais qui se réunissent certainement sur d'autres plans de coupe (Figure 3.13c). La dimension des vides correspondant à ces défauts pourrait donc être assez importante. Leur position sur la macrographie (Figure 3.13a) et la coupe tomographique (Figure 3.13b) varie, car

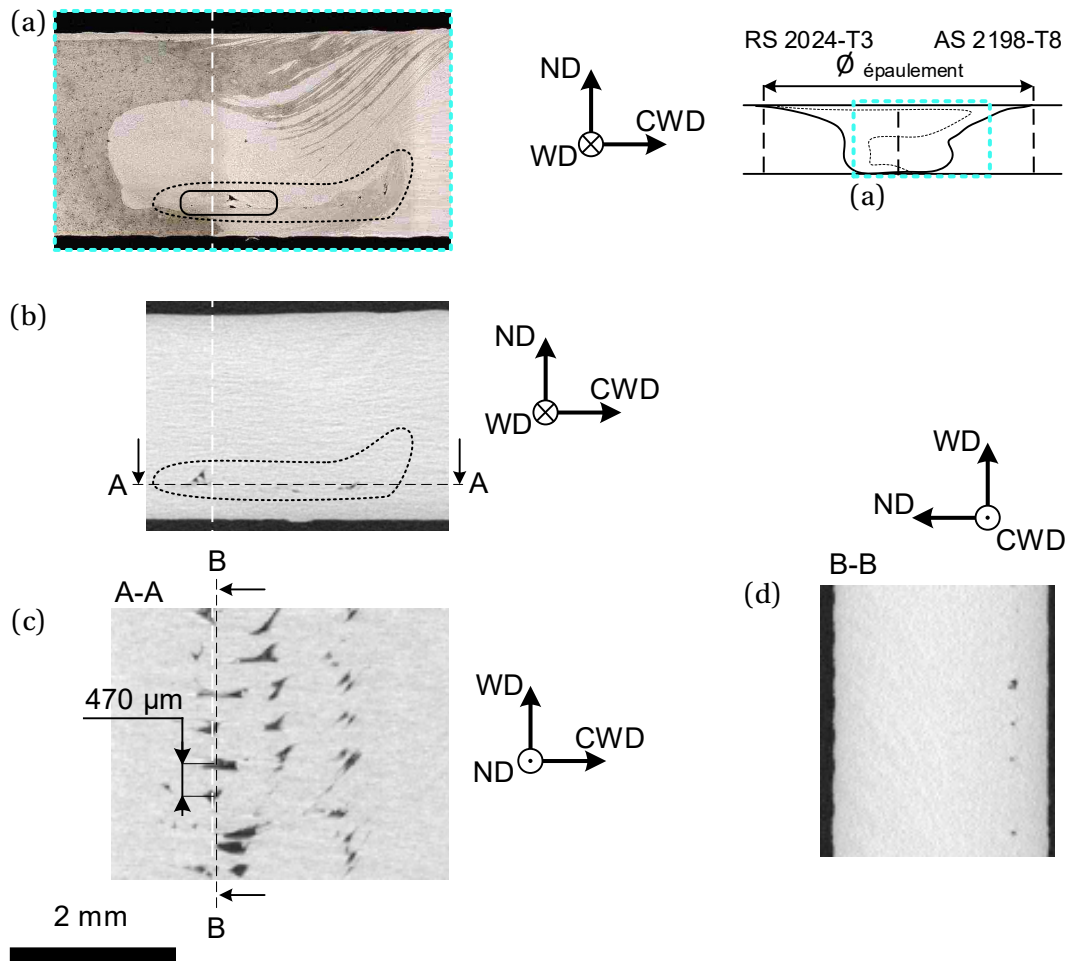


Figure 3.13 – Détails des défauts internes pour la condition D-5. En pointillé la zone de l'ensemble des défauts, en noir la zone des vides de taille importante au centre du noyau (a) macrographies (b, c et d) coupes tomographiques dans différents plans.

les défauts ne sont pas toujours à la même position le long de la soudure. Cela confirme d'ailleurs le caractère instable de la condition D-5. Les défauts ne semblent pas allongés dans une ou plusieurs directions préférentielles.

La distribution des diamètres équivalents des défauts de la condition D-5 sur une longueur de cordon de 20 mm est exposée sur la Figure 3.14. L'échantillon observé comporte 315 défauts, soit plus que pour les conditions D-1 (182 défauts) et D-3 (108 défauts), avec un diamètre équivalent médian de 84 μm et un diamètre moyen de 110 μm . L'écart marqué entre la moyenne et la médiane indique des valeurs de diamètres équivalents inégalement répartis avec des valeurs extrêmes basses en nombre important, en l'occurrence un très grand nombre de défauts dont le diamètre équivalent est compris entre 40 et 70 μm . Les valeurs sont plus dispersées que pour les conditions D-1 et D-3, comme l'indique l'écart type relatif de 60%. Les défauts atteignent jusqu'à 350 μm de diamètre équivalent, soit une valeur maximale 20 % plus élevée que celle des défauts au centre du noyau de la condition D-3 (290 μm).

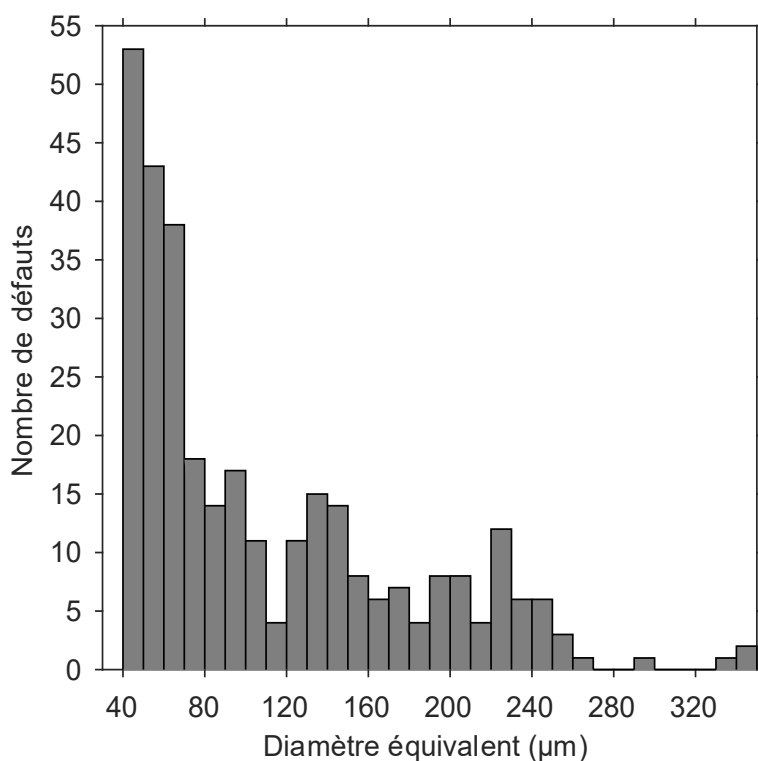


Figure 3.14 – Distribution des diamètres équivalents des vides sur une longueur de cordon de 20 mm pour la condition D-5.

L'étude des défauts sur des sections transverse (CWD-ND) a montré qu'ils apparaissent à cause du manque de chaleur développée face à la vitesse d'avance de l'outil. La matière ne peut, dans ces conditions, s'écouler harmonieusement pour produire une soudure sans défaut, comme plusieurs auteurs l'ont déjà observé [89], [105]–[108]. L'analyse tomographique des défauts a permis de confirmer leur prolongement long du cordon et de préciser leur nature : les défauts sont une succession de vides parfois assez rapprochés pour former des tunnels locaux, mais la présence d'un tunnel régulier n'est pas visible sur les échantillons considérés. La tomographie a aussi permis de réaliser une analyse quantitative des défauts pour les

conditions D-1, D-3 et D-5. La faible taille des défauts pour la condition D-1 peut s'expliquer par la plus grande chaleur qu'elle a subie, facilitant l'écoulement de la matière. De plus, elle possède un bas ratio de vitesses $R=0,32$, ce qui donne le temps à l'outil de réaliser un mélange de qualité. La condition D-3 possède de plus grands défauts, car la matière, plus froide, a plus de mal à s'écouler. L'augmentation du ratio de vitesses $R=0,39$ par rapport à la condition D-1 facilite également la production de défauts. Les défauts plus importants au centre du noyau que sur le côté AS indiquent un écoulement difficile à cet endroit, peut être lié à une température locale plus basse ou bien à un flux de matière particulier. Pour la condition D-5, la matière, dont la température est encore plus basse que pour la condition D-3, s'écoule mal et de manière irrégulière le long de la soudure. Le ratio de vitesses $R=0,44$, important, détériore lui aussi l'écoulement de la matière. Des défauts de taille encore plus importante et présents sur une plus grande zone sont alors produits. Pour la condition D-5, le procédé est instable, comme l'ont déjà observé d'autres auteurs pour des conditions à vitesses de soudage extrêmes [66], [88]. La température atteinte dans la soudure semble donc être un bon indicateur de la criticité des défauts obtenus : plus les températures atteintes sont basses, plus l'écoulement de la matière est difficile, et plus nombreux sont les défauts importants. Augmenter le ratio de vitesses rend également plus difficile l'écoulement de la matière.

D'après l'analyse tomographique, les soudures sont conformes au niveau d'acceptation C de la norme ISO 25239-5:2020 [110], qui requiert, dans le cas de cette étude, des défauts de taille inférieure à 500 μm dans la direction ND. Le niveau d'acceptation B, exigeant une soudure sans défaut interne, n'est quant à lui pas atteint. Des pistes d'amélioration visant à réduire la taille des défauts rencontrés, voire à les supprimer, peuvent être suggérées. Les résultats de l'étude montrent que les défauts sont dus au manque de chaleur face à la vitesse d'avance de l'outil. Ce déséquilibre empêche la matière de s'écouler convenablement de manière à former une soudure saine. L'intérêt d'un point de vue industriel étant d'utiliser une vitesse d'avance suffisamment importante pour réduire le temps machine, elle ne peut être réduite. Le levier restant consiste à augmenter la génération de chaleur. Ceci peut se faire par le biais d'une modification des paramètres de soudage, comme une augmentation de la vitesse de rotation et de la force axiale [26], [56], [73], [75]–[79], [58], [65], [67]–[72]. Cependant, les contraintes liées au dispositif de soudage, et notamment des bras robotisés, limités en force axiale, ne permettent pas toujours de réaliser de telles modifications. Une autre possibilité consiste à modifier le design de l'outil pour générer plus de chaleur [76], [79]. Néanmoins, si un outil permet de générer plus de chaleur que d'autres, il n'est pas certain qu'il réduise la présence de défauts, son design risquant d'engendrer un flux de matière plus complexe et par là même de nouveaux défauts [3], [66], [88]–[91]. Afin de déterminer si les divers défauts identifiés sont néfastes, une analyse de leur influence sur la tenue mécanique des joints est réalisée par la suite (Cf. section 4.3).

Cette section a entre autres permis d'identifier les différentes zones caractéristiques des joints soudés par friction malaxage. Si le noyau et la ZATM sont relativement faciles à délimiter, les frontières de la ZAT sont quant à elles plus difficiles à distinguer, les couleurs obtenues sur les micrographies optiques suite à l'attaque chimique ne pouvant donner qu'une indication sur l'état de précipitation. Pour précisément définir les limites de la ZAT ainsi que pour identifier les zones d'adoucissement locales au sein du joint, une analyse du champ de microdurété des soudures est menée dans la section suivante.

3.3.4 Microdureté

Les cartes de microdureté dans la section transverse (CWD-ND) des soudures sont présentées sur la Figure 3.15. Les cartes montrent une forte dissymétrie à cause de la présence de deux matériaux différents. D'ailleurs, chaque carte de dureté fait apparaître un saut de dureté net au voisinage du centre des soudures et en forme de « S » qui correspond à l'interface présente entre les deux matériaux dans le noyau (Cf. section 3.3.2). La condition D-5 est la seule à ne pas avoir un tel saut de dureté sur la partie supérieure, probablement à cause de la présence de zébrures alternant des couches successives de pseudo-2198 et de pseudo-2024 (Cf. section 3.3.2). On parlera dans la suite de cette section du « côté RS » pour la partie de la soudure située à gauche du saut de dureté présent au centre du joint et du « côté AS » pour la partie située à droite de ce saut de dureté.

Le côté RS est assez homogène si l'on se base sur l'évolution totale de la dureté à travers les joints. Néanmoins, il est possible d'y distinguer trois zones : une zone de perte de dureté au centre de la soudure, une zone au niveau de l'épaule, à environ -5 mm du centre du joint, où un pic de dureté est atteint, et enfin le matériau de base 2024-T3. La zone au centre de la soudure subit, par rapport au matériau de base ($138 \text{ HV}_{0,3 \text{ kgf}}$), une chute importante de dureté pour atteindre entre 115 et $127 \text{ HV}_{0,3 \text{ kgf}}$, avec un minimum sur la partie basse. La zone au niveau de l'épaule constitue une bande d'environ 2 à 3 mm de large légèrement inclinée. Cette zone subit une légère hausse de dureté par rapport au matériau de base et atteint jusqu'à $150 \text{ HV}_{0,3 \text{ kgf}}$. Vient ensuite la dernière zone, correspondant au matériau de base. Cette zone n'a pas subi de variation de dureté et est semblable pour toutes les conditions.

Le côté AS subit de fortes variations de dureté. Au centre du joint, la matière accuse une perte de dureté importante l'amenant de $166 \text{ HV}_{0,3 \text{ kgf}}$ (dureté du matériau de base 2198-T8) à une valeur entre 80 et $100 \text{ HV}_{0,3 \text{ kgf}}$. Cette zone de forte perte de dureté semble au moins couvrir toute la partie du noyau côté AS et sa dimension est assez similaire d'une condition à une autre. Cette zone est nommée Zone de Faible Dureté (ZFD) dans le reste de l'étude. Au fur et à mesure que l'on s'éloigne du centre de la soudure vers le côté AS, la dureté augmente progressivement, pour atteindre finalement la dureté du matériau de base à environ +7 mm du centre de la soudure. On notera par ailleurs que la dureté du matériau de base 2198-T8 évolue fortement selon l'épaisseur des tôles, sûrement à cause du laminage qui entraîne une dureté plus élevée à la surface des tôles et plus faible au cœur.

Globalement, les cartes de dureté, par leurs valeurs et leur physionomie, sont très similaires d'une condition à une autre.

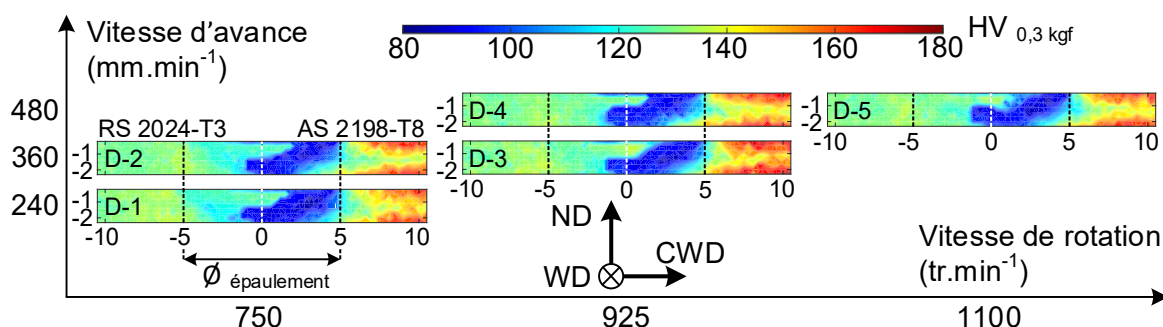


Figure 3.15 – Matrice des cartes de microdureté des soudures vues dans la section transverse (CWD-ND).

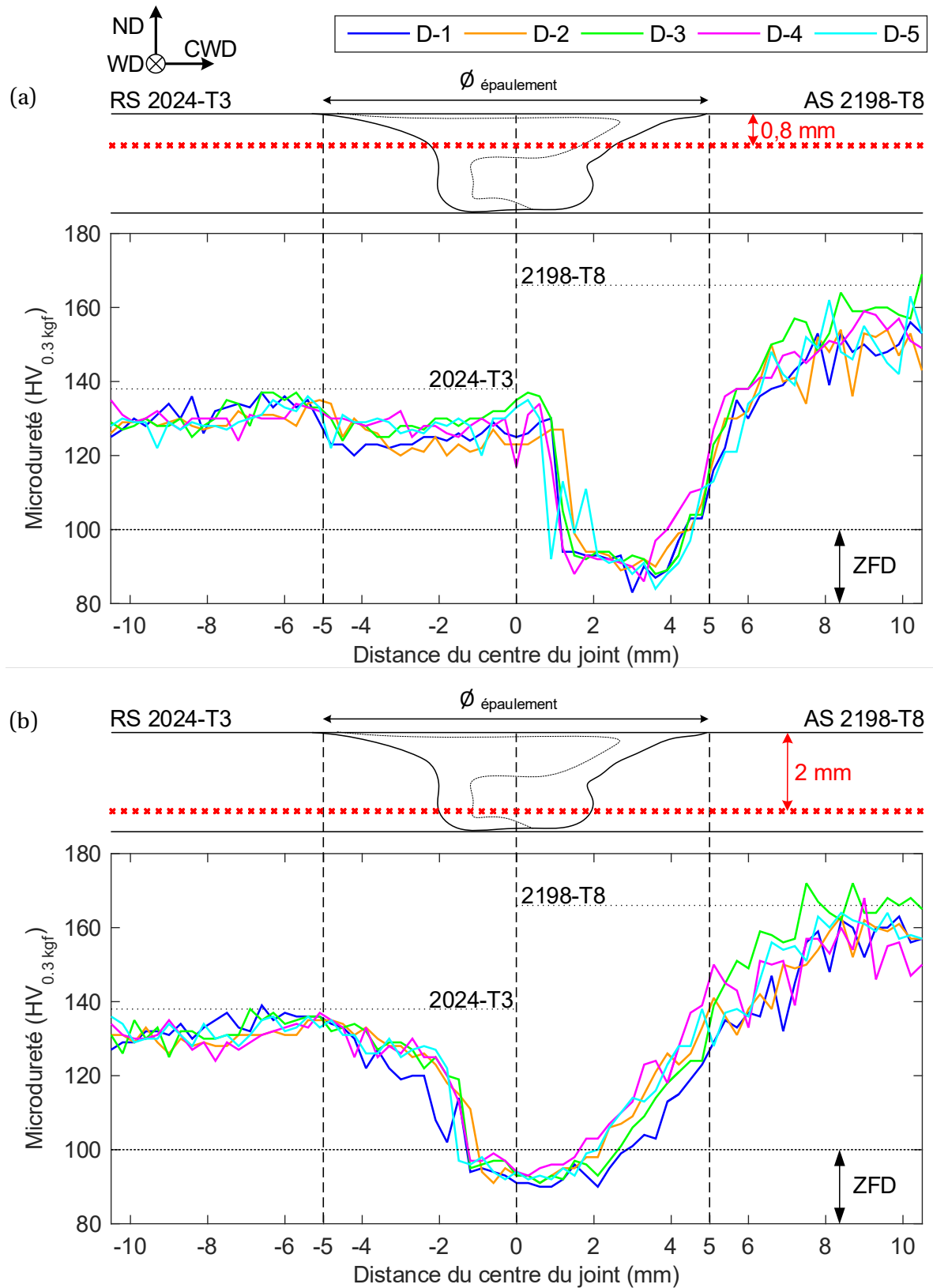


Figure 3.16 – Profils de microdureté des soudures (a) à 0,8 mm de profondeur, (b) à 2 mm de profondeur. La forme du noyau n'est que schématique.

Pour comparer plus facilement les évolutions de dureté dans les différentes conditions, des profils extraits des cartes de microdureté pour des profondeurs de 0,8 mm (Figure 3.16a) et 2 mm (Figure 3.16b), correspondant respectivement environ au tiers et aux deux tiers de la profondeur des soudures, sont réalisés. Ces profils permettent de qualifier certains constats effectués sur les cartes de dureté. Pour une profondeur donnée, les profils varient très peu d'une condition à une autre, c'est-à-dire qu'ils sont presque superposables. Si, pour les profils à 2 mm de profondeur, la condition D-1 semble montrer une dureté légèrement plus basse que les autres, aucun profil à 0,8 mm de profondeur ne se différencie clairement des autres. Pour tous les profils, l'évolution de dureté est beaucoup plus forte côté AS que RS. Généralement, le côté RS, constitué de 2024-T3, varie de 20 HV_{0,3 kgf} tandis que le côté AS, constitué de 2198-T8, varie de 60 HV_{0,3 kgf}. Pour les températures atteintes dans la présente fenêtre de paramètres, la sensibilité à la thermique de l'alliage 2198-T8 est beaucoup plus grande que celle de l'alliage 2024-T3.

Les cartes de dureté et les macrographies des conditions D-1 (chaude) et D-4 (froide), sont comparées respectivement sur la Figure 3.17a et Figure 3.17b. On observe que la ZFD, ayant une dureté comprise entre 80 et 100 HV_{0,3 kgf}, s'étend au-delà du noyau, c'est-à-dire dans une partie de la ZATM/ZAT. Pour la condition D-1, elle s'étend tant dans la partie haute que dans la partie basse hors du noyau à environ 1 mm de la limite de noyau. Pour la condition D-4, la ZFD s'étend plutôt sur la partie haute, en l'occurrence jusqu'à +4mm, soit à 1,5 mm de la limite du noyau, d'après le profil à 0,8 mm de profondeur. Elle s'arrête à la limite du noyau dans la partie basse. L'analyse de l'influence de la ZFD sur la tenue mécanique des soudures est réalisée par la suite (Cf. section 4.3).

L'évolution de dureté au sein des soudures est la conséquence de la thermique du procédé [101], [118], [119], [123]. L'alliage 2024 étant dans l'état métallurgique T3 avant le soudage, il possède des précipités durcissant S' [25]. Pour le côté RS, la chaleur générée par le passage de l'outil dans la matière agit comme un vieillissement artificiel et a pour effet de grossir, dans et au voisinage de la zone malaxée, ces précipités S' (Cf. section 1.2.2.2.3). Dans la zone au centre du joint, les températures atteintes sont si élevées qu'elles occasionnent un fort grossissement des précipités S', menant certainement à leur coalescence pour former des précipités S ou bien menant à leur dissolution [114]–[119] : un état de sur-revenu est atteint, et par conséquent, une perte de dureté est engendrée. Dans la zone au niveau de l'épaule, les températures atteintes sont moindres et un grossissement modéré des précipités a donc lieu [114]–[118]. Cependant cette zone est plus dure que le matériau de base. Le matériau de base n'est donc pas dans un état où le pic de dureté est atteint, mais dans un état de léger sous-revenu. Le léger grossissement des précipités S', dans la zone au niveau de l'épaule, les fait passer d'une taille légèrement trop faible à une taille « optimale » : un pic de dureté est atteint.

Avant soudage, l'alliage 2198 se trouve dans l'état métallurgique T8, c'est-à-dire au pic de dureté, et possède des précipités durcissant T₁ [39] et θ' [45]. La chaleur générée lors du soudage engendre un grossissement ou une dissolution de ces précipités (Cf. section 1.2.2.2.3). A proximité et dans la zone malaxée, les précipités ont subi une température élevée et ont soit grossi de manière très importante, soit ont été dissout, ce qui occasionne une perte importante de dureté formant la ZFD [120]–[123]. Plus l'on s'éloigne du centre de la soudure, et plus les températures atteintes sont basses. Cela a pour effet de réduire progressivement la perte

de dureté jusqu'à environ +7 mm du centre de la soudure où le matériau de base, non affecté thermiquement et donc sans perte de dureté subie, est atteint [120]–[123].

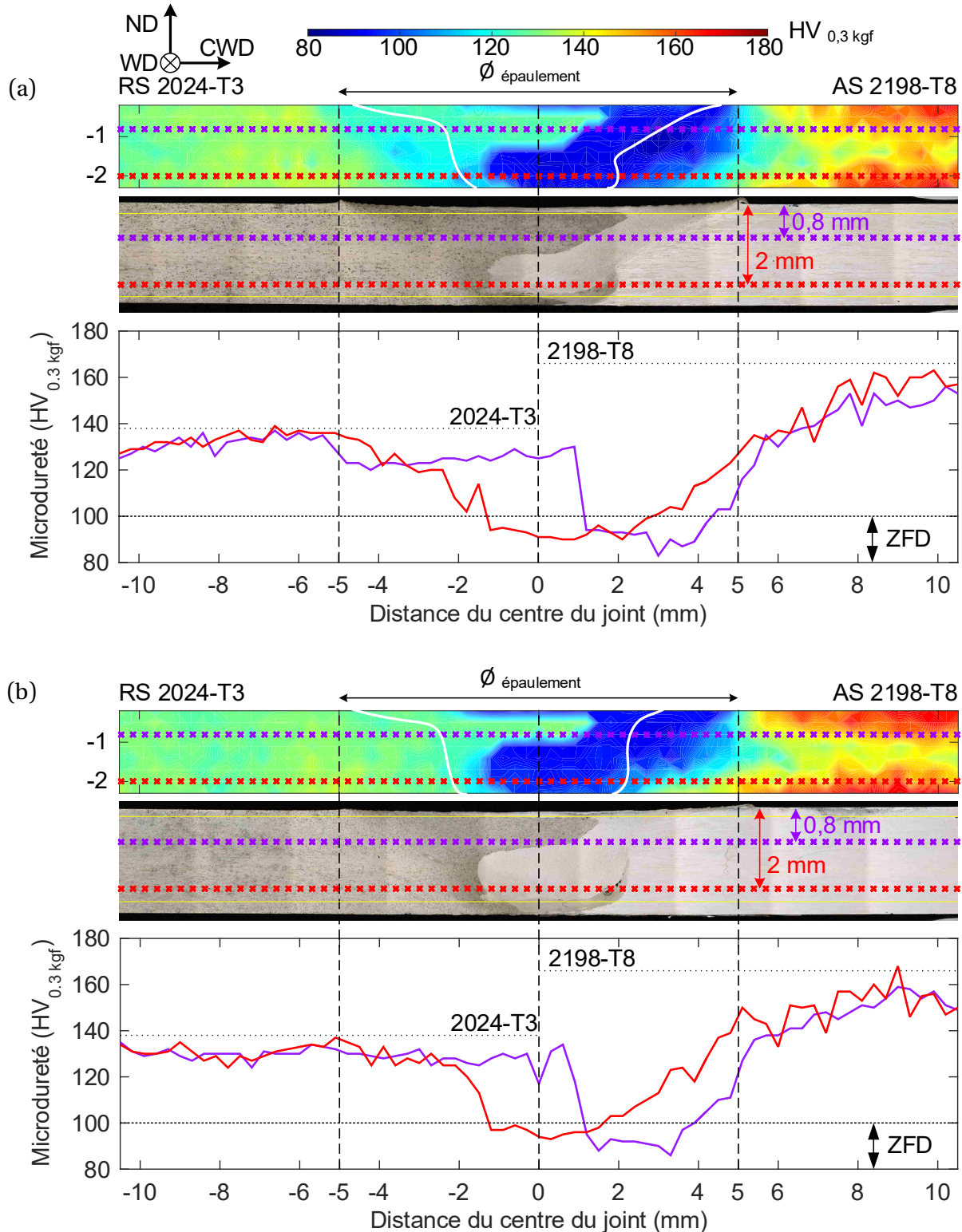


Figure 3.17 – Comparaison entre cartes de dureté et macrographies, et profil de dureté à 0,8 mm et 2 mm de profondeur (a) condition D-1 (chaude), (b) condition D-4 (froide). Les lignes blanche sur les cartes de dureté représentent les limites du noyau et les lignes jaunes horizontales sur les macrographies les limites des cartes de dureté.

Les champs de dureté sont très similaires d'une condition à une autre. L'évolution de la génération de chaleur d'une condition à une autre n'est peut-être pas suffisante pour observer un impact sur le champ de dureté. Cette stabilité rend donc le champ de dureté prévisible et est donc intéressante d'un point de vue industriel.

3.4 Résumé et conclusions du chapitre

Ce chapitre a permis d'analyser la génération de chaleur pour l'ensemble des conditions de soudage, de présenter les évolutions de microstructure et de microdureté, ainsi que d'identifier la présence de défauts au sein des joints suite au soudage.

La génération de chaleur est plus importante côté RS que côté AS. Globalement, la génération de chaleur est pilotée par la vitesse d'avance. Abaisser la vitesse d'avance permet en effet de générer plus de chaleur, car l'outil travaille plus longtemps autour d'une position donnée. Le rôle joué par la vitesse de rotation dans la génération de la chaleur ne passe qu'au second plan. Cela peut s'expliquer par la plage couverte par les vitesses d'avance qui est, proportionnellement, beaucoup plus grande que celle de la vitesse de rotation (Cf. Figure 2.8).

La macro et microstructure des soudures sont caractérisées par une interface en forme de « S » entre les deux matériaux. Des zébrures composées d'alternance de couches successives de pseudo-2024 et de pseudo-2198 sont néanmoins présentes sur une partie de l'interface pour certaines conditions de soudage ayant un haut ratio de vitesses $R=V_a/V_r$. Leur apparition est attribuée à la haute vitesse de rotation de l'outil au regard de la vitesse d'avance. Le noyau est d'autant plus étendu que le ratio de vitesses R est bas. Sur la fenêtre de paramètre considérée, le ratio R semble donc être un bon indicateur de la macrostructure des soudures.

Un LOP est formé sur une profondeur de 70 μm pour les conditions les plus froides, D-2, D-4 et D-5. Pour ces conditions, une quantité modérée de chaleur a été diffusée, et le noyau n'a donc pas pu s'étendre jusqu'à la surface inférieure des tôles. Utiliser, spécifiquement pour ces conditions, un outil avec un pion légèrement plus grand, ou permettant de générer plus de chaleur, pourrait éviter l'apparition de LOP. Au cœur du joint, les soudures comportent des défauts. Ces défauts prennent place dans la partie basse du noyau, à l'interface entre le repli (II) et le reste du noyau (I). Il est proposé que ces défauts se forment lorsque la matière du 2024 côté RS est entraînée par l'outil côté AS. L'analyse tomographique menée sur certaines conditions a révélé que les défauts sont des vides. Elle a aussi permis de constater que l'abaissement de la température générée et l'augmentation du ratio de vitesses $R=V_a/V_r$ rendaient plus difficile l'écoulement de la matière et avaient tendance à produire des défauts plus gros. Il serait pertinent de mener une analyse tomographique sur les conditions non investiguées pour peaufiner la compréhension de la génération des défauts internes. Une étude de soudures réalisées dans une fenêtre de paramètres proposant des vitesses d'avance encore plus élevées pourrait aussi se révéler utile.

L'étude des champs de microdureté permet de rendre compte de l'évolution métallurgique des joints. Au regard de l'ensemble du joint, le côté RS, composé de 2024-T3, subit peu de variation de dureté. On distingue néanmoins une zone ayant subi une perte de dureté au centre du joint dans le noyau et dans sa périphérie, suivie au niveau des épaulements d'une zone ayant subi une augmentation de dureté, elle-même suivie du matériau de base. La largeur de la zone ayant subi une perte de dureté est d'autant plus large que la génération de

chaleur est haute. Cette évolution de la microdureté est attribuée à la thermique du procédé qui a engendré la coalescence ou la disparition des précipités au niveau du noyau et un faible grossissement des précipités au niveau des épaulement, menant à un pic de dureté. Le côté AS subit quant à lui de très grandes variations de dureté propres au 2198-T8. Au centre de la soudure, une Zone de Faible Dureté (ZFD) dépasse les limites du noyau. La ZFD a peut-être été formée suite à un important grossissement ou une dissolution, sous l'effet des températures élevées, des précipités initialement présents. En s'éloignant du centre de la soudure, la dureté augmente progressivement pour finalement atteindre celle du matériau de base. Bien que chaque condition possède une forte variation de dureté, le champ de microdureté des soudures reste très similaire d'une condition à une autre. La variation de température subie d'une condition à une autre n'est pas suffisamment importante pour identifier un impact sur le champ de dureté. Le champ de dureté est donc prévisible et maîtrisable, ce qui rend en ce sens cette configuration de soudage attrayante pour une application industrielle. En effet, une faible marge d'erreur pourrait-être considéré pour dimensionner une structure incluant cette configuration de soudage.

L'effet des zébrures, des défauts et de la chute de dureté dans la ZFD sur la tenue mécanique des soudures est entre autres étudié dans le chapitre suivant.

Chapitre 4 : Comportement mécanique des soudures

Sommaire

4.1	Contraintes résiduelles en surface des soudures	118
4.2	Distorsions après soudage	119
4.3	Comportement en traction	124
4.3.1	Référence : comportement en traction des matériaux de base	124
4.3.2	Assemblages soudés	128
4.4	Résumé et conclusions du chapitre	146

4.1 Contraintes résiduelles en surface des soudures

Les mesures de contraintes résiduelles en surface pour les différentes conditions de soudage selon les directions WD et CWD sont présentées sur la Figure 4.1. L'écart type des mesures est faible dans le noyau (généralement entre 0 et 10 MPa) et élevé hors du noyau (jusqu'à 84 MPa). Il conviendra donc de garder des réserves sur les mesures hors du noyau, car elles sont peu fiables. Les contraintes résiduelles dans la direction WD et dans la direction CWD sont très différentes. Dans la direction WD, les contraintes résiduelles en surface sont de traction dans l'ensemble noyau-ZATM-ZAT. Dans le reste des tôles, les contraintes semblent de compression, mais leur écart type, très élevé, ne permet pas de l'affirmer. Dans l'ensemble noyau-ZATM-ZAT, les profils ont des formes variables, s'apparentant à des « M » pour les conditions D-1 et D-2 et légèrement bombés avec un maximum proche du centre du noyau pour les conditions D-3, D-4 et D-5. Les profils ne semblent pas être composés de l'addition des profils de chaque matériau. De plus, aucun pic plus élevé n'est observable du côté du matériau le plus résistant, le 2198-T8. Aucun ordre clair en termes d'intensité des contraintes résiduelles n'est également visible, même si la condition D-1, à basse vitesse d'avance, a les plus basses valeurs et la condition D-5, à haute vitesse d'avance, les plus hautes valeurs. Il est d'usage de comparer la contrainte résiduelle maximale atteinte avec la limite élastique du matériau de base. La contrainte résiduelle maximale est atteinte dans le noyau qui est recouvert d'une fine couche de pseudo-2198 (100 μm). Dans ces travaux, le 2198-T8 n'a été testé en traction que selon la direction RD, c'est-à-dire la direction CWD sur le joint. Ce matériau montre

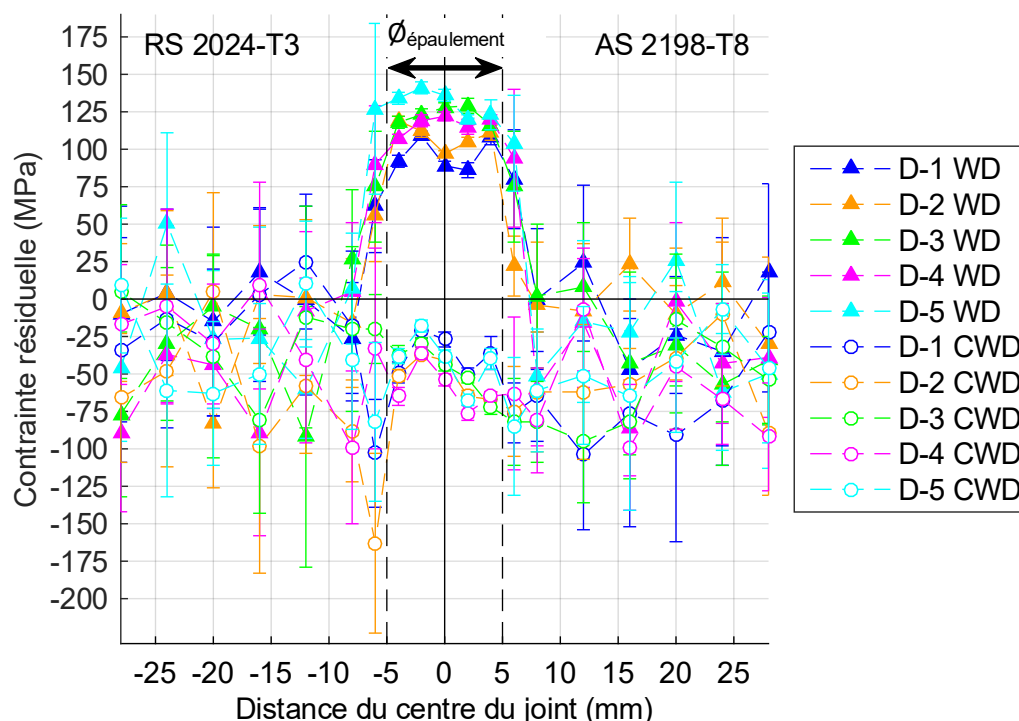


Figure 4.1 – Profils de contraintes résiduelles en surface avec écart type pour les différentes conditions selon les directions WD et CWD.

une faible anisotropie, avec des valeurs de limite d'élasticité selon la direction de laminage (RD) et selon la direction perpendiculaire au laminage dans le plan des tôles (TD) qui diffèrent de 4% [4], [34]. Il n'est donc pas incohérent de se référer à la limite d'élasticité déterminée dans la direction RD pour effectuer la comparaison avec les contraintes résiduelles maximales dans l'autre direction. La contrainte résiduelle maximale atteinte, 141 MPa pour la condition D-5, représente 31 % de la limite élastique du matériau de base le plus faible, 449 MPa pour le 2024-T3 dans la direction RD.

Dans la direction CWD, les contraintes résiduelles sont de compression ou proches de zéro sur l'ensemble de la zone mesurée et sont plus constantes que celles mesurées dans la direction WD. Au niveau du joint, les contraintes sont particulièrement proches et il est difficile de les classer.

Dans la direction WD, des contraintes résiduelles en surface de traction dans le noyau et de compression dans le reste des tôles est régulièrement identifié dans la littérature [1], [56], [58], [155], [157]–[160]. Le creux visible pour certains profils au centre du noyau, formant un « M », est peut-être dû à un écoulement plastique de traction au centre du joint [155]. Plusieurs auteurs ont déjà observé qu'une augmentation de la vitesse d'avance tend à augmenter l'intensité des contraintes résiduelles [101], [157], [167]. Cela est dû au gradient thermique plus fort [101], [168], mais aussi à la plus faible capacité des contraintes à se relaxer pour les hautes vitesses d'avance [169]–[171]. Dans la direction CWD, des contraintes résiduelles de compression ou proches de zéro ont déjà été identifiées par plusieurs auteurs [5], [155], [160]. Les écarts types très élevés hors du noyau sont dus à la présence de grains de forte taille côté AS 2198-T8 et de grains de taille moyenne côté RS 2024-T3. Il empêchent une collecte suffisante de données lors de la mesure pour qu'elle soit de bonne qualité [215].

L'influence des contraintes résiduelles sur la tenue en corrosion par immersion des soudures est analysée dans le Chapitre 5.

4.2 Distorsions après soudage

Dans le cadre de cette étude, les distorsions des tôles soudées sont analysées. La Figure 4.2 présente les distorsions engendrées dans les tôles après soudage. Pour rappel, les distorsions correspondent au champ de déplacements selon ND des tôles après soudage en prenant comme origine le centre des tôles O. Vue sur leur partie supérieure (plan (WD-CWD)), la surface des tôles est concave dans la direction WD et convexe dans la direction CWD : une forme d'anti-selle est obtenue, comme l'illustre en 3D la Figure 4.3, où les déplacements selon ND sont multipliés par 10 pour faciliter la visualisation, pour la condition D-3. Sur une anti-selle idéale, les valeurs extrêmes des déplacements sont obtenues sur les axes $\overrightarrow{WD}$ et $\overrightarrow{CWD}$. En pratique, un faible décalage existe à cause du manque de symétrie des distorsions selon ces mêmes axes.

L'amplitude A (mm) des distorsions d'une tôle soudée est déterminée pour évaluer leur intensité :

$$A = ND_{\max} - ND_{\min} \quad (4.1)$$

avec $ND_{\min}$ (mm) et $ND_{\max}$ (mm) les coordonnées respectivement du point le plus haut et le plus bas de la surface des tôles selon l'axe $\overrightarrow{ND}$. Les amplitudes A sont directement renseignée

sur la Figure 4.2. On observe peu de variation des distorsions d'une condition à une autre. L'élévation et l'abaissement des tôles sont plus importantes pour certaines conditions. L'amplitude A va de 5,6 mm pour la condition D-5 à 6,8 mm pour la condition D-3, soit une variation de seulement 18 %. Etant donné la faible variation des distorsions sur l'ensemble des conditions, l'influence des paramètres de soudage n'est pas visible.

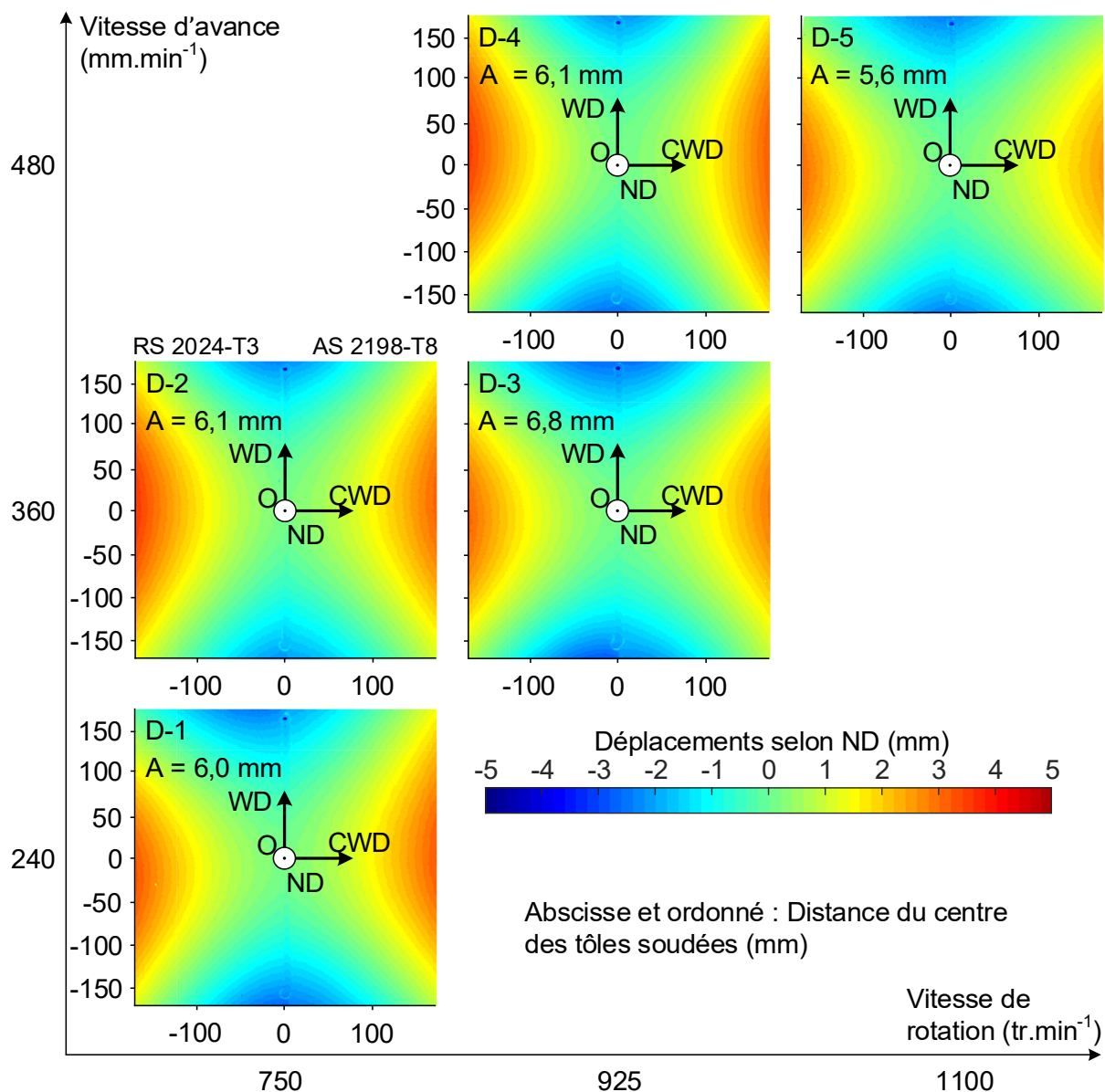


Figure 4.2 – Matrice des distorsions obtenues après soudage pour l'ensemble des conditions.

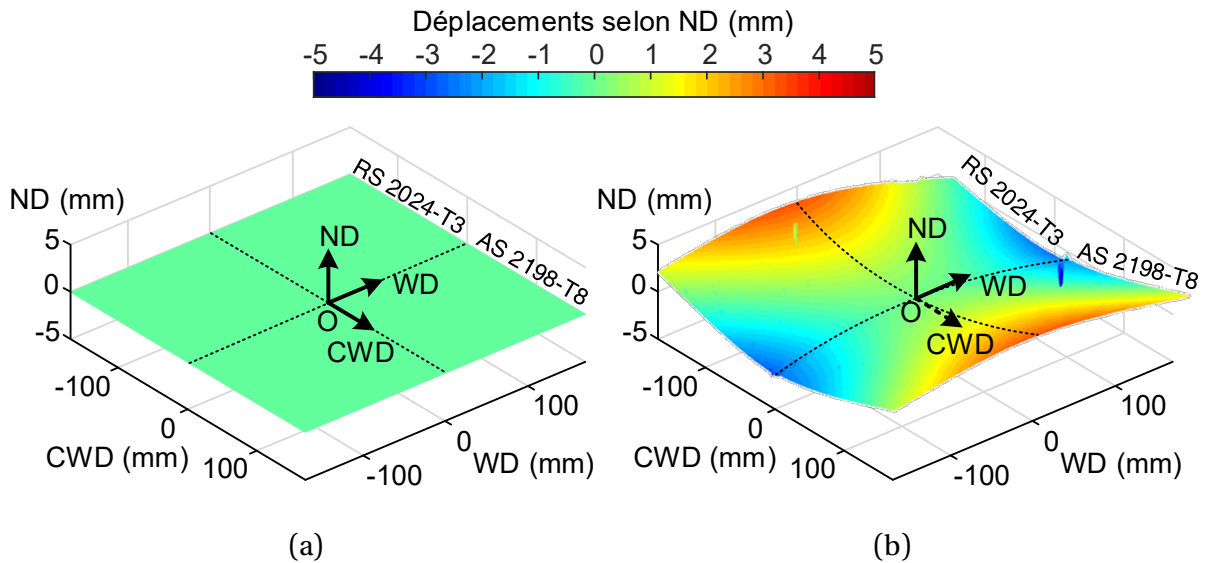


Figure 4.3 – Distorsions des tôles pour la condition D-3 (a) état initial avant soudage, (b) état après soudage (anti-selle), les déplacements selon ND multipliés par 10.

Pour comparer de manière plus rigoureuse et précise chacune des conditions, des profils de distorsion sont extraits transversalement aux soudures en milieu de cordon, c'est-à-dire dans le plan (CWD-ND) (Figure 4.4a) et le long du centre de la soudure, c'est-à-dire dans le plan (ND-WD) (Figure 4.4b). Précisons que pour pallier les difficultés à mesurer la surface et le bord des tôles et compenser les erreurs de positionnement réel des tôles, il était utile que les profils ne couvrent pas la totalité de la largeur ou de la longueur des tôles, faisant toutes deux 350 mm. Les profils dans le plan (CWD-ND) (Figure 4.4a) sont tracés sur l'intervalle $[-165; 165]$, dont les bornes sont localisées à 10 mm de la position théorique de chaque bord des tôles. Quant aux profils dans le plan (ND-WD) (Figure 4.4b), ils sont tracés sur l'intervalle $[-150; 150]$, dont les bornes sont localisées à 20 mm de la position théorique chaque bord des tôles ; tout cela afin d'éviter de faire apparaître la phase d'entrée et de sortie de l'outil. La position particulière de ces profils permet d'atteindre quasiment les points d'élévation extrêmes des surfaces tôles.

Dans le plan (CWD-ND), les profils (Figure 4.4a) ont une forme parabolique avec un minimum à zéro dû au calage du centre des tôles à cette valeur (Cf. section 2.7.2). Les paraboles ont une presque symétrie selon l'axe des ordonnées $\overrightarrow{ND}$, car elles accusent une légère inclinaison côté AS 2198-T8. En conséquence, et à distance équivalente du centre de la soudure, des valeurs légèrement plus basses sont atteintes côté AS que côté RS : à 165 mm du centre de la soudure, le côté AS est généralement 0,3 mm plus bas que le côté RS, soit une différence de 10% environ. Cette différence est faible, mais elle est présente de manière homogène pour toutes les conditions. Cela signifie que les distorsions sont légèrement plus importantes côté RS que AS. Ainsi, les distorsions sont plus fortes pour les conditions D-1, D-2 et D-4 que pour les conditions D-3 et D-5, avec des écarts atteignant 15% (Figure 4.4a).

Les profils dans le plan (ND-WD) (Figure 4.4b) ont, eux aussi, une forme parabolique mais avec un maximum à zéro au centre du cordon. On constate qu'ils ont une symétrie globale

entre le début et la fin de la soudure selon l'axe des ordonnées $\overrightarrow{ND}$ (milieu du cordon). Ils sont très similaires et se chevauchent.

On observe que les distorsions au bord des tôles sont, en valeur absolue, moins importantes dans le plan (ND-WD) (entre 1,6 mm et 2,1 mm à plus ou moins 150 mm du milieu du cordon) que pour le plan (CWD-ND), (entre 2,1 mm et 2,9 mm à plus ou moins 150 mm du centre du joint).

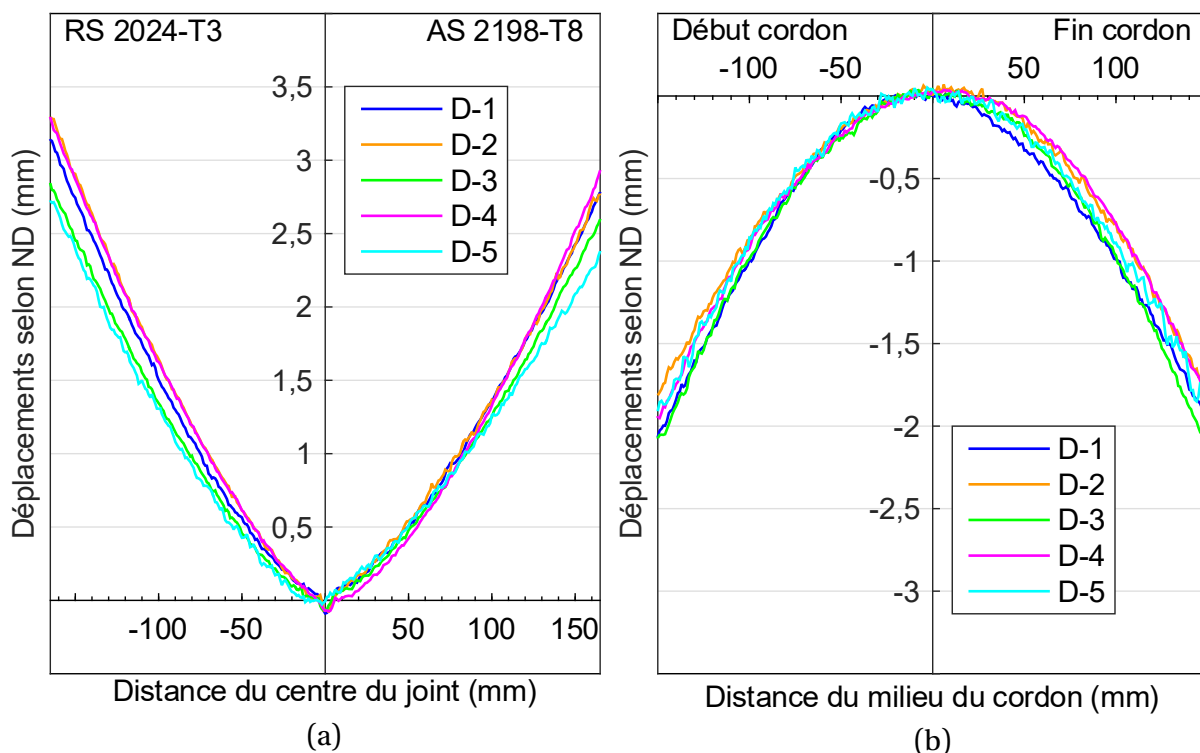


Figure 4.4 – Profils de distorsions après soudage (a) plan (CWD-ND) (b) plan (ND-WD).

Pour avoir une valeur représentative des distorsions, il est utile de mesurer l'aire sous les profils. Ceci revient à faire un calcul d'intégrales des courbes obtenues. La Figure 4.5 donne l'aire B présente entre chaque profil et l'axe des abscisses dans les plans (CWD-ND) et (ND-WD). L'aire B est calculée sur l'intervalle unique $[-125; 125]$, qu'il s'agisse de la distance du centre du joint (plan (CWD-ND)) ou du milieu du cordon (plan (ND-WD)) pour pouvoir comparer les valeurs dans chaque plan. La somme des valeurs absolues de B dans le plan (CWD-ND) et (ND-WD), B_{total} , est également donnée pour chaque condition de soudage. Le Tableau 4.1 regroupe les indicateurs de la distribution des aires B des différentes conditions.

Sur l'ensemble des conditions, la dispersion de B est faible avec un écart type relatif de 7% et 9% dans les plans (CWD-ND) et (ND-WD) respectivement. On constate que les valeurs de B sont, en valeur absolue, toujours plus faibles dans le plan (ND-WD) que dans le plan (CWD-ND). Ces observations sont en accord avec celle réalisées de manière quantitative sur les profils de distorsion. Les valeurs de B_{total} sont encore plus proches, puisqu'elles n'accusent un écart type relatif que de 5%. Une forme de compensation entre les valeurs de B dans le plan (CWD-ND) et le plan (ND-WD) est donc présente. En valeur absolue, on remarque effectivement que les conditions D-2 et D-4, qui ont les valeurs de B dans le plan (CWD-ND) les plus

hautes ont aussi, les valeurs de B dans le plan (ND-WD) les plus basses. L'observation inverse est réalisable pour les conditions D-1, D-3 et D-5.

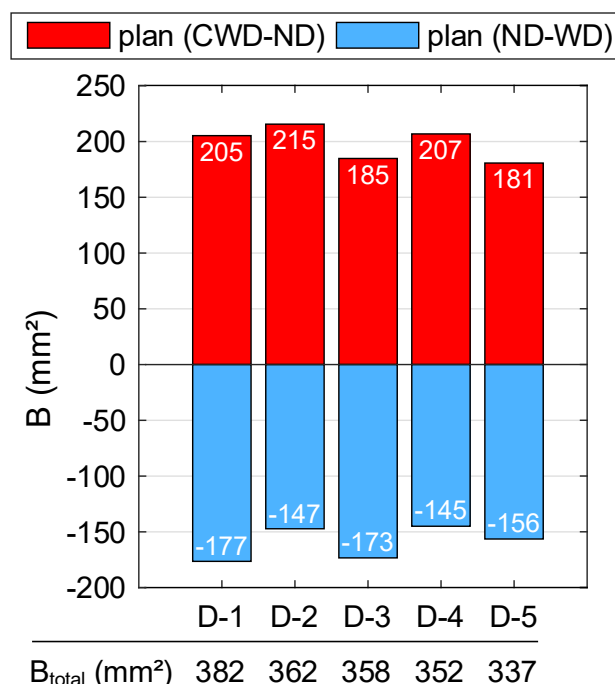


Figure 4.5 – Aire B présente sous les profils de distorsion de la Figure 4.4 sur l'intervalle $[-125 ; 125]$ pour l'ensemble des conditions.

	Aire B moyenne (mm ²)	Ecart type relatif des aires B (%)	Aire B_{total} moyenne (mm ²)	Ecart type relatif des aires B_{total} (%)
Plan (CWD-ND)	199 ±15	7	358 ±16	5
Plan (ND-WD)	-156 ±15	9		

Tableau 4.1 – Indicateurs de la distribution des aires B pour l'ensemble des conditions.

Les distorsions angulaires concaves sont dues à la forme du noyau, plus large sur sa partie supérieure qu'inférieure. La rétractation de la matière au cours du refroidissement est ainsi plus importante sur la partie supérieure que la partie inférieure de la soudure [56]. Le fléchissement longitudinal vient de l'évolution des températures atteintes le long du cordon ainsi que des distorsions angulaires [56], [153].

Il est difficile de lier les paramètres de soudage aux distorsions obtenues. La littérature permet généralement de constater que les distorsions sont d'autant plus élevées que la génération de chaleur est importante [55], [157], [179]. Mais dans le cas de cette étude, compte tenu de la faible variation de distorsions d'une condition à une autre dans le plan (CWD-ND) et le plan (ND-WD), ce lien ne peut être établi. D'autant qu'un phénomène de compensation est présent entre les valeurs de B dans le plan (CWD-ND) et le plan (ND-WD), et amenant B_{total} à une valeur quasiment constante pour l'ensemble des conditions. Les distorsions globales des différentes conditions sont donc encore plus proches que les distorsions dans le plan (CWD-ND) et le plan (ND-WD). Il est simplement possible de constater que la condition D-1,

atteignant les plus hautes températures, a également la plus grande valeur totale de distorsions, comme le montre sa valeur de B_{total} . Peut-être que la variation des générations de chaleur d'une condition à une autre (Cf. section 3.2) est trop faible pour observer une répercussion sur les distorsions.

Pour l'ensemble des conditions, la dissymétrie des distorsions entre le côté AS et RS (Figure 4.4a) peut-être due à la répartition de la génération de chaleur qui est plus importante côté RS que AS (Cf. section 3.2). Elle pourrait également s'expliquer par les coefficients d'expansion thermiques inégaux du 2198 et du 2024, qui sont respectivement de $3,5 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ et $3,3 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ à 500 °C, une température habituellement observée dans le noyau pour le FSW des alliages d'aluminium. Cette valeur 5,6 % plus élevée pour le 2198 pourrait engendrer une rétraction différente de chaque côté de la soudure lors du refroidissement, et donc un champ de distorsions différent. On garde à l'esprit que cette dissymétrie est faible et peut aussi provenir d'une légère instabilité du procédé.

Dans la fenêtre opératoire choisie, la configuration de soudage 2024-T3/2198-T8 est intéressante d'un point de vue industriel. En générant des champs de distorsions généralement constants pour toutes les conditions de soudage, elle donne à l'industriel la possibilité de maîtriser son procédé.

4.3 Comportement en traction

4.3.1 Référence : comportement en traction des matériaux de base

4.3.1.1 Rhéologie

Des essais de traction sont menés sur les matériaux de base pour obtenir une référence et évaluer l'efficacité des soudures en traction dans la direction transversale. La Figure 4.6 présente les courbes de traction dans la direction RD (direction de laminage) obtenues pour les quatre essais conduits sur chaque matériau de base. Pour les essais réalisés sur les soudures (selon la direction CWD), les deux tôles assemblées sont également sollicitées selon la direction RD. Il convient de noter que seules les éprouvettes des essais 2024-T3 RD 4, 2198-T8 RD 1 et 2198-T8 RD 3 ont cassé dans la zone couverte par l'extensomètre. Par conséquent, seuls les essais correspondant à ces éprouvettes peuvent être pris en compte pour la détermination de l'allongement A%. Les autres essais sont en revanche utilisés pour obtenir les valeurs du module de Young E, de la limite d'élasticité à 0,2 % de déformation $R_{p0,2}$ et de la résistance mécanique R_m . Pour chaque matériau de base, les courbes sont très répétables jusqu'à la striction. Elles sont différentes après la striction car la zone de rupture n'était pas toujours comprise dans la zone couverte totalement par l'extensomètre. Le Tableau 4.2 donne les valeurs caractéristiques moyennes pour chaque matériau de base tandis que la Figure 4.11 permet de directement comparer leurs courbes de traction (des essais 2024-T3 RD 4 et 2198-T8 RD 1). Les deux alliages sont de même rigidité comme en témoigne leurs modules de Young considérés comme identiques au vu des écarts-type. En revanche, le $R_{p0,2}$ du 2198-T8 est 27 % supérieur à celui du 2024-T3 et son R_m est légèrement plus élevé. Le 2024-T3 a un allongement

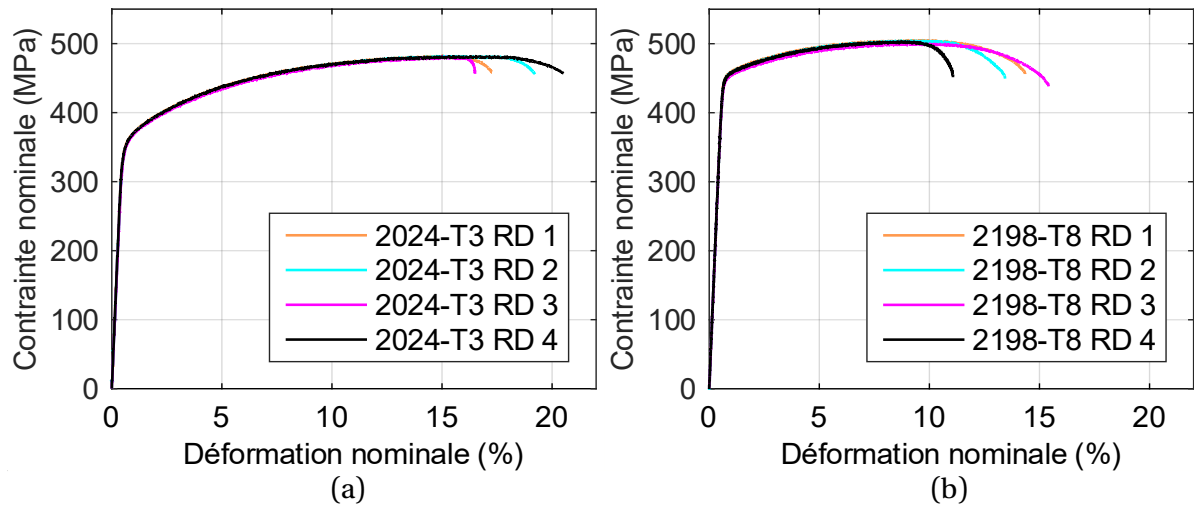


Figure 4.6 – Courbes de traction sur macro-éprouvettes selon la direction RD pour les matériaux de base (a) 2024-T3, (b) 2198-T8.

	E (GPa)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	Ag% (%)	A% (%)
2024-T3	72 ±1,4	354 ±2,5	481 ±0,6	15,7	20
2198-T8	73,6 ±0,7	449 ±2,5	503 ±2,1	8,7±0,4	14,3 ±0,8

Tableau 4.2 – Propriétés mécaniques (et écarts types) moyennes en traction des macro-éprouvettes de matériaux de base.

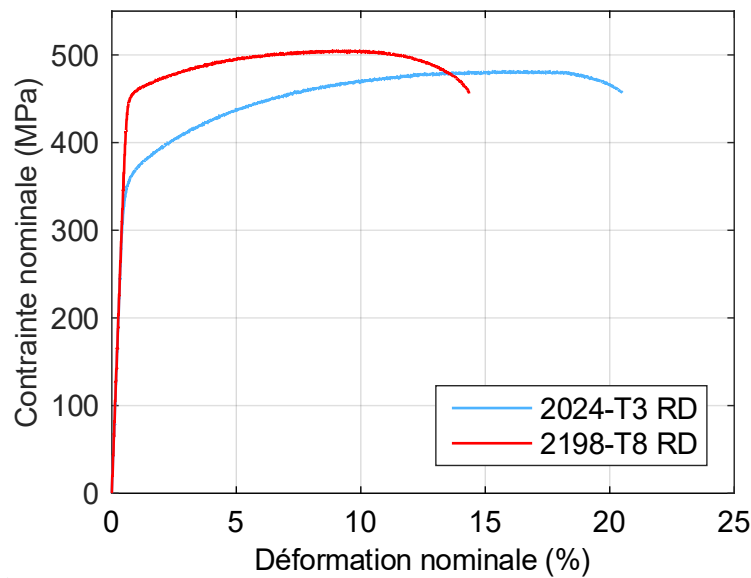


Figure 4.7 – Comparaison des courbes de traction sur macro-éprouvettes selon la direction RD pour les matériaux de base.

sous charge maximale (Ag%) et un allongement (A%) respectivement 45% et 29 % plus élevé que celui du 2198-T8. Toutes les valeurs caractéristiques déterminées pour les alliages

2024-T3 et 2198-T8 sont proches ou identiques à celles observées dans la littérature (Cf. section 1.2.3.1).

4.3.1.2 Fractographie

La fractographie typique des macro-éprouvettes de 2024-T3 est présentée sur la Figure 4.8. La rupture se produit en biseau selon un angle de 45° par rapport à la direction de traction. Une légère striction est observable autour de la zone de rupture (Figure 4.8a). Ces caractéristiques sont typiques d'une rupture ductile en condition de déformation plane [7]. Si à l'échelle globale la surface de rupture ne présente pas clairement de caractère ductile, un fort grossissement permet de faire apparaître des cupules de faible taille propres à l'amorçage d'une rupture ductile (Figure 4.8e) [7].

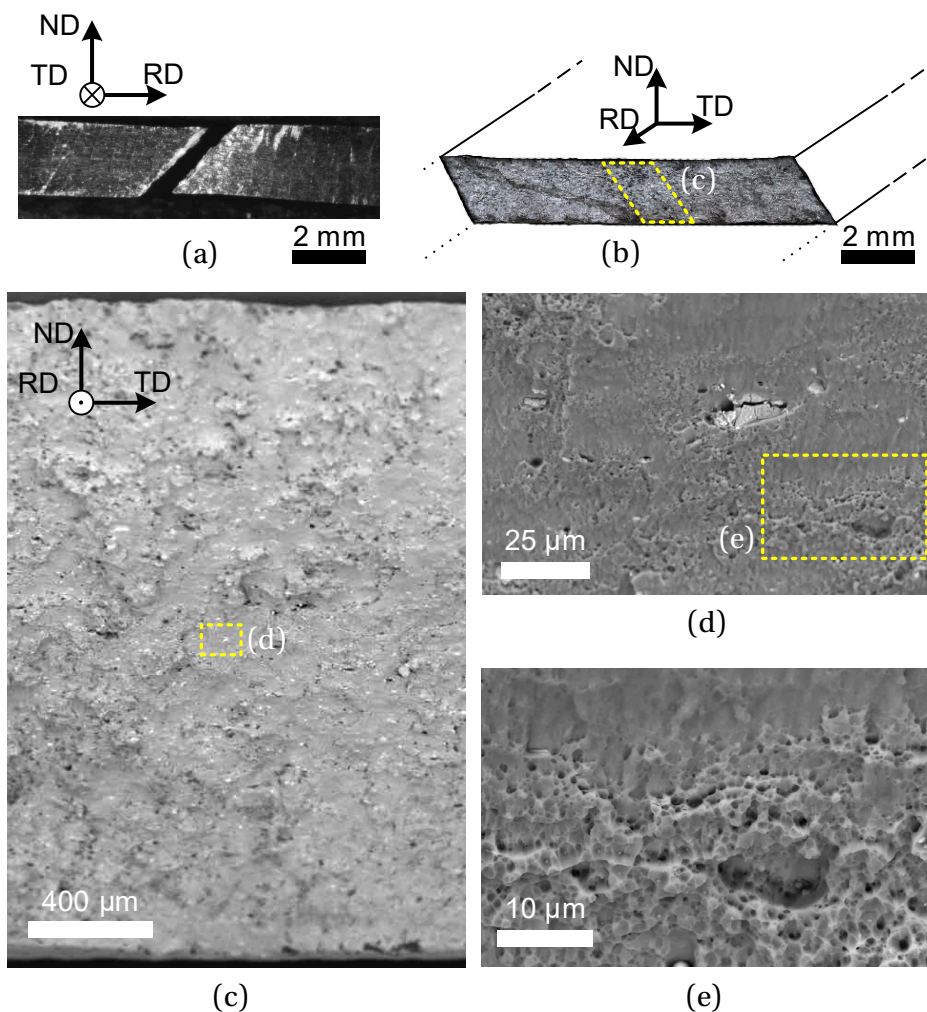


Figure 4.8 – Fractographie de l'alliage 2024-T3 sur macro-éprouvettes (a) chemin de rupture, (b) image globale de la surface de rupture (optique), (c, d et e) surface de rupture à différents grossissements (MEB).

La fractographie typique des macro-éprouvettes de 2198-T8 est montrée sur la Figure 4.9. Là encore, un biseau selon un angle de 45° par rapport à la direction de traction et de la

striction aux abords de la zone de rupture, caractéristiques d'une rupture ductile, sont identifiables (Figure 4.9a). A faible grossissement, des signes de ductilité comme d'importantes crevasses sont visibles sur la surface de rupture, mais une structure composée de lamelles allant jusqu'à 100 μm d'épaisseur selon ND et allongée selon la direction TD est également présente (Figure 4.9c). Cette structure lamellaire a déjà été identifiée par plusieurs auteurs pour cet alliage [4], [130], [225]. Elle rappelle, par sa taille et sa forme, les grains dans le plan (TD-ND) allongés selon la direction TD (Figure 3.2) et serait signe d'une rupture fragile intergranulaire, également appelée rupture par décohesion, pour certaines régions [4], [130]. A fort grossissement, une structure lamellaire beaucoup plus fine (quelques microns d'épaisseur selon ND) et typique d'une rupture ductile est visible sur la Figure 4.8d et e. Les lamelles ont une échelle plus basse que celle des grains (Figure 3.2). La rupture du 2198-T8 semble donc être un mixte entre ductile et fragile intergranulaire.

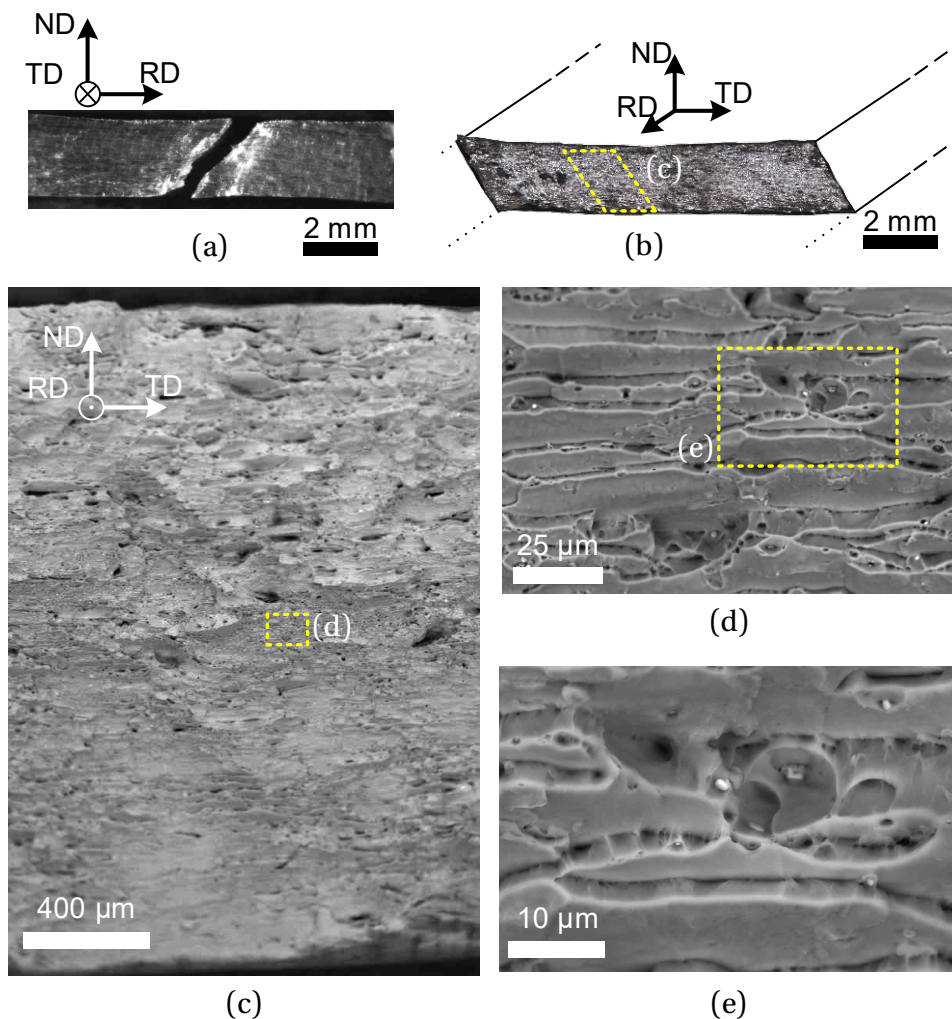


Figure 4.9 – Fractographie de l'alliage 2198-T8 sur macro-éprouvettes (a) chemin de rupture, (b) image globale de la surface de rupture (optique), (c, d et e) surface de rupture à différents grossissements (MEB).

4.3.2 Assemblages soudés

4.3.2.1 Rhéologie des assemblages

L'ensemble des courbes de traction obtenues suite aux essais macro pour les tôles soudées sont présentées sur la Figure 4.10. Le Tableau 4.3 consigne quant à lui les valeurs caractéristiques moyennes pour chaque condition. Pour chacune des conditions D-1, D-2, D-3 et D-4, les courbes sont très répétables, comme en témoigne les écarts type des valeurs de $R_{p0,2}$, R_m et $A\%$ présents dans le Tableau 4.3. En revanche, pour la condition D-5, les courbes sont significativement différentes les unes des autres. Elles sont similaires jusqu'à une étape avancée de la partie plastique, puis elles s'interrompent à des niveaux de déformations variables. En conséquence, le $R_{p0,2}$ reste relativement peu dispersé, mais le R_m ainsi que l' $A\%$ le sont beaucoup plus (Cf. Tableau 4.3).

Les courbes des conditions D-1 et D-3 reflètent clairement un comportement ductile avec les plus hautes valeurs d' $A\%$, d'environ 7 %, et de R_m , de 400 MPa et plus. Les éprouvettes des conditions D-1 et D-3 cassent systématiquement dans la ZAT côté AS 2198-T8 et subissent de la striction. Par ailleurs, l'éprouvette D-5 2 illustre aussi un comportement ductile alors que les autres éprouvettes de la condition D-5 cassent avant d'avoir atteint la striction. Tout comme celles des conditions D-1 et D-3, l'éprouvette correspondant à la courbe D-5 2 a cassé dans ZAT côté AS 2198-T8 ; en revanche, toutes les autres éprouvettes de la D-5 cassent dans le noyau. Les courbes des conditions D-2 et D-4 documentent une faible ductilité avec des valeurs d' $A\%$ de 3,1 et 4,0 %, soit environ deux fois plus basses que celles des conditions D-1 et D-3. Les valeurs de R_m pour ces deux conditions sont environ 10 à 20 MPa plus basses que pour les conditions D-1 et D-3. La rupture des éprouvettes des conditions D-2 et D-4 se produisent également dans le noyau. On observe donc une corrélation entre le type de comportement, plus ou moins ductile, et la position de rupture, dans la ZAT côté AS ou dans le noyau. En somme, il est possible de classer les conditions de soudage selon différents cas de rupture :

- Cas de rupture dans la ZAT côté AS pour les conditions D-1 et D-3.
- Cas de rupture dans le noyau pour les conditions D-2 et D-4 et majoritairement pour la condition D-5.

On remarque que la présence de défauts dans le noyau ne signifie pas forcément une rupture dans le noyau. En effet, la condition D-3 possède des défauts significatifs à l'interface I/II (reste du noyau (I)/repli (II)) (Cf. section 3.3.2) mais rompt systématiquement dans la ZAT côté AS 2198-T8.

	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	$A\%$ (%)	$Ag\%$ (%)	$f_e R_{p0,2}$ (%)	$f_e R_m$ (%)	$f_e A\%$ (%)	Zone de rupture
D-1	288 ±2	399 ±2	7,4 ±0,2	6,2 ±0,2	81 ±0	83 ±0	50 ±1	ZAT côté AS
D-2	297 ±2	390 ±4	4,0 ±0,5	4 ±0,3	84 ±1	81 ±1	28 ±3	Noyau
D-3	302 ±1	406 ±1	7,0 ±0,3	6 ±0,3	85 ±0	84 ±0	44 ±2	ZAT côté AS
D-4	296 ±3	381 ±6	3,1 ±0,3	3 ±0,3	83 ±1	79 ±1	21 ±2	Noyau
D-5	299 ±1	396 ±9	5,3 ±1,2	4,5 ±1	84 ±2	83 ±2	38 ±8	Noyau/ZAT côté AS

Tableau 4.3 – Valeurs caractéristiques moyennes (et écarts types) et zone de rupture en traction des macro-éprouvettes des soudures.

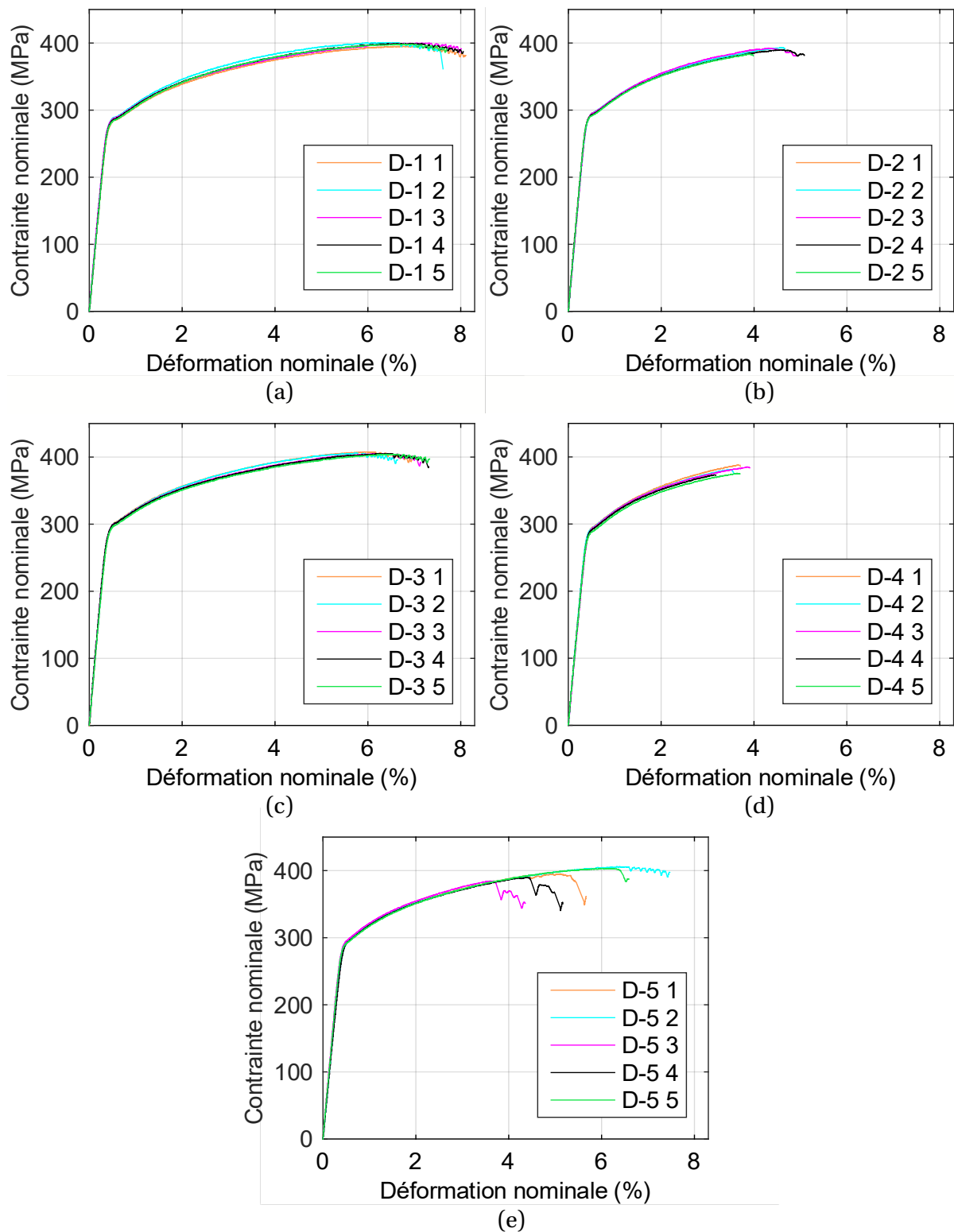


Figure 4.10 – Courbes de traction obtenues sur les essais macro pour les soudures (a) D-1, (b) D-2, (c) D-3, (d) D-4, (e) D-5.

Les courbes de traction macro obtenues pour chaque condition sont comparées aux matériaux de base sur la Figure 4.11. Comme les essais sont répétables pour les conditions D-1 à D-4, et par souci de clarté, une seule courbe par condition est représentée. La condition D-5 n'étant pas répétable, c'est l'éprouvette la plus faible qui a été sélectionnée. Les limites élastiques des tôles soudées sont moindres que celles des matériaux de base. A l'exception de la condition D-1 qui se trouve 10 MPa en dessous des autres courbes, la partie plastique des courbes correspondant aux tôles soudées se chevauchent (Figure 4.11b). Cet écart de 10 MPa, reste assez significatif au vu des écarts types déterminés dans le Tableau 4.2. D'une condition à une autre, les importantes variations en termes d'A%, et dans une moindre mesure de R_m , sont particulièrement visible sur la Figure 4.11b. En l'occurrence, les conditions D-1 et D-3 apparaissent comme significativement plus ductiles que les autres conditions.

Afin d'évaluer l'efficacité des joints soudés face à leurs matériaux de base, la norme ISO 25239-4 [226] prévoit de déterminer leur coefficient de joint $f_{e R_m}$:

$$f_{e R_m} = \frac{R_{m \text{ joint}}}{R_{m \text{ mat. base}}} \quad (4.2)$$

avec $R_{m \text{ joint}}$ la résistance mécanique du joint et $R_{m \text{ mat. base}}$ la résistance mécanique du matériau de base ayant la plus faible résistance mécanique, ici le 2024-T3. Pour être conformes aux exigences de la norme, les joints soudés dans ces travaux doivent montrer un $f_{e R_m}$ supérieur ou égal à 70 %. Cette valeur minimale est atteinte avec succès pour l'ensemble des conditions de soudage, qui parviennent à des $f_{e R_m}$ proches ou supérieurs à 80 % (Cf. Tableau 4.3). A la manière du $f_{e R_m}$ calculé sur la base des valeurs R_m des joints et du 2024-T3, des coefficients de joints peuvent être calculés sur la base du $R_{p0,2}$, en prenant à nouveau la valeur du $R_{p0,2}$ du 2024-T3, et du A%, en prenant cette fois la valeur d'A% du 2198-T8. Les valeurs du $f_{e R_{p0,2}}$ sont satisfaisantes car elles atteignent, à l'instar du $f_{e R_m}$, des valeurs supérieures à 80 %. En revanche, les valeurs de $f_{e A\%}$ sont faibles et varient entre 21 et 49 %. En particulier, les conditions D-2 et D-4, dont les éprouvettes rompent dans le noyau, possèdent les valeurs les plus basses, c'est-à-dire avoisinant les 25 %. Ce comportement, trop fragile par rapport aux matériaux de base, pourrait éliminer la possibilité de les mettre en production. Les conditions D-1 et D-3 montrent en revanche des $f_{e A\%}$ proches de 50 %, ce qui reste a priori acceptable d'un point de vue industriel.

Il est important de garder à l'esprit que tous ces résultats ne donnent qu'une vision partielle du comportement des joints à la traction. En effet, contrairement aux matériaux de base, les joints soudés se déforment généralement de manière hétérogène et des localisations de déformation peuvent apparaître dans certaines zones. Les mécanismes de rupture mis en jeu pour chaque condition de soudage ne peuvent donc pas être déterminés uniquement à l'aide de ces essais. En particulier, le comportement peu ductile des éprouvettes des conditions D-2, D-4 et de la majorité de celles de la condition D-5, cassant dans le noyau, n'est pas explicable en l'état. Pour identifier les déformations locales au sein des joints dans la section transversale (CWD-ND), des essais de traction instrumentés d'un dispositif de corrélation d'image numérique (Digital Image Correlation - DIC), sont conduits sur des micro-éprouvettes. Des essais de traction micro sans DIC sont d'abord menés sur micro-éprouvettes.

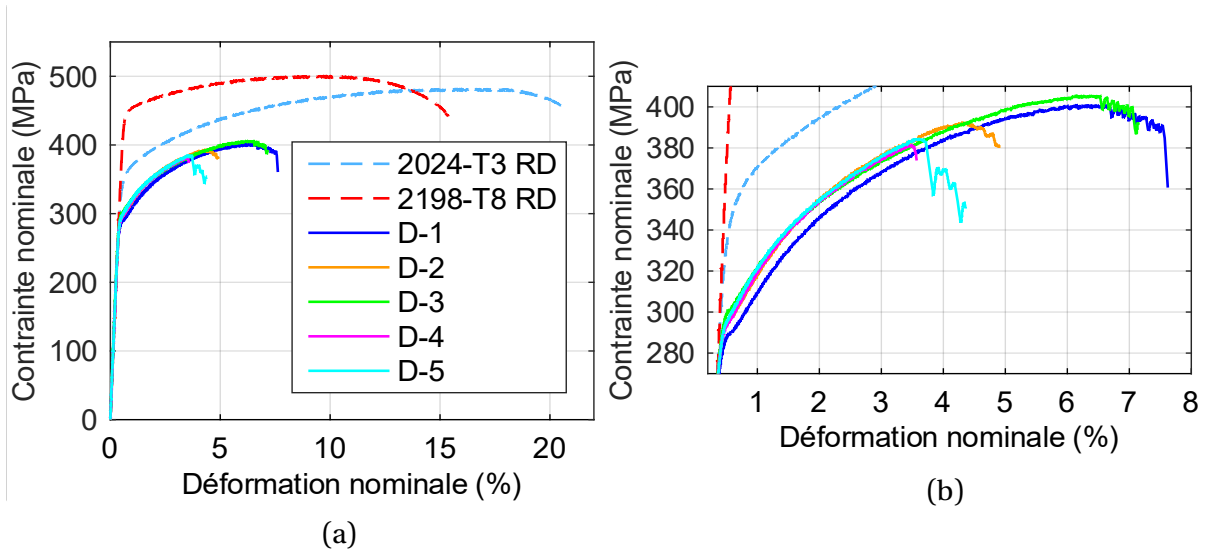


Figure 4.11 – Comparaison des courbes de traction obtenues sur les essais macro pour les conditions (a) vue globale, (b) détail de la partie plastique.

La Figure 4.12 montre les courbes obtenues suite aux essais de traction sur micro-éprouvettes et le Tableau 4.4 en synthétise les valeurs caractéristiques pour chaque condition. Pour l'ensemble des conditions, la partie élastique des micro-éprouvettes se chevauche avec celle des macro-éprouvettes. Pour une déformation donnée, la valeur de contrainte pour la partie plastique est 2 à 6% plus faible que celle des macro-éprouvettes. Ce phénomène peut être dû au changement de tôle soudée pour le prélèvement des éprouvettes. Mais, étant donné qu'il est constant pour toutes les conditions, un effet du changement de géométrie des éprouvettes, du type d'extensomètre ou de la machine de traction est plus probable. On rappellera que le but de la DIC est de mesurer les hétérogénéités de déformation dans les joints, et cet écart n'est pas bloquant pour réaliser l'expérience. De plus, la zone de rupture des micro-éprouvettes pour chaque condition de soudage est la même que celle obtenue sur les macro-éprouvettes, alors qu'elles ont été prélevées sur des tôles soudées différentes. Cela révèle la bonne robustesse du procédé de soudage. De la même manière, bien que cela ne soit pas détaillé dans ce manuscrit, les chemins des ruptures des micro-éprouvettes sont identiques ou très proches de ceux des macro-éprouvettes, présentés dans les sections 4.3.2.2 et 4.3.2.3. De manière générale, le comportement des micro-éprouvettes est similaire à celui des macro-éprouvettes.

Une influence des paramètres de soudage sur le comportement en traction, en l'occurrence le lieu de rupture et par conséquent la résistance maximale du joint, est clairement visible. Autant pour les essais de traction macro que micro, deux zones de rupture ont été identifiées : la ZAT côté AS pour les conditions D-1 et D-3 et le noyau pour les conditions D-2 et D-4 et la majorité des éprouvettes de la condition D-5. Les deux cas de rupture sont à présent analysés de manière détaillée par le biais de DIC et de fractographies pour en définir les causes qui leur sont propres.

	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A% (%)	Zone de rupture
D-1	287 $\pm$ 1	386 $\pm$ 8	7,5 $\pm$ 0,2	ZAT côté AS
D-2	280 $\pm$ 4	363 $\pm$ 12	3,3 $\pm$ 0,9	Noyau
D-3	289 $\pm$ 2	388 $\pm$ 5	7,5 $\pm$ 0,8	ZAT côté AS
D-4	291 $\pm$ 12	365 $\pm$ 18	2,8 $\pm$ 0,4	Noyau
D-5	288 $\pm$ 1	388 $\pm$ 1	6,8 $\pm$ 2,4	Noyau/ZAT côté AS

Tableau 4.4 – Valeurs caractéristiques moyennes (et écarts types) et zone de rupture en traction des micro-éprouvettes des soudures.

4.3.2.2 Rupture dans la ZAT côté AS : conditions D-1 et D-3

Pour l'ensemble des éprouvettes des conditions D-1 et D-3, la rupture intervient dans la ZAT côté AS 2198-T8. La Figure 4.13a et b présente les chemins de rupture au milieu de l'éprouvette et la position de la striction maximale en traction macro sur des représentations schématisques des joints soudés dans le plan (CWD-ND), respectivement pour les conditions D-1 et D-3. Les représentations des joints soudés ont pour but de reproduire approximativement les joints et leurs zones caractéristiques (noyau, interface entre les deux matériaux, interface I/II) tels que déformés au moment de la rupture. Pour chaque condition, il s'agit d'images basées sur celles obtenues lors de l'analyse microstructurale (Cf. Figure 3.5) et dont les proportions ont été changées pour être concordantes à celles obtenues au moment de la rupture. Elles ont donc été allongées selon CWD et rétractées selon ND. Dans ce type de représentation, on considère donc que la déformation est homogène sur l'ensemble du joint. Les résultats des essais instrumentés de DIC montreront que cela n'est pas le cas. Néanmoins, ces représentations restent un moyen intéressant pour effectuer un premier comparatif des chemins de rupture de l'ensemble des éprouvettes d'une même condition. On notera que les zébrures formant la partie supérieure de l'interface entre les deux matériaux pour la condition D-3 (Cf. Figure 3.5) sont également schématisées. Le Tableau 4.5 consigne la position des strictions maximales (A) et des ruptures à mi-profondeur (B) par rapport à l'épaule côté AS. L'écart ($C = A - B$) entre la position de la striction maximale (A) et la rupture à mi-profondeur (B) est également donné. Cette valeur peut être positive ou négative.

Les chemins de rupture de l'ensemble des éprouvettes D-1 et D-3 sont très similaires voire identiques. Ils consistent en un biseau à 45° par rapport à la direction de sollicitation débutant juste après l'épaule côté AS en haut des tôles pour finir à environ 1,6 mm (après déformation) de l'épaule côté AS en bas des tôles. A mi-profondeur, la rupture a lieu à environ 0,5 mm de l'épaule côté AS pour les deux conditions avec un faible écart type ($\pm 0,1$ mm) dans les deux cas, ce qui confirme que les chemins de rupture sont très proches. La striction maximale des éprouvettes est quant à elle localisée à environ 1,4 mm de l'épaule côté AS, également avec de faibles écarts types ($\pm 0,2$ pour D-1 et $\pm 0,1$ pour D-3). Cela occasionne un écart d'environ +0,8 mm entre la striction maximale et la rupture à mi-profondeur. On remarque de plus que les zébrures formant l'interface entre les deux matériaux dans la partie supérieure du noyau pour la condition D-3 (Cf. section 3.3.2) ne jouent aucun rôle lors de la rupture. Les images de l'ensemble des macro-éprouvettes de traction après rupture des conditions D-1 et D-3 sont respectivement présentées dans l'Annexe I.1 et l'Annexe I.3.

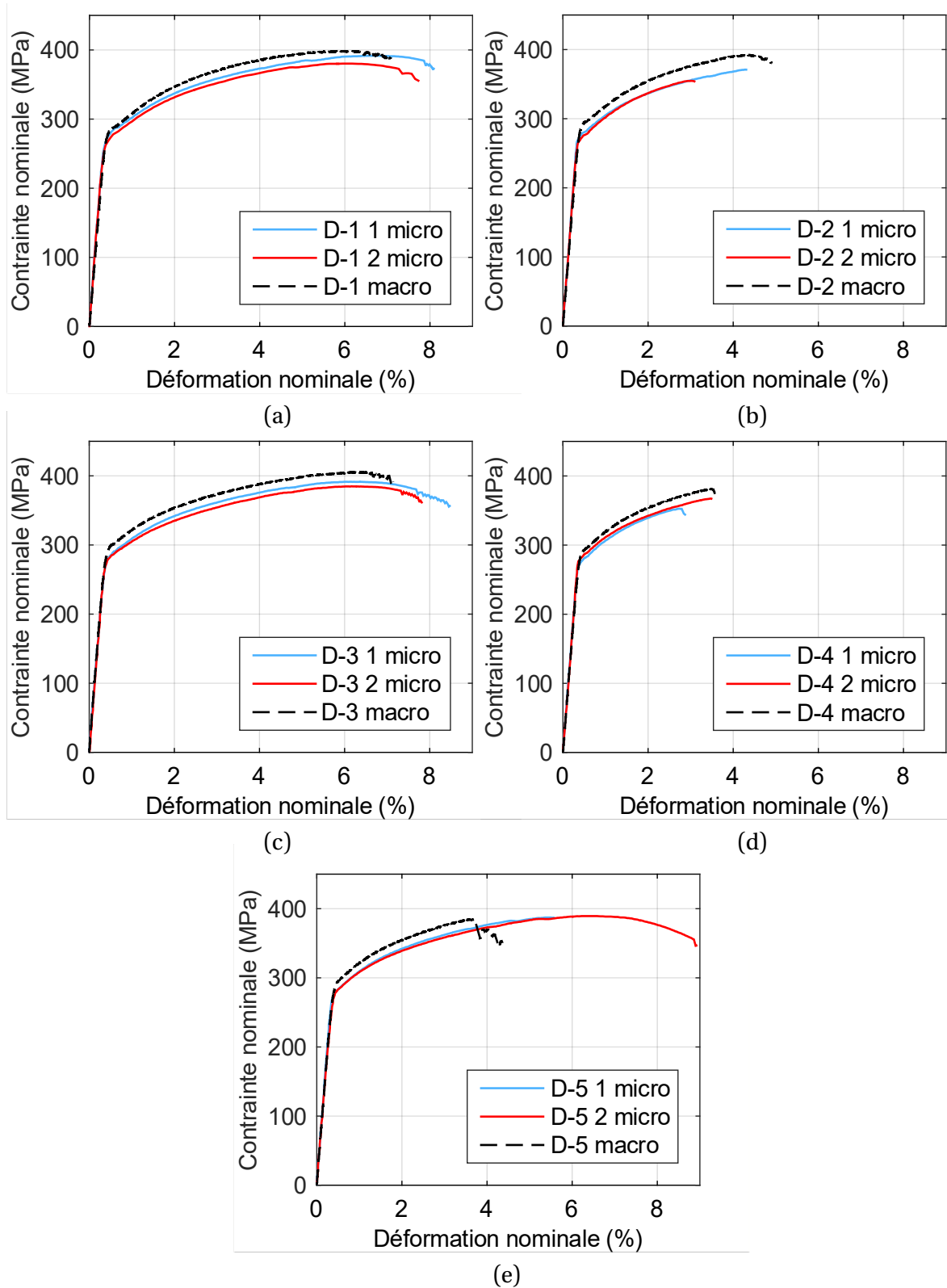


Figure 4.12 - Courbes de traction obtenues sur les essais micro pour les soudures (a) D-1 (b) D-2 (c) D-3 (d) D-4 (e) D-5.

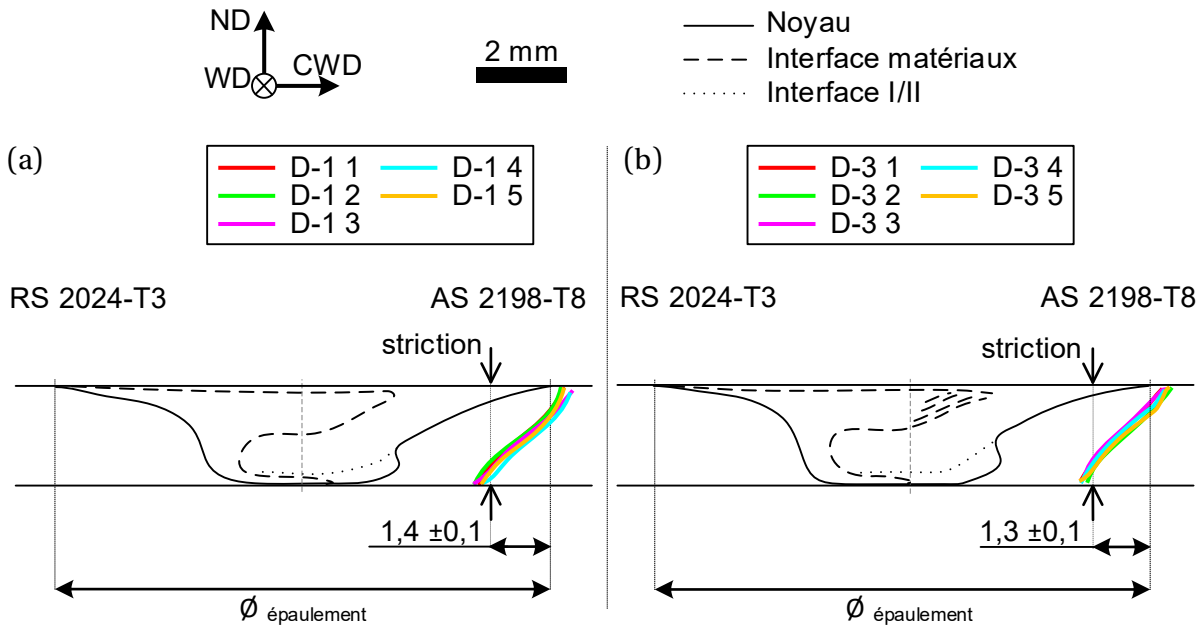


Figure 4.13 – Chemins de rupture au milieu des éprouvettes et position moyenne de la striction maximale sur représentation des joints illustrant le comportement typique des éprouvettes cassant dans la ZAT (a) condition D-1, (b) condition D-3.

L'évolution des déformations locales, au début de la plasticité globale des échantillons (jusqu'à 300 MPa), qui sont obtenues par DIC au cours d'un essai de traction micro, dans et autour de la zone de rupture pour la condition D-1, est présentée sur la Figure 4.14. Les champs de déformation ε_{xx} , selon l'axe de sollicitation, sont présentés pour certaines contraintes nominales σ_{xx} sur la Figure 4.14a. On remarque qu'une zone (appelée ici « zone de forte déformation »), correspondant globalement à la ZFD (Zone de Faible Dureté entre 80 et 100 HV_{0,3 kgf}), subit la majorité de la déformation. A $\sigma_{xx} = 259$ MPa, l'éprouvette commence d'abord à se déformer au niveau de la partie haute de la ZFD, puis, elle se déforme progressivement sur toute l'épaisseur. A partir de $\sigma_{xx} = 287$ MPa, on observe que les déformations sont, par rapport à la zone de forte déformation dans son ensemble, légèrement plus élevées au cœur de la ZFD et au niveau de l'extrémité du repli (zone 2). Jusqu'à 296 MPa, aucune localisation particulière de la déformation n'est à déplorer dans la zone de striction (zone 1).

La Figure 4.14a met également en évidence que la striction maximale se développe au niveau de la zone de la ZFD où la dureté est la plus faible, environ 80 HV_{0,3 kgf} (zone 1). Elle montre aussi que le chemin de rupture des éprouvettes en traction (ligne rouge) suit la limite côté AS de la ZFD.

Pour rendre compte de la déformation subie dans la ZFD, la Figure 4.14b compare jusqu'à $\sigma_{xx} = 296$ MPa l'évolution de la déformation locale des zones 1 (zone striction), 2 (repli) et 3 (reste du noyau). Jusqu'à environ $\sigma_{xx} = 240$ MPa, la déformation locale des trois zones est linéaire et donc élastique. Elle évolue de manière identique pour les trois zones et atteint 0,35 %. Après $\sigma_{xx} = 240$ MPa, la déformation locale des zones 1 et 2 augmente brusquement pour atteindre, à $\sigma_{xx} = 296$ MPa, une valeur de 1,2 % et 1,9 % respectivement : une plastification de la ZFD a lieu. La déformation subie dans la zone 1 et la zone 2 est alors respectivement

environ 3 et 4,5 fois supérieure à celle atteinte dans la zone 3, qui a continué à subir une déformation linéaire et donc élastique.

La surface de rupture obtenue typiquement pour les éprouvettes de la condition D-1 est présentée à travers divers grossissements sur la Figure 4.15. Malgré la chute de dureté dans la ZAT côté AS 2198-T8, la surface de rupture est similaire à celle du matériau de base 2198-T8 (Cf. Figure 4.9). On y retrouve notamment la structure composée de lamelles allant jusqu'à 100 μm d'épaisseur selon ND et allongée selon la direction WD (Figure 4.15b), équivalente à la direction TD du matériau de base, rappelant la forme des grains. Ceci indique à nouveau une rupture partiellement fragile intergranulaire. On retrouve également des lamelles de plus faible taille dans certaines zones (Figure 4.15c et d) pouvant correspondre aux contours non linéaires de certains grains ou à des zones où les grains sont anormalement petits. A fort grossissement (Figure 4.15d), il est aussi possible d'identifier des signes de ductilité tels que des cupules de faible taille. La surface de rupture pour la condition D-3 n'est pas étudiée à fort grossissement car elle est très similaire à celle de condition D-1 (Cf. Annexe I.6).

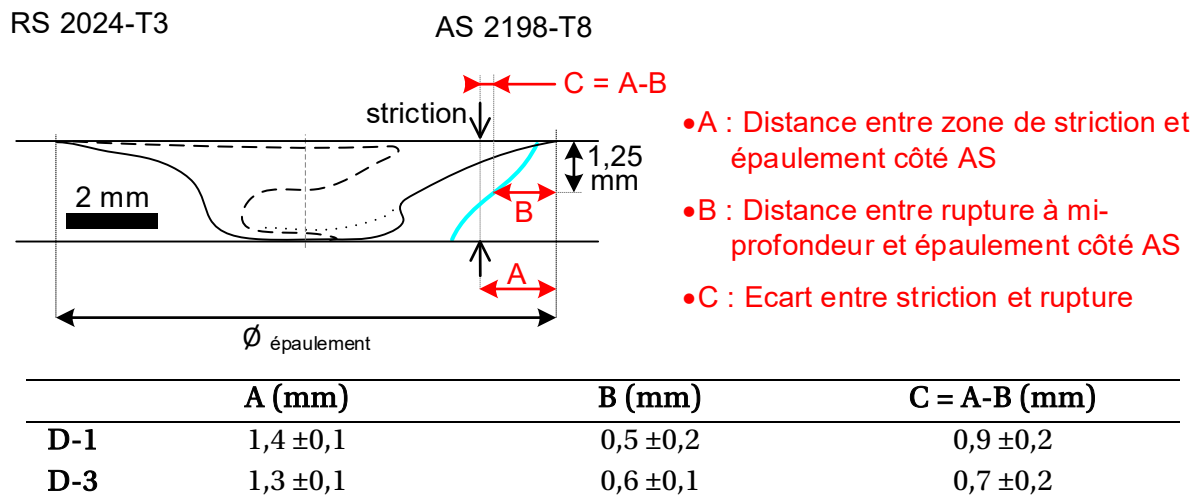


Tableau 4.5 – Distances moyennes (et écarts types) entre la striction maximale, les ruptures à mi-profondeur, et l'épaulement côté AS pour les conditions D-1 et D-3.

La localisation quasi identique des chemins de rupture, dans la ZAT côté AS, indique une bonne stabilité du procédé de soudage pour les conditions les plus chaudes D-1 et D-3. Pour la micro-éprouvette de la condition D-1 étudiée, la déformation a majoritairement lieu dans la ZFD, car cette zone a vraisemblablement des précipités de taille importante [120]–[123]. Cet état facilite le mouvement des dislocations au cours de l'essai de traction [11], et une déformation plastique est produite, comme on peut l'observer sur la Figure 4.14b pour les zones 1 et 2. La zone 1 (Figure 4.14a), localisée à 1,4 mm de l'épaulement côté AS, est la plus faible de la ZFD et a probablement plus de mal à s'écrouir que le reste du joint. Par conséquent, de la striction finit par y prendre place [143]. Au sein de la zone de striction, une ou plusieurs régions plus faibles que les autres, ayant des précipités de taille importante [120]–[123], décohésionnent et forment des cavités visibles sous la forme de cupules comme le montre la Figure 4.15d. Ces cavités coalescent et amorcent une fissure (ligne rouge sur la carte de dureté de la Figure 4.14a) qui se propage dans l'éprouvette [143]. La fissure se propage à 45° par rapport à la direction de sollicitation, car il s'agit du plan où le cisaillement est maximal. L'écart existant

entre la rupture à mi-profondeur et la striction maximale est suffisamment faible (moins de 10 % de la largeur de l'épaulement) pour confirmer que la striction est responsable de la rupture. Cet écart est dû au fait que la striction se fait sur une zone étendue de quelques millimètres. L'amorce de rupture peut donc ne pas se produire nécessairement là où la striction est maximale, mais à proximité, autrement dit, dans une ou des régions localement plus faibles que les autres. Cette observation peut également être faite pour toutes les autres conditions.

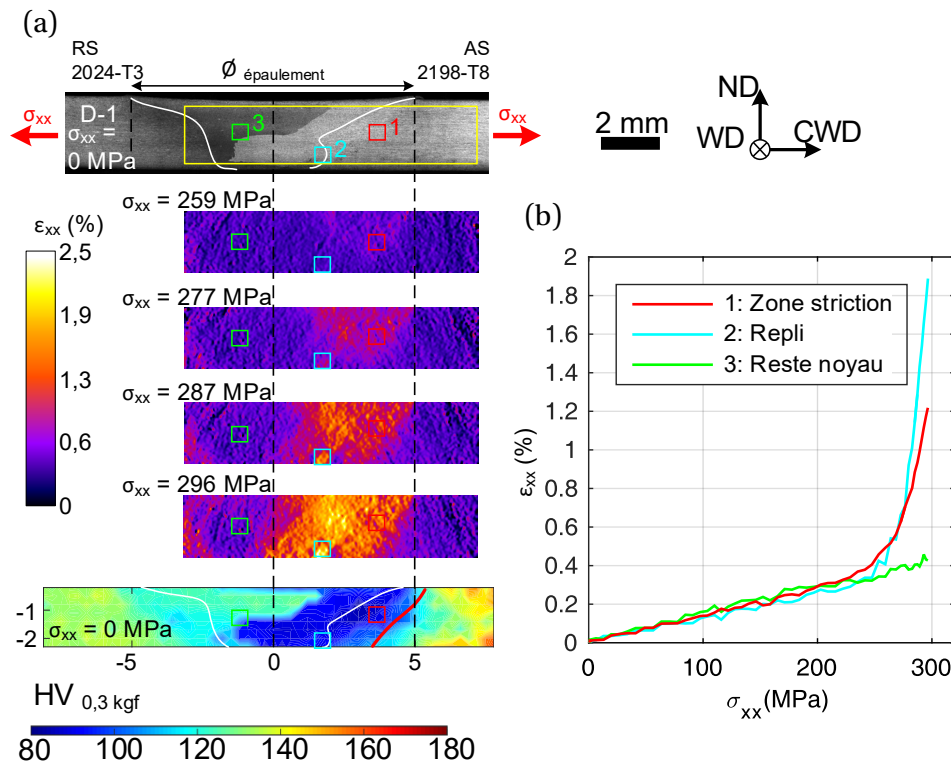


Figure 4.14 - Déformations locales d'un joint soudé dans la condition D-1 (a) champ de déformation ϵ_{xx} pour plusieurs contraintes nominales σ_{xx} et comparaison avec le champ de dureté (le cadre jaune délimite la région observée, la ligne rouge sur la carte de dureté est le chemin de rupture typique), (b) évolution de la déformation locale en fonction de la contrainte nominale pour différentes zones.

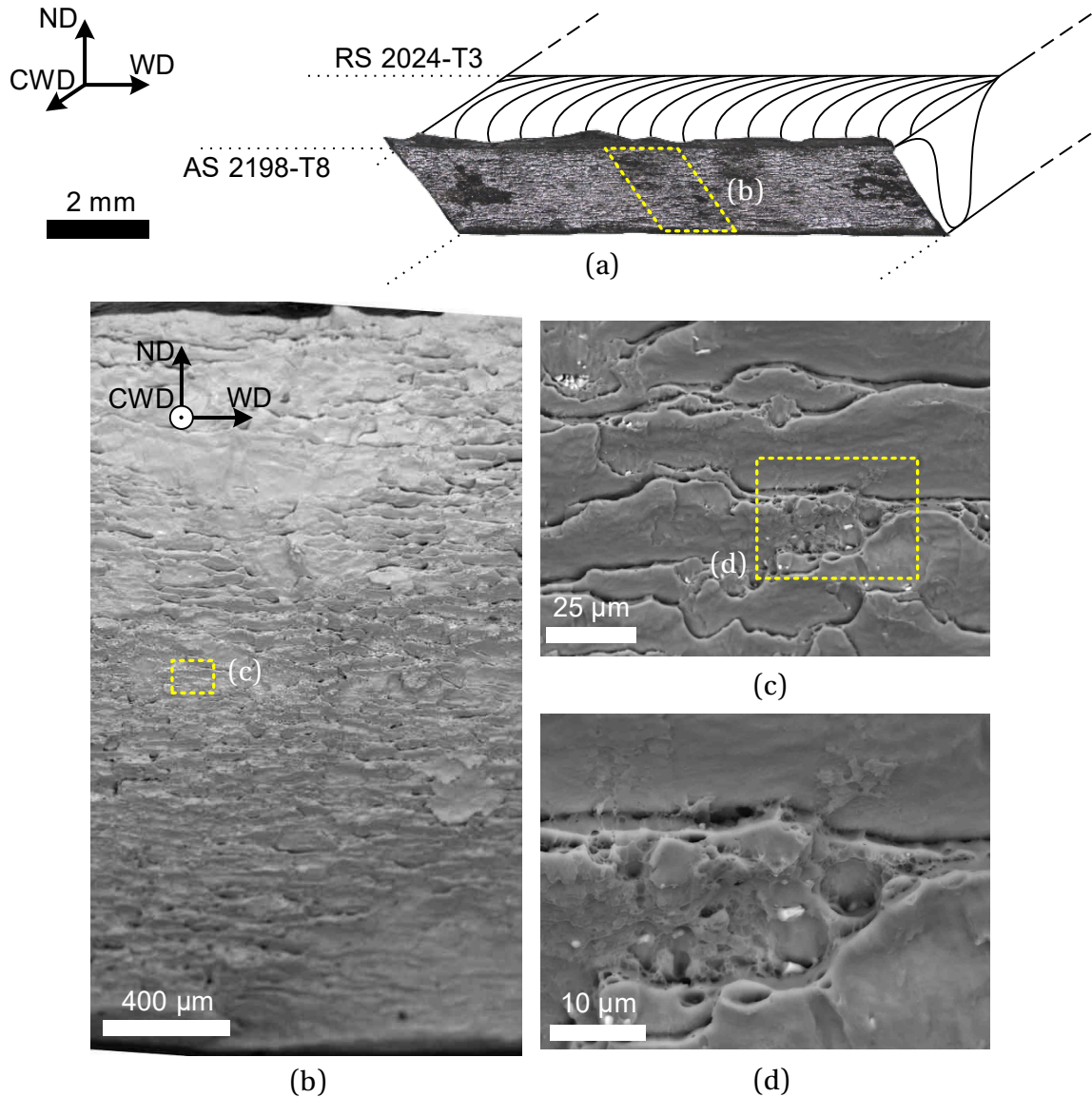


Figure 4.15 – Fractographie de la condition D-1 sur macro-éprouvettes (a) image globale de la surface de rupture, (b, c et d) surface de rupture à différents grossissements.

4.3.2.3 Rupture dans le noyau : conditions D-2, D-4 et D-5

Pour l'ensemble des éprouvettes des conditions D-2 et D-4, la rupture intervient globalement dans la moitié du noyau côté AS 2198-T8. Pour la condition D-5, quatre des cinq éprouvettes testées cassent aussi dans le noyau côté AS 2198-T8, et une éprouvette casse dans la ZAT de la même manière que pour les conditions D-1 et D-3. La Figure 4.16a, b et c présentent les chemins de rupture au milieu de l'éprouvette et la position de la striction maximale en traction macro sur des représentations schématisques des joints soudés dans le plan (CWD-ND) respectivement pour les conditions D-2, D-4 et D-5.

Pour la condition D-2 (Figure 4.16a), deux cas (D-2 a et D-2 b) peuvent se produire. Pour les éprouvettes du cas D-2 a, la rupture consiste en un biseau à 45° par rapport à la direction de sollicitation qui, à mi-profondeur, se trouve à environ $2,7 \pm 0,2$ mm de l'épaulement côté AS.

Pour l'éprouvette D-2 2, le biseau prend une forme de pointe dans la partie supérieure de l'éprouvette. Ces biseaux semblent suivre partiellement l'interface I/II. La striction maximale est atteinte à environ $3,3 \pm 0,2$ mm de l'épaulement côté AS. Les éprouvettes du cas D-2 b cassent aussi en un biseau à 45° par rapport à la direction de sollicitation, mais, cette fois, plutôt vers le centre du noyau, avec une rupture à mi-profondeur à $4,8 \pm 0,1$ mm de l'épaulement côté AS. On observe que, dans la partie inférieure de la soudure, les biseaux semblent atteindre l'interface entre les matériaux. La striction a lieu à $4,1 \pm 0,1$ mm de l'épaulement côté AS.

Pour la condition D-4 (Figure 4.16b), les chemins de rupture sont en forme de pointe dans la partie supérieure de la soudure et en biseau à 45° par rapport à la direction de sollicitation dans la partie inférieure. Ils semblent suivre partiellement l'interface I/II. Seule l'éprouvette D-4 1 casse totalement en biseau. A mi-profondeur, la rupture se trouve à $3,5 \pm 0,1$ mm de l'épaulement côté AS. Ces chemins de rupture rappellent, par leur localisation et leur forme globale, les chemins de rupture du groupe D-2 a. La striction maximale se trouve quant à elle à $3,4 \pm 0,2$ mm de l'épaulement côté AS. L'écart entre la striction maximale et la rupture à mi-profondeur peut être considéré comme nul.

Pour la condition D-5 (Figure 4.16b), deux cas (D-5 a et D-5 b) peuvent se produire. Pour l'éprouvette D-5 2 (cas D-5 a), il se produit une rupture en biseau à 45° par rapport à la direction de sollicitation (rupture à mi-profondeur à 0,7 mm de l'épaulement côté AS) avec une striction à 1,3 mm de l'épaulement côté AS. Cette rupture est analogue à celle des conditions D-1 et D-3 (Cf. section 4.3.2.2) cassant dans la ZAT côté AS. Pour les éprouvettes du cas D-5 b, on retrouve aussi un biseau à environ 45° par rapport à la direction de sollicitation, mais cette fois ci localisé à proximité du centre du noyau. Ce biseau semble passer par la racine de l'interface entre les matériaux. La rupture à mi-profondeur se situe à $5,2 \pm 0,2$ mm de l'épaulement côté AS et la striction maximale à $4,5 \pm 0,1$ mm. Le cas de rupture D-5 b est similaire au cas D-2b.

Les images de l'ensemble des macro-éprouvettes de traction après rupture des conditions D-2, D-4 et D-5 sont respectivement présentées sur l'Annexe I.2, l'Annexe I.4 et l'Annexe I.5.

L'évolution des déformations locales, obtenues par DIC au cours d'un essai de traction micro, dans et autour de la zone de rupture pour les conditions D-4 et D-5, est présentée sur la Figure 4.17a et Figure 4.17b, respectivement. Comme la condition D-2 présente des chemins de rupture similaires à ceux de la condition D-4 pour le cas D-2 a, et à ceux du cas D-5 b pour le cas D-2 b, il est choisi de ne pas l'étudier par DIC, car ces essais sont difficiles à mettre en place. Pour les conditions D-4 et D-5, les déformations les plus importantes ont lieu dans la ZFD dans une « zone de forte déformation ». Pour la condition D-4, l'éprouvette se déforme d'abord dans la ZFD ($\sigma_{xx} = 279$ MPa), puis une partie significative des déformations a progressivement lieu dans le reste du noyau non couvert par la ZFD à partir de $\sigma_{xx} = 305$ MPa. Pour la condition D-5, la déformation est située presque uniquement dans la ZFD jusqu'à $\sigma_{xx} = 318$ MPa, puis elle se diffuse dans les régions adjacentes pour les contraintes plus élevées. De plus, on remarque également que les couches de matériaux formant les zébrures de la condition D-5 ne se déforment pas de la même manière. En effet, les couches de pseudo-2198 se déforment, globalement, plus que les couches de pseudo-2024. Dès $\sigma_{xx} = 305$ MPa et $\sigma_{xx} = 318$ MPa, respectivement pour les conditions D-4 et D-5, une localisation de la déformation au niveau de l'interface I/II, dont une portion est matérialisée par la zone 2 (cyan) est clairement visible. Par ailleurs, pour la condition D-5, une localisation est également visible au niveau d'un défaut situé au centre de la soudure (zone 3). La zone 1 (rouge), localisée à mi-

épaisseur au niveau de la striction ne subit pas de localisation jusqu'à $\sigma_{xx} = 337$ MPa pour la condition D-4 et jusqu'à $\sigma_{xx} = 394$ MPa pour la condition D-5. Cependant, pour la condition D-4, au-dessus de la zone 1 (et donc toujours au niveau de la striction), les déformations sont un peu plus intenses que dans le reste du noyau.

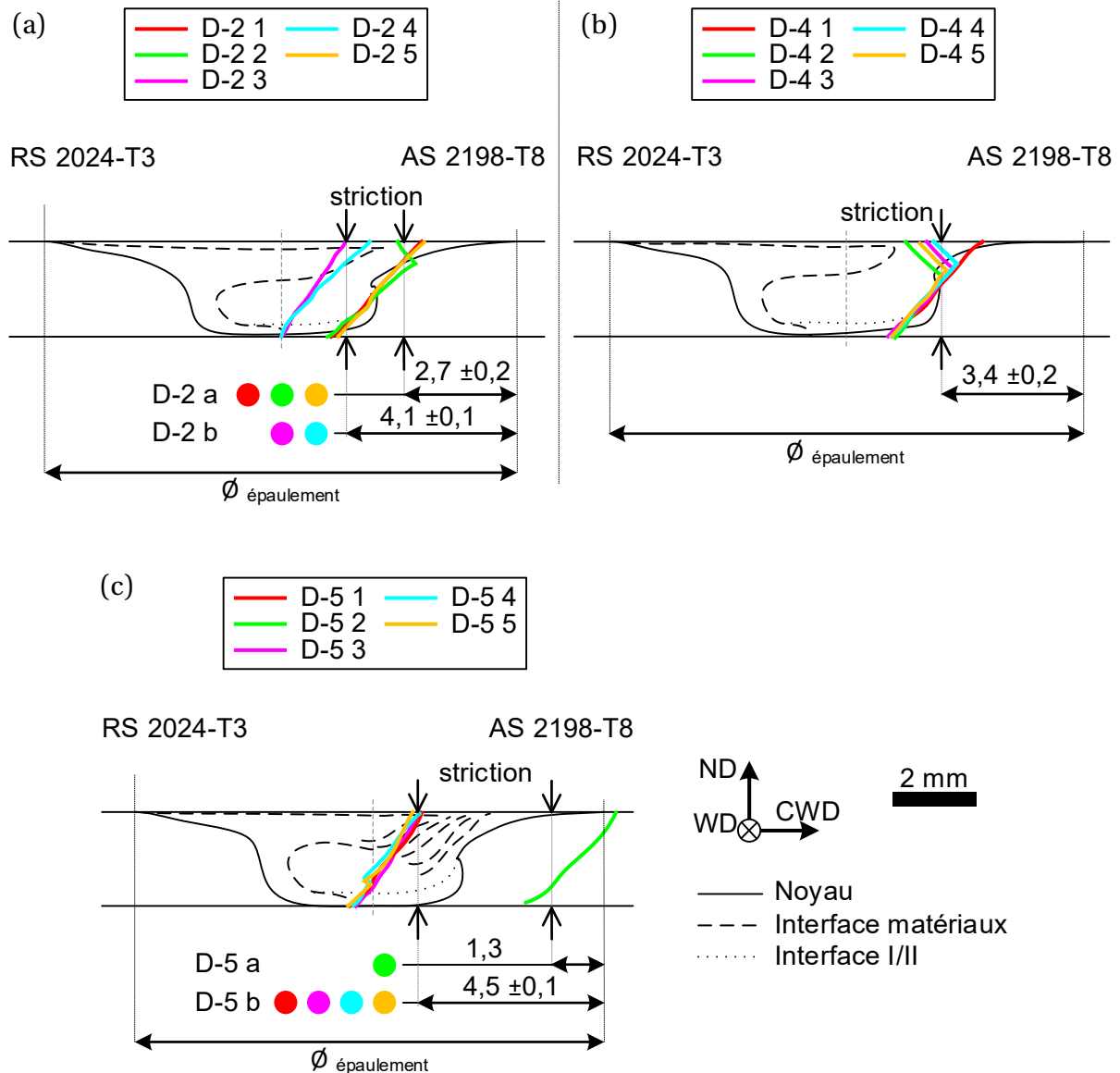
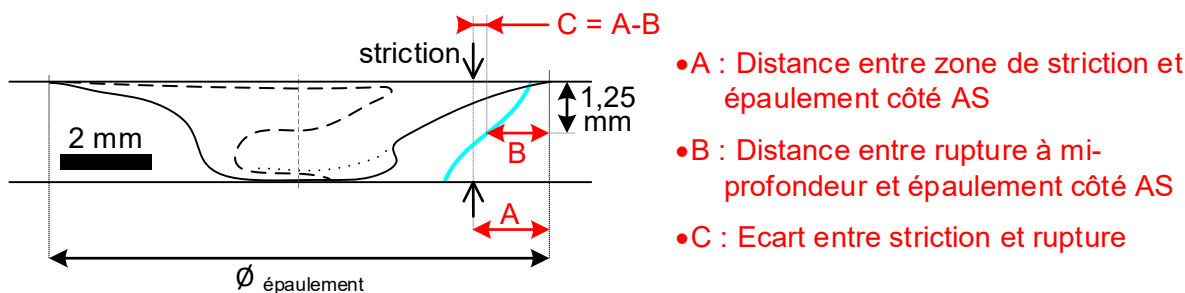


Figure 4.16 - Chemins de rupture au milieu des éprouvettes et position moyenne de la striction maximale sur représentation des joints (a) condition D-2, (b) condition D-4, (c) condition D-5.

Pour la condition D-4, la striction maximale (zone 1) a lieu là où la ZFD couvre toute l'épaisseur du joint. Le chemin de rupture des éprouvettes en traction (ligne rouge) passe uniquement par la ZFD. Pour la condition D-5, la striction maximale a lieu sur le bord de la ZFD côté interface entre les deux matériaux, et le chemin de rupture suit le bord de la ZFD pour sa partie supérieure et traverse la ZFD pour sa partie inférieure.

RS 2024-T3

AS 2198-T8



	A (mm)	B (mm)	C = A-B (mm)
D-2 a	2,7 ± 0,2	3,3 ± 0,1	-0,6 ± 0,2
D-2 b	4,1 ± 0,1	4,8 ± 0,1	-0,7 ± 0,1
D-4	3,4 ± 0,2	3,5 ± 0,1	-0,1 ± 0,2
D-5 a	1,3	0,7	0,6
D-5 b	4,5 ± 0,1	5,2 ± 0,2	-0,6 ± 0,2

Tableau 4.6 – Distances moyennes (et écarts types) entre la striction maximale, les ruptures à mi-profondeur, et l'épaulement côté AS pour les conditions D-2, D-4 et D-5 (groupes D-2 a, D-2 b, D-5 a et D-5 b définis sur la Figure 4.16).

La Figure 4.17a permet également de comparer les déformations locales des zones 1 (zone de striction), 2 (interface I/II) et 3 (reste du noyau) pour la condition D-4. Pour la condition D-5, les déformations des zones 1 (zone de striction), 2 (interface I/II) et 3 (défaut au centre du noyau) sont aussi comparées (Figure 4.17b). Jusqu'à $\sigma_{xx} = 240$ MPa et $\sigma_{xx} = 230$ MPa, respectivement pour les conditions D-4 et D-5, les déformations locales des trois zones sont élastiques et équivalentes. Ensuite, l'interface I/II (zone 2) et la zone au niveau du défaut au centre pour la condition D-5 plastifient progressivement, puis brutalement à partir de $\sigma_{xx} = 260$ MPa et $\sigma_{xx} = 290$ MPa, respectivement pour les conditions D-4 et D-5. A $\sigma_{xx} = 337$ MPa, l'interface I/II atteint 10,8 % de déformation pour la condition D-4 contre 4,9 % pour la condition D-5, soit plus de deux fois moins. La zone au niveau du défaut au centre du noyau se déforme quant à elle de 7,5 % à $\sigma_{xx} = 337$ MPa. Que ce soit par la condition D-4 ou D-5, la zone 1 (zone de striction) plastifie au même moment que l'interface I/II et que le défaut au centre du noyau. La zone 1 n'atteint cependant que 5,4 % et 3,1 % à $\sigma_{xx} = 337$ MPa, respectivement pour les conditions D-4 et D-5, soit environ deux fois moins que leurs interfaces I/II respectives.

La fractographie de l'éprouvette D-4 5 est présentée sur la Figure 4.18. La surface de rupture (Figure 4.18c) est dissociable en trois zones. La zone « 1 » parcourt la partie supérieure du noyau et, en dessous, une partie de la ZATM (Figure 4.18b). Elle est d'apparence lisse et est orientée selon un biseau à 45° de la direction de sollicitation. Au niveau de la partie supérieure de cette zone, une lèvre de cisaillement semble présente sur le morceau AS de l'éprouvette (flèche jaune sur Figure 4.18b). Cette zone présente, à fort grossissement (Figure 4.18f), quelques cupules de faible taille. La zone « 2 » couvre une autre partie de la ZATM (au-dessus des pointillés fins), puis elle suit l'interface I/II pour finalement passer au cœur du repli (II) (en dessous des pointillés fins) (Figure 4.18b). Elle est orientée selon un biseau proche de 45°

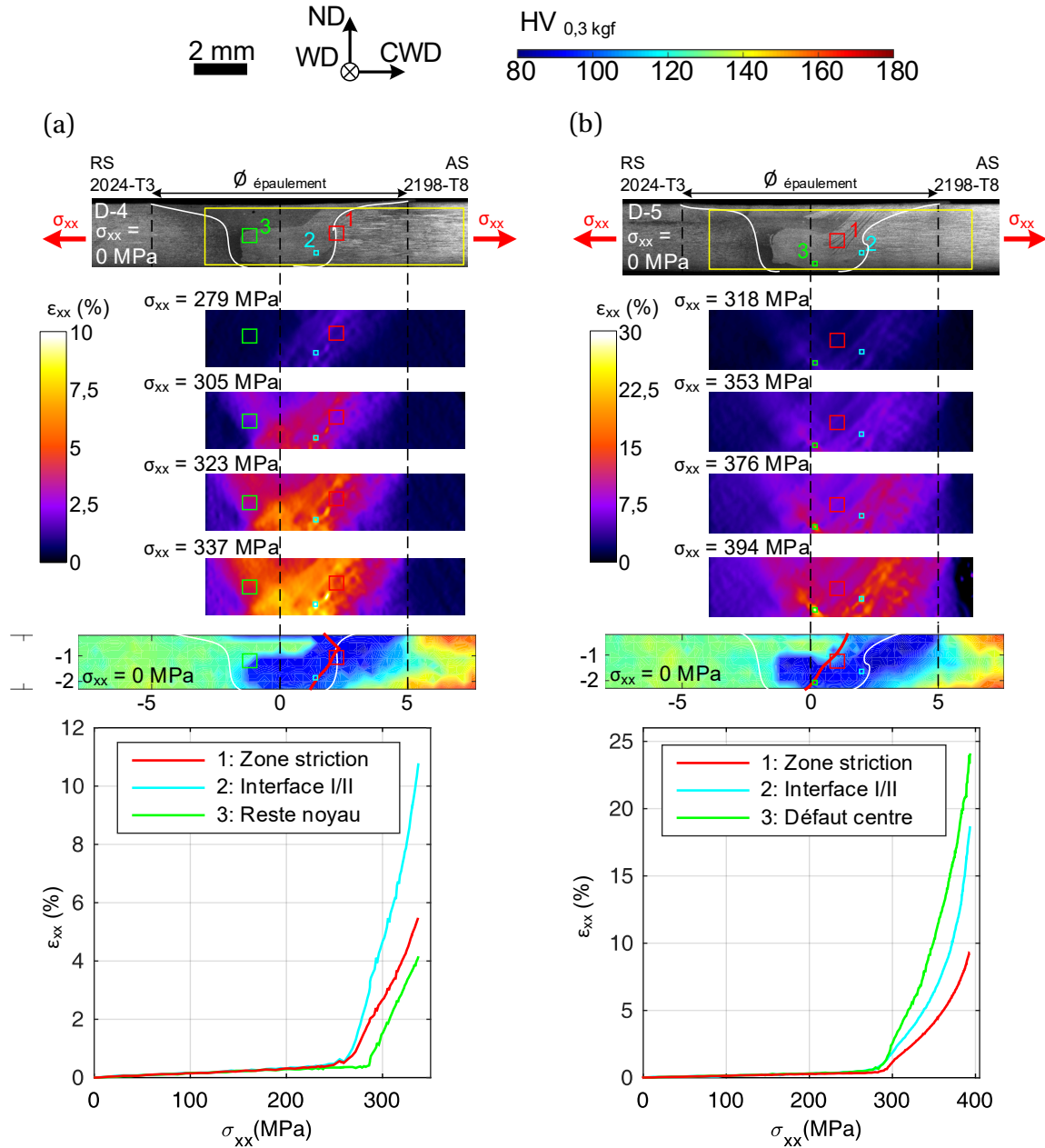


Figure 4.17 – Champ de déformation ε_{xx} pour plusieurs contraintes nominales σ_{xx} et comparaison avec le champ de dureté (le cadre jaune délimite la région observée, la ligne rouge sur la carte de dureté est le chemin de rupture typique) et évolution de la déformation locale en fonction de la contrainte nominale pour différentes zones (a) condition D-4, (b) condition D-5.

de la direction de sollicitation, mais également à environ 90° de la zone « 1 », et semble beaucoup plus accidentée. Dans la partie couvrant la ZATM, elle laisse apparaître, à faible grossissement, une structure lamellaire orientée selon la direction WD qui rappelle la rupture du 2198-T8. A fort grossissement, des cupules y sont visibles (Figure 4.18e et h). Dans la partie suivant l'interface I/II et couvrant une partie du repli (II), on observe une répétition de bandes inclinées à 45° selon la direction ND (Figure 4.18a). Cette structure rappelle un feston (Cf. Figure 1.15), c'est-à-dire une rupture fragile par décohésion de la matière, mais manque de

régularité pour en être réellement un. Il n'est d'ailleurs pas possible d'estimer précisément l'espacement entre deux motifs. A fort grossissement, des cupules sont visibles (Figure 4.18i). La zone « 3 » couvre la partie basse du repli et la partie de la ZATM située sous le noyau (Figure 4.18b). D'apparence plus lisse que la zone « 2 », elle est orientée selon un biseau à 45° de la direction de sollicitation (Figure 4.18b). Au niveau de la partie inférieure de la zone « 3 », une lèvres de cisaillement semble présente sur le morceau AS de l'éprouvette (flèche jaune sur Figure 4.18b). La zone « 3 » ressemble à la zone « 1 ».

La fractographie de l'éprouvette D-5 5 est présentée sur la Figure 4.19. La surface de rupture (Figure 4.19c) peut être divisée en trois zones. La zone « 1 » s'étend du haut de la soudure jusqu'au tunnel dans le noyau (exclu), et parcourt donc les zébrures (Figure 4.19b). A un grossissement macro (Figure 4.19c), elle est d'apparence lisse et est orientée selon un biseau à 45° de la direction de sollicitation. En haut de cette zone, une lèvres de cisaillement s'est développée sur le morceau RS de l'éprouvette (flèche jaune sur Figure 4.19b). Une autre lèvres s'est développée en bas de cette zone, sur l'autre morceau (flèche jaune sur Figure 4.19b et haut de Figure 4.19e). D'autres lèvres de cisaillement sont également présentes sur les chants et la surface supérieure de l'éprouvette (entourées en pointillés jaunes sur Figure 4.19a). A fort grossissement, la surface est constituée de cupules (Figure 4.19e). La zone « 2 » couvre, quant à elle, un défaut tunnel ainsi que le repli (II) (Figure 4.19b et c). On observe un tunnel continu sur la Figure 4.19c, mais l'essai de traction a pu changer son apparence initiale. A fort grossissement (Figure 4.19f), on observe que l'intérieur du tunnel a une apparence fibreuse et est exempté de cupule. Les zones en haut et en bas du tunnel (Figure 4.19e), correspondant respectivement au reste du noyau (I) et au repli (II), sont d'apparence lisse, mais elles possèdent des cupules à fort grossissement (Figure 4.19f pour la zone en haut du tunnel et Figure 4.19g pour la zone en bas du tunnel). Bien qu'aucun LOP n'ait été identifié pour la condition D-5 lors de l'analyse microstructurale (Cf. section 3.3.3.1), il est possible d'en identifier un sous la zone « 2 » (Figure 4.19b). Ce LOP constitue la zone « 3 » (Figure 4.19c). Dans la section transverse A-A (Figure 4.19b), les couleurs des deux morceaux au niveau de la zone « 3 » sont très proche, et il est donc difficile de dire si la rupture passe par l'interface entre les deux matériaux ou non. Cependant, a grossissement faible, il est possible de distinguer une structure s'apparentant à un feuilletage, incliné presque selon la direction WD (bas Figure 4.19b). A fort grossissement, on observe que le feuilletage est une superposition de couches fines de quelques microns (bas Figure 4.19g). Aucun signe de ductilité n'est visible sur cette zone.

Les chemins de rupture des éprouvettes de la condition D-4 et d'une partie des éprouvettes de la condition D-2 (cas D-2 a) sont similaires. Ils consistent en un biseau orienté à 45° selon la direction de sollicitation avec, parfois, une pointe dans la partie supérieure de l'éprouvette. Ils sont localisés au voisinage du bord côté AS du noyau et passent notamment par une partie de l'interface I/II. Pour la micro-éprouvette de la condition D-4 étudiée, les déformations ont surtout lieu dans la ZFD, qui possède certainement de gros précipités [120]–[123]. Au sein de la ZFD, une localisation plus forte prend place au niveau d'une partie de l'interface I/II. De prime abord, il est possible de penser que l'interface I/II pourrait être la zone d'amorce de rupture. Une décohésion de cette interface, qui serait alors mal brasée, initierait donc une fissure. Cependant, cette zone de rupture présente des caractéristiques ductiles, indiquées par la présence de cupules. L'interface est donc bien cohérente et ne semble pas être le siège d'une amorce de rupture. On observe, en revanche, que de la striction apparaît dans un secteur où la ZFD couvre la totalité de l'épaisseur du joint. Cette zone pourrait donc avoir des difficultés

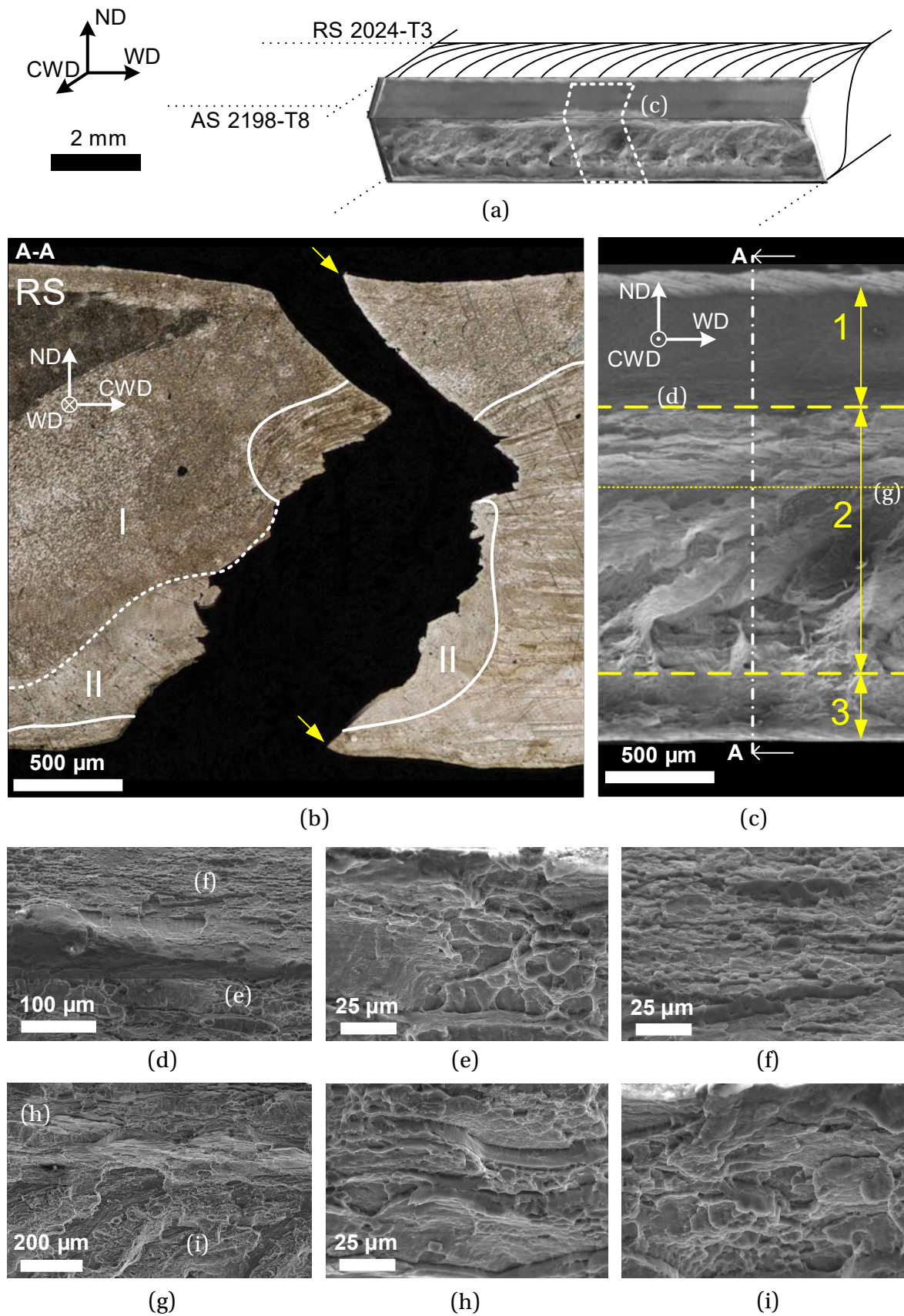


Figure 4.18 – Fractographie macro-éprouvette D-4 5 (a) image globale (MEB), (b) section transverse A-A, (c) surface de rupture (MEB), (d-i) grossissements de (c) (MEB).

à s'écrouir, avec pour conséquence de provoquer de la striction. Une fois la striction produite, des régions ayant de gros précipités décohésionnent et amorcent une fissure. Ces régions se sont peut-être formées au sein de la zone « 2 » de la Figure 4.18c, particulièrement accidentée. Après que la fissure s'est propagée dans la totalité de la zone « 2 », des lèvres de cisaillement (zones « 1 » et « 3 » sur la Figure 4.18b), caractéristiques d'une rupture ductile [143], [227], sont formées et un arrachement complet est produit. On peut observer qu'elles sont orientées dans la direction du cisaillement maximal, c'est-à-dire à 45° de la direction de la sollicitation.

Pour la majorité des éprouvettes de la condition D-5 (cas D-5 b), et une partie des éprouvettes D-2 (cas D-2 b), les chemins de rupture se ressemblent. Ils ont une forme de biseau orienté à 45° selon la direction de sollicitation localisée au centre du noyau. Dans le cas de la condition D-5, le chemin de rupture passe par un défaut interne important localisé à l'interface I/II au centre du joint. Les déformations de la micro-éprouvette de la condition D-5 étudiée ont en grande partie lieu dans la ZFD, qui contient probablement des précipités de taille importante [120]–[123]. Une localisation de la déformation, plus forte que dans le reste de la ZFD, a lieu au niveau du défaut tunnel où passe le chemin de rupture. A première vue, une amorce prématurée de la rupture au niveau du défaut tunnel (zone « 2 » sur Figure 4.19b) pourrait sembler envisageable. La zone « 3 », qui ne montre pas de signe de ductilité, pourrait correspondre à l'interface entre les deux matériaux. Cette interface aurait donc subi une décohésion précoce et pourrait donc également apparaître comme une zone d'amorce de rupture. Cependant, de la striction est visible sur l'éprouvette à proximité de la rupture ; cette dernière aurait donc une faible capacité d'écrouissage dans cette zone. Suite à la striction, des régions à gros précipités, qui pourraient se trouver au milieu de la zone « 1 » sur la Figure 4.19c, présentant un nombre important de cupules, décohésionnent pour former une fissure. La fissure se propage alors et des lèvres de cisaillement, typiques d'une rupture ductile [143], [227], sont finalement formées autour de la zone de propagation juste avant l'arrachement complet (pointillés jaunes sur la Figure 4.19a et flèches jaunes sur la Figure 4.19b). Il est possible que les mêmes mécanismes se soient produits dans la zone située entre le tunnel et le LOP (zone « 3 » sur Figure 4.19b), car elle semble aussi comporter une lèvre de cisaillement (flèche jaune sur Figure 4.19b), ainsi que des cupules (haut Figure 4.19g). Il reste difficile d'expliquer pourquoi la striction se déclenche dans cette zone dont la ZFD ne parcourt pas toute l'épaisseur et dont la dureté n'est pas au minimum. Par conséquent, le niveau et la répartition des duretés ne suffiraient pas à expliquer la capacité d'écrouissage locale du joint soudé.

Alors que la majorité des éprouvettes de la condition D-5 cassent dans le centre du noyau, une éprouvette, prélevée sur la même tôle, casse dans la ZAT côté AS, de la même manière que pour les conditions D-1 et D-3. Cette éprouvette possède aussi des caractéristiques mécaniques proches de celles correspondant aux conditions D-1 et D-3, autrement dit un allongement et une résistance mécanique meilleurs que pour les éprouvettes cassant dans le noyau. Ce changement de comportement montre l'instabilité de la condition D-5, qui est peut-être provoquée par les hautes vitesses de soudages impliquées. Pour la condition D-2, toutes les éprouvettes cassent dans le noyau, mais à deux endroits différents. Certaines cassent à proximité du bord du noyau et d'autres cassent au centre du noyau. Cela illustre aussi l'instabilité de la condition D-2. Cette instabilité reste cependant plus modérée que celle observée sur la condition D-5. En effet, les dispersions sur les valeurs caractéristiques moyennes

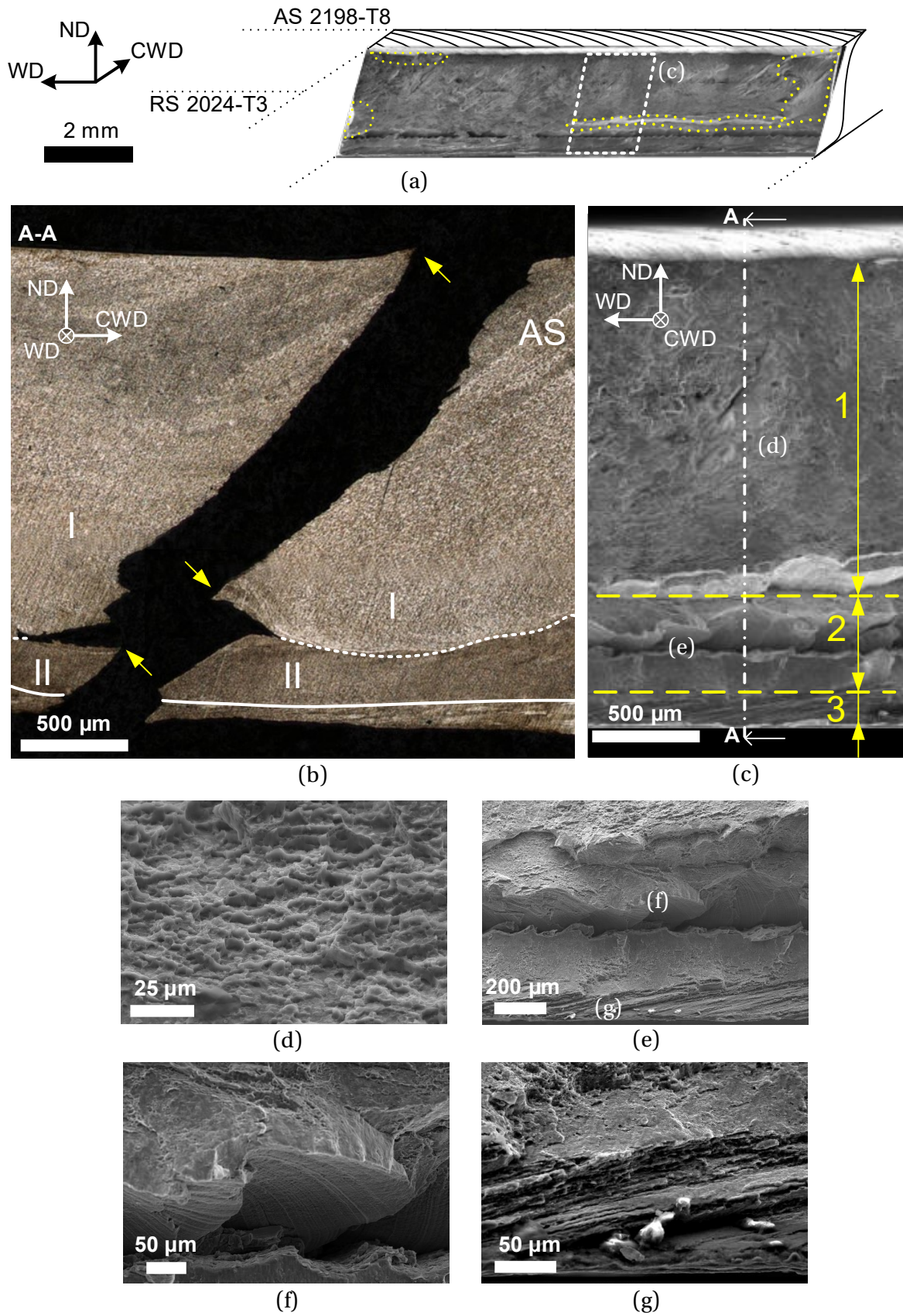


Figure 4.19 – Fractographie macro-éprouvette D-5 5 (a) image globale (MEB), (b) section transverse A-A, (c) surface de rupture (MEB), (d-i) grossissements de (c) (MEB).

en traction des éprouvettes de la condition D-2 sont bien plus basses que pour la condition D-5, et les deux zones de rupture sont toutes deux assez proches. Il semblerait que pour ces deux conditions, des caractéristiques locales irrégulières soient générées le long du cordon. Par ailleurs, pour la condition D-5, le champ de dureté ne permet pas à lui seul d'expliquer la capacité d'écroutissage des différentes zones du joint. Il est donc possible que des caractéristiques autres que la dureté, et non investiguées dans cette thèse, déterminent la zone où se déroule la striction.

4.4 Résumé et conclusions du chapitre

Ce chapitre a eu pour objet d'exposer une analyse des éléments essentiels à l'étude : les contraintes résiduelles en surface, les distorsions engendrées par le procédé, et le comportement en traction des soudures.

Les contraintes résiduelles en surface sont globalement en compression dans et à proximité du joint à l'exception de l'ensemble noyau-ZATM-ZAT dans la direction CWD où elles sont en traction. Les contraintes de l'ensemble noyau-ZATM-ZAT atteignent jusqu'à environ 31 % de la limite élastique du 2024-T3 et sont donc préoccupantes, notamment face à la tenue corrosion. Une variation de l'intensité des contraintes résiduelles de traction d'une condition à une autre est observable dans le noyau, mais il est difficile de la lier aux paramètres de soudage. Pour limiter ces contraintes de traction, il est possible d'effectuer un laminage local sur le joint avec un galet après soudage [155], mais cette méthode n'est parfois pas facilement applicable industriellement pour des raisons pratiques. Un parachèvement du joint peut également les faire disparaître [5], mais seulement en extrême surface. Un traitement thermique après soudage peut également abaisser les niveaux de contraintes résiduelles au sein du joint tout en conservant des propriétés mécaniques en traction très raisonnables [228].

Les soudures subissent des distorsions en forme d'anti-selle, classiques pour les assemblages de tôle fine à forme carrée. Dans la fenêtre choisie, l'évolution des paramètres de soudage ne semble pas avoir d'influence sur le champ de distorsion. Par sa stabilité, cette configuration de soudage 2024-T3/2198-T8 est intéressante d'un point de vue industriel, car les distorsions engendrées sont faciles à prévoir et à contrôler. Une marge d'erreur réduite pourrait ainsi être prise pour concevoir une structure incluant une telle configuration de soudage.

L'ensemble des éprouvettes de traction cassent dans la ZFD (Zone de Faible Dureté) de manière ductile. Cette rupture arrive suite à un phénomène de striction intervenant dans la ZFD, et plus précisément dans la région de la ZFD qui avait le plus de mal à s'écrouir sous l'effet de la contrainte. L'influence directe des singularités microstructurales (interfaces et défauts identifiés dans la section 3.3) sur l'amorce de rupture en traction n'a pas pu être identifié. En revanche, l'analyse du comportement local a permis de montrer que la déformation des éprouvettes a majoritairement lieu dans la ZFD. De plus, le comportement des soudures peut être globalement dissocié en deux catégories :

- Les conditions D-1 et D-3 cassant dans la ZAT côté AS, et ayant de bonnes propriétés mécaniques en traction.
- Les conditions D-2, D-4 et D-5 cassant dans le noyau, et ayant de moins bonnes propriétés mécaniques en traction.

Pour les conditions D-1 et D-3, la ZAT contenue dans la ZFD a plus de mal à s'écrouir que le noyau, aussi contenu dans la ZFD. Pour les conditions D-2, D-4 et D-5, c'est l'inverse. Cependant, comme toutes les conditions ont une striction qui apparaît dans la ZFD, assez homogène en dureté d'une condition à une autre, il est difficile, en ne se basant que sur le champ de dureté, d'expliquer cette différence de comportement. Une analyse détaillée de l'état de précipitation des différentes conditions pourrait permettre d'amener des éléments de réponse.

Les conditions D-1 et D-3, qui sont les plus chaudes, se détachent des autres conditions grâce à leurs meilleures propriétés mécaniques. La condition D-3, ayant une plus haute vitesse d'avance que D-1, se place comme la condition de soudage optimale d'un point de vue industriel. Cependant, les conditions D-4 et D-5 pourraient être préférées du fait de leur plus haute vitesse d'avance. Malheureusement, ces dernières ne montrent globalement pas des propriétés mécaniques satisfaisantes. Néanmoins, une des cinq éprouvettes de la condition D-5 testée atteint les mêmes caractéristiques que les éprouvettes des conditions D-1 et D-3. Corriger les instabilités de la condition D-5 pourrait permettre à une majorité d'éprouvettes de se comporter comme les conditions D-1 et D-3. Ces instabilités pourraient être outrepassées en affinant, spécifiquement pour la condition D-5, les paramètres de soudage autres que les vitesses d'avance et de rotation. Aussi, la réalisation d'un outil spécifique, afin de mieux maîtriser le flux de matière, pourrait être une solution.

Chapitre 5 : Comportement sous corrosion des soudures

Sommaire

5.1	Référence : corrosion des matériaux de base	150
5.1.1	Eprouvettes brutes	150
5.1.2	Eprouvettes polies	151
5.2	Assemblages soudés	152
5.2.1	Eprouvettes brutes	152
5.2.2	Eprouvettes polies	157
5.3	Résumé et conclusions du chapitre	161

5.1 Référence : corrosion des matériaux de base

Des essais de corrosion par immersion sont, de manière préliminaire, conduits sur les matériaux de base des soudures pour obtenir une référence.

5.1.1 Eprouvettes brutes

La corrosion subie par une des éprouvettes brutes de chaque matériau de base, dans une coupe microscopique réalisée selon la section transverse (ND-RD), est présentée sur la Figure 5.1. Le 2024-T3 (Figure 5.1a et b) subit de la corrosion intergranulaire et par piqûre sur une profondeur d'environ 150 μm . On précise que la profondeur et l'étendue de la corrosion, observées dans une unique coupe transverse, ne sont pas forcément représentatives de celles apparaissant sur l'ensemble de l'éprouvette. Elles ne sont donc données qu'à titre indicatif. Les comparaisons quantitatives sur la profondeur et l'étendue de la corrosion doivent donc être réalisées avec de la retenue. Les comparaisons qualitatives seront, quant à elles, privilégiées. Le 2198-T8 (Figure 5.1c et d) subit quant à lui de la corrosion par piqûre sur une profondeur indicative d'environ 180 μm . La diffusion de la corrosion semble s'être d'abord faite dans

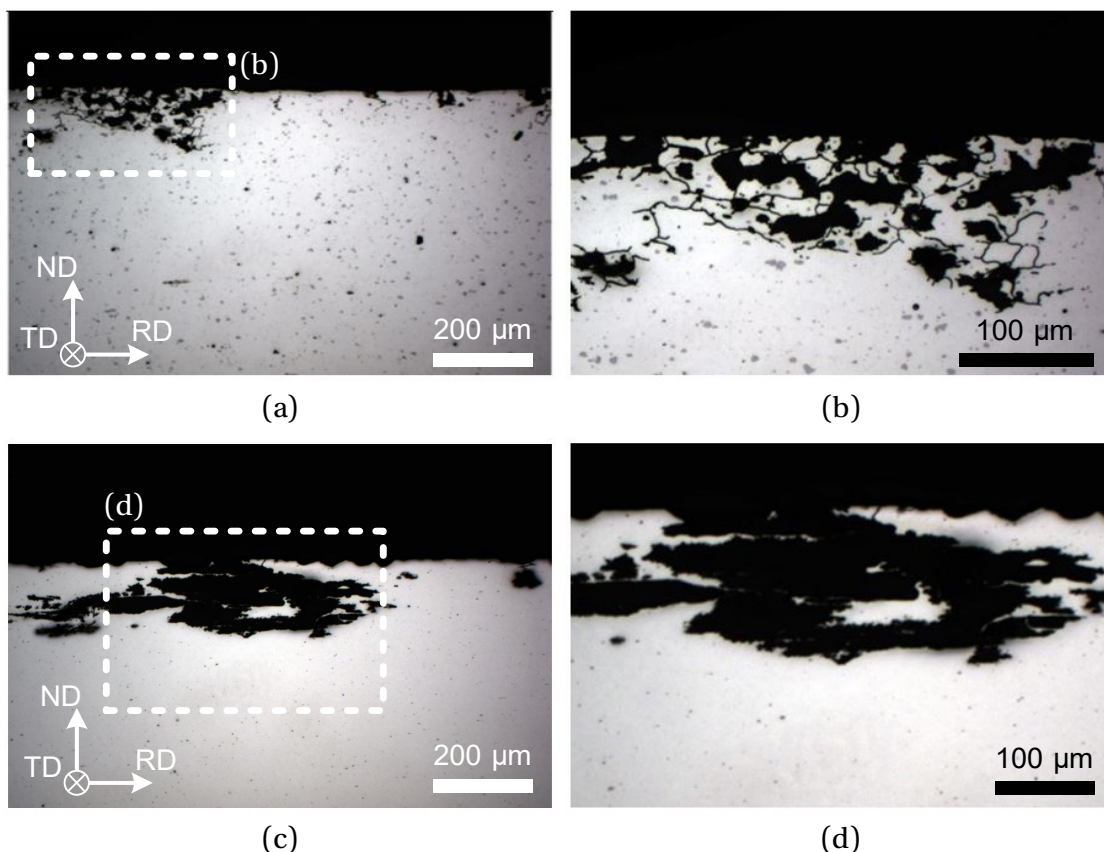


Figure 5.1 – Corrosion des éprouvettes brutes de matériaux de base vues dans la section transverse (ND-RD) (a) 2024-T3, (b) grossissement de (a), (c) 2198-T8, (d) grossissement de (c).

la profondeur selon la direction ND puis latéralement selon la direction RD, et probablement TD.

5.1.2 Eprouvettes polies

La corrosion subie par une des épreuves polies de chaque matériau de base, dans une coupe microscopique réalisée selon la section transverse (ND-RD), est présentée sur la Figure 5.2. Le polissage a pour effet de retirer la couche de matériau présente en extrême surface, fortement influencée par le procédé de laminage. Il permet également d'améliorer l'état de surface de l'éprouvette. Comme pour les épreuves brutes, le 2024-T3 subit de la corrosion intergranulaire et par piquûre (Figure 5.2a et b). La profondeur indicative de cette corrosion semble être d'environ 70 μm , soit une valeur deux fois plus basse que celle sur l'éprouvette brute, mais qui reste du même ordre.

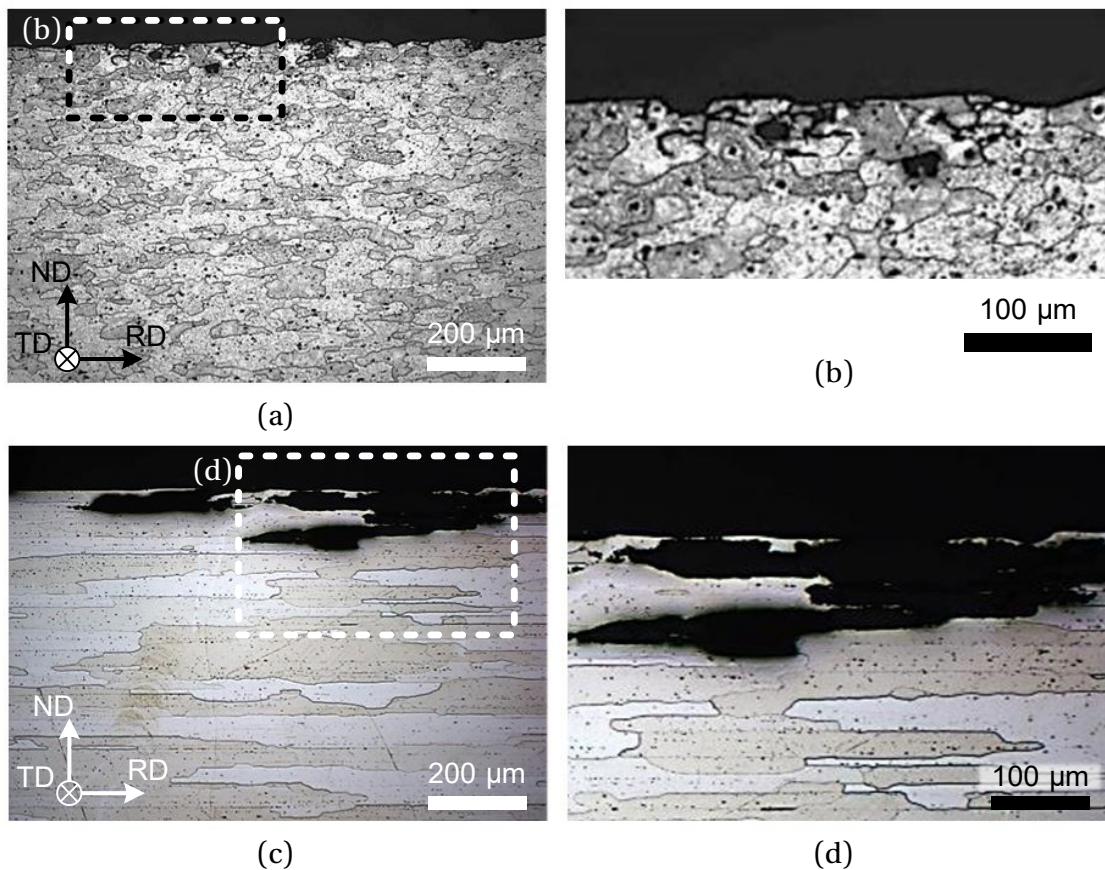


Figure 5.2 – Corrosion des épreuves polies de matériaux de base vues dans la section transverse (ND-RD) (a) 2024-T3, (b) grossissement de (a), (c) 2198-T8, (d) grossissement de (c).

Le 2198-T8 subit, comme dans le cas de l'éprouvette brute, de la corrosion par piquûre (Figure 5.2c et d). En revanche, la profondeur indicative s'élève à 120 μm , soit une valeur un tiers plus basse que celle des épreuves brutes du même matériau, mais qui reste du même ordre. En revanche, les piquûres sont beaucoup moins espacées et se diffusent latéralement à la surface de l'éprouvette.

Globalement, pour les deux matériaux, le type de corrosion identifié sur les éprouvettes brutes et polies est similaire mais son intensité est plus forte pour les éprouvettes brutes.

La corrosion intergranulaire du 2024-T3 est certainement due à la présence, au joint de grains, de précipités grossiers riches en cuivre (CuAl_2 et CuMgAl_2) au sein d'une PFZ déplétée en cuivre. Cette PFZ possède un plus faible potentiel électrochimique que les précipités [186], et un couplage galvanique a lieu : la PFZ se dissout [6], [190], [191], [194]. La corrosion par piquûre intervient peut-être suite à la corrosion intergranulaire en attaquant de manière sélective certains grains depuis leur joint de grains, à bas pH [195].

Pour le 2198-T8, aucune corrosion intergranulaire n'est observée. L'absence de corrosion intergranulaire est récurrente pour le 2198-T8 [48], [122], [196], [197], [229]. Cela est vraisemblablement dû à l'absence de précipités δ' (Al_3Li) aux joints de grains du 2198-T8 [196]. Des piquûres sont présentes. La diffusion des piquûres, d'abord dans la profondeur (selon la direction ND) puis latéralement (selon les direction RD et certainement TD), a déjà été observée par plusieurs auteurs pour l'alliage 2198-T8 [48], [122], [196], [197], [229]. La corrosion semble être sélective sur les grains de l'alliage, et le joint de grains pourrait donc ici servir de barrière à la propagation de la corrosion [46]. On rappelle que l'essai mené n'est pas initialement prévu pour évaluer la corrosion par piquûre. Ils ne permettent donc pas d'affirmer que les piquûres observées on la possibilité d'apparaître dans un environnement réel.

La corrosion moins profonde pour les éprouvettes polies peut directement provenir de l'amélioration de l'état de surface et de la suppression de la couche supérieure. Cette dernière a en effet subi de la manière la plus sévère le procédé de laminage, qui a pu dégrader sa tenue en corrosion. Donatus et al. [122] ont déjà identifié, sur éprouvettes polies de 2198-T851, une corrosion à diffusion latérale et moins profonde que celle des éprouvettes brutes. Néanmoins, étant donné qu'il faut rester prudent avec les comparaisons quantitatives pour ces observations réalisées sur une unique coupe transverse, on considèrera que les profondeurs de corrosion restent dans le même ordre de grandeur.

5.2 Assemblages soudés

Les mêmes essais de corrosion par immersion sont réalisés sur des éprouvettes prélevées sur les tôles soudées. Deux types d'éprouvettes sont considérées, les éprouvettes brutes (dont la désignation a le suffixe « b » comme « brute ») et les éprouvettes polies (dont la désignation a le suffixe « p » comme « polie »).

5.2.1 Eprouvettes brutes

La corrosion au niveau du joint des éprouvettes brutes D-1b 1 à D-5b 1 est présentée sur la Figure 5.3, dans une coupe microscopique réalisée selon la section transverse (CWD-ND). Les images des éprouvettes D-1b 2 à D-5b 2 dans la section transverse (CWD-ND), après l'essai de corrosion, sont présentées sur l'Annexe II.1. La surface supérieure des éprouvettes subit une corrosion assez limitée, légèrement plus forte pour l'éprouvette D-1b 1 d'un point de vue macro, et il ne semble pas y avoir de zone préférentielle d'attaque.

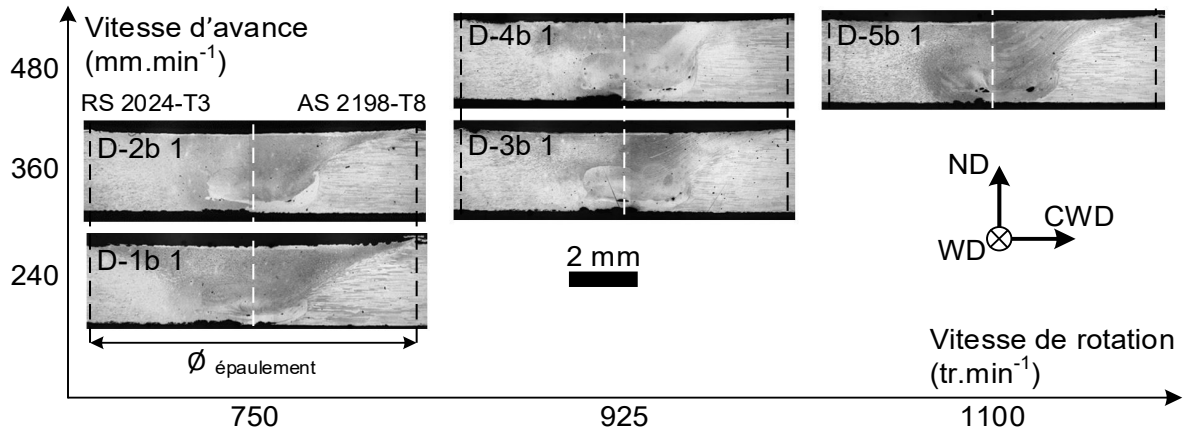


Figure 5.3 – Corrosion des éprouvettes brutes vues dans la section transverse (CWD-ND).

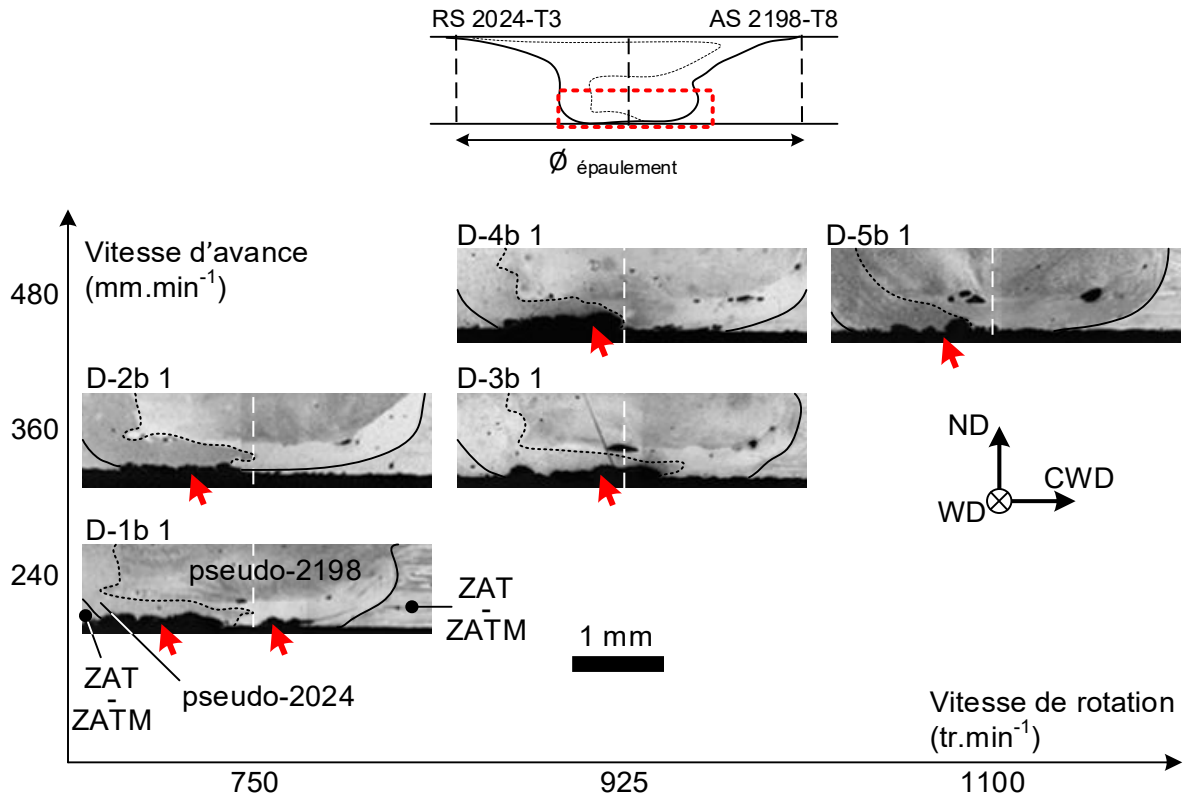


Figure 5.4 – Corrosion de la surface inférieure au niveau du noyau (traits noirs pleins) des éprouvettes brutes vues dans la section transverse (CWD-ND).

La surface inférieure des éprouvettes subit quant à elle une corrosion intragranulaire importante côté RS 2024-T3 du noyau exposé (flèches rouges sur la Figure 5.4), c'est-à-dire dans la zone composée de pseudo-2024 (D-1, D-3 et parfois D-5) ou de la ZAT-ZATM côté RS 2024-T3 pour les conditions ayant un LOP (D-2, D-4 et parfois D-5) (Cf. section 3.3.2). Cette corrosion est généralement plus étendue que sur la surface supérieure des éprouvettes (jusqu'à quasiment 2 mm selon CWD pour l'éprouvette D-3b 1). Toujours sur la surface inférieure, le côté AS 2198-T8 du noyau exposé, composé de pseudo-2198, ou de la ZAT-ZATM AS 2198-T8 pour

les conditions ayant un LOP, ne subit en revanche pas systématiquement une corrosion importante (Figure 5.4). En effet, une corrosion conséquente côté AS 2198-T8 du noyau a lieu pour l'éprouvette D-1b 1. Cependant, les éprouvettes des autres conditions ont leur côté AS 2198-T8 du noyau presque exempté de corrosion. Sur l'éprouvettes D-4b 1, on peut même observer qu'une frontière nette existe entre le pseudo-2024, fortement attaqué, et le pseudo-2198, intact. Dans tous les cas, pour l'ensemble des éprouvettes, le noyau subit toujours la plus forte corrosion sur la surface inférieure, et les matériaux de base et la ZAT-ZATM sont relativement épargnés.

Le Tableau 5.1 synthétise les types de corrosion détectés pour les matériaux de base (MB), les ZAT-ZATM et le noyau de chacune des éprouvettes brutes observées dans une section transverse (CWD-ND). Les images des différentes zones de l'ensemble des éprouvettes dans une section transverse (CWD-ND) après l'essai de corrosion sont présentées sur l'Annexe II.2. Pour une même condition de soudage, le type de corrosion présent sur chaque zone est le même, signe de répétabilité des essais. De la corrosion par piquûre est systématiquement présente sur le matériau de base et la ZAT-ZATM côté AS 2198-T8 ainsi que sur le noyau, autrement dit dans les zones où du 2198-T8 ou du pseudo-2198 sont présents. En revanche, sur la ZAT-ZATM et le matériau de base côté RS 2024-T3, le type de corrosion n'est pas constant. En effet, pour les conditions D-1 et D-4, de la corrosion intergranulaire et par piquûre est systématiquement visible, tandis que pour les conditions D-2 et D-5, on observe uniquement de la corrosion par piquûre. La condition D-3 se distingue par de la corrosion intergranulaire uniquement sur la ZAT-ZATM côté RS 2024-T3, mais pas sur le matériau de base RS 2024-T3. On remarquera le peu de corrosion visible sur la surface du noyau pour les conditions D-2 et D-5 (Cf. Annexe II.2).

Eprouvette	MB RS 2024-T3	ZAT-ZATM RS 2024-T3	Noyau	ZAT-ZATM AS 2198-T8	MB AS 2198-T8
D-1b 1	I+P	I+P	P	P	P
D-1b 2	I+P	I+P	P	P	P
D-2b 1	P	P	P	P	P
D-2b 2	P	P	P	P	P
D-3b 1	P	I+P	P	P	P
D-3b 2	P	I+P	P	P	P
D-4b 1	I+P	I+P	P	P	P
D-4b 2	I+P	I+P	P	P	P
D-5b 1	P	P	P	P	P
D-5b 2	P	P	P	P	P

Tableau 5.1 – Type de corrosion observé sur différentes zones de la surface supérieure des éprouvettes brutes (P = corrosion par piquûre, I+P = corrosion intergranulaire et par piquûre).

Le détail de la corrosion des éprouvettes D-2b 1, subissant sur sa surface supérieure de la corrosion par piquûre uniquement, et D-4b 1, subissant de la corrosion intergranulaire dans la ZAT-ZATM et le matériau de base côté RS 2024-T3, est présenté respectivement sur les Figure 5.5 et Figure 5.6. Les Figure 5.5 et Figure 5.6 permettent de donner une indication sur l'intensité de la corrosion dans chaque zone.

Pour l'éprouvette D-2b 1, la corrosion par piqûre est de l'ordre de la centaine de micron dans le matériau de base AS 2198-T8 et sur la surface inférieure de l'éprouvette (Figure 5.5a, c, d et g). Dans le matériau de base RS 2024-T3, et la ZAT-ZATM côté RS 2024-T3, la corrosion est de l'ordre de quelques dizaines de microns. Dans le noyau et la ZAT-ZATM, elle est plus basse, voire inexistante (Figure 5.5e et f).

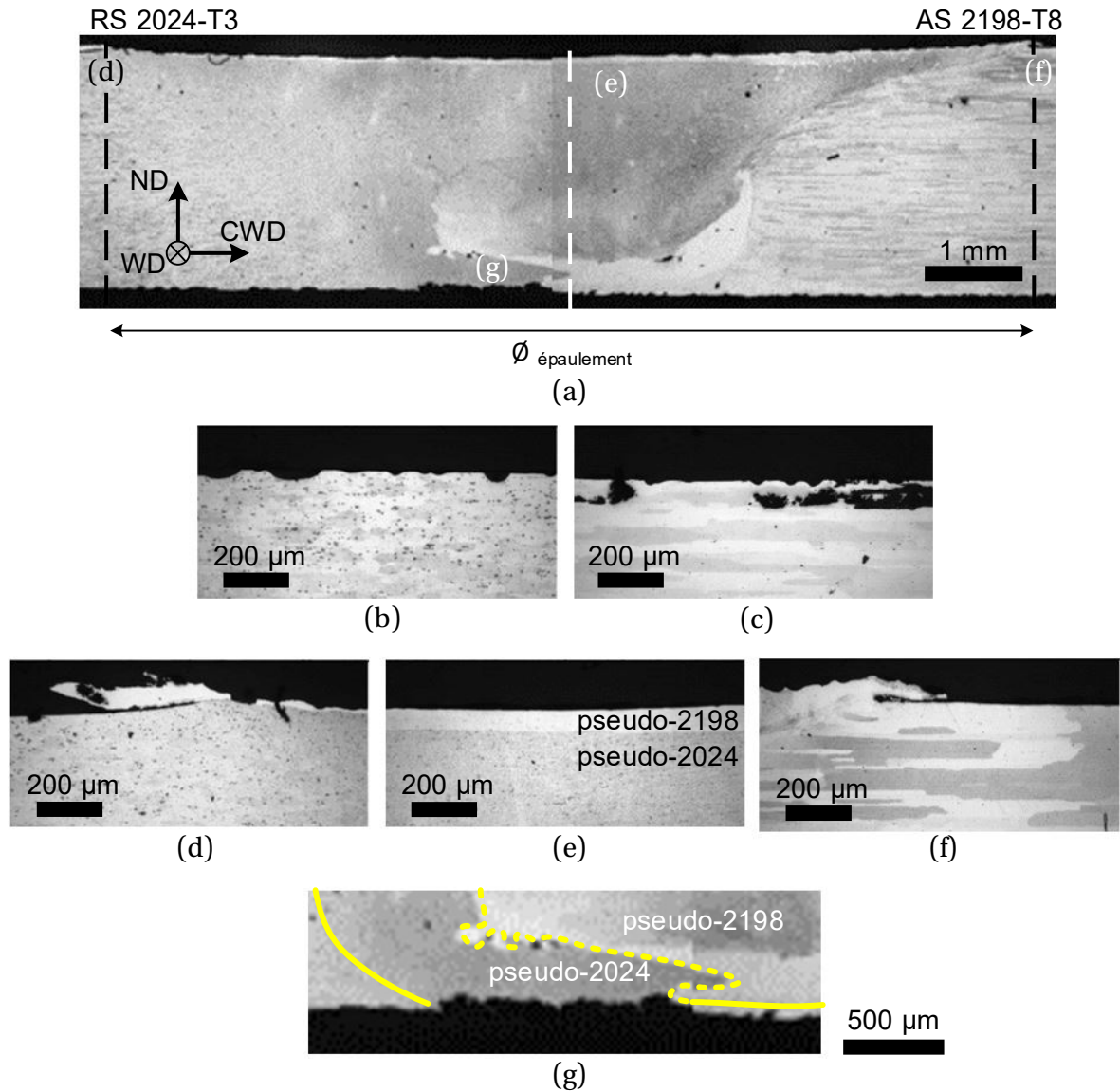


Figure 5.5 – Corrosion de l'éprouvette D-2b 1 vue dans la section transverse (CWD-ND)
 (a) vue d'ensemble, (b) grossissement dans le matériau de base 2024-T3, (c) grossissement dans le matériau de base 2198-T8, (d-g) grossissements de (a).

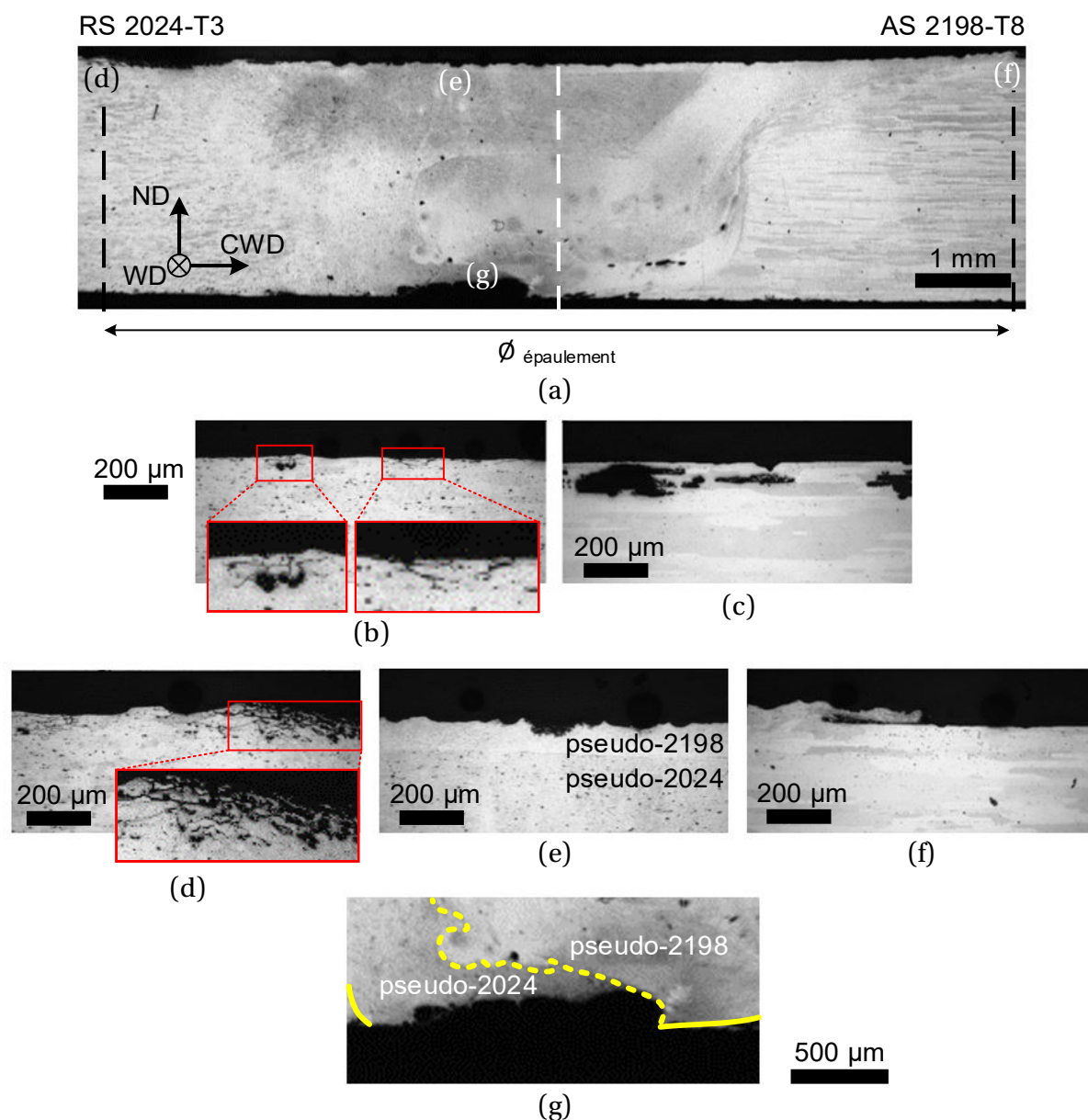


Figure 5.6 – Corrosion de l'éprouvette D-4b 1 vue dans la section transverse (CWD-ND)
(a) vue d'ensemble, (b) grossissement dans le matériau de base 2024-T3, (c) grossissement dans le matériau de base 2198-T8, (d-g) grossissements de (a).

Pour l'éprouvette D-4b 1, la corrosion intergranulaire dans le matériau de base RS 2024-T3 est moindre que celle dans la ZAT-ZATM côté RS 2024-T3 (Figure 5.6d). Cela est également généralement vrai pour les autres éprouvettes victimes de corrosion intergranulaire (Cf. Annexe II.2). Cependant on précisera que, pour une même condition de soudage, les deux éprouvettes ne subissent pas de la corrosion intergranulaire dans la ZAT-ZATM côté AS 2198-T8 dans la même intensité. L'éprouvette D-4b 1 subit notamment une corrosion intergranulaire plus profonde que celle de l'éprouvette D-4b 2 (Cf. Annexe II.2). Pour l'éprouvette D-4b 1, on remarque également que la corrosion par piqure est plus intense dans le matériau de base AS 2198-T8 et la surface inférieure (plusieurs centaines de microns) (Figure 5.6c et g) que dans le noyau et la ZAT-ZATM côté AS 2198-T8 (inférieur à 100 µm) (Figure 5.6e et f).

5.2.2 Eprouvettes polies

Il est fréquent, dans un cadre industriel, de réaliser un parachèvement des soudures qui peut être un simple meulage comme un polissage plus ou moins fin. Dans ces travaux, des éprouvettes dont la surface supérieure est polie subissent le même essai de corrosion que les éprouvettes brutes. Pour chaque condition de soudage, ce parachèvement permet de retirer une couche de matière sur la partie supérieure des soudures, ce qui a plusieurs effets :

- Dans le noyau, la couche de pseudo-2198 présente à la surface du noyau est retirée. Par conséquent, une partie du pseudo-2024, présent dans le noyau, est exposée à la corrosion. Dans la majorité des éprouvettes, la face supérieure du noyau exposée est globalement composée pour les trois-quarts de pseudo-2024 et de pseudo-2198 pour le quart restant (Figure 5.7). La surface de l'éprouvette D-4p est quant à elle composée d'un tant pour tant de pseudo-2024 et pseudo-2198 à cause de la morphologie de l'interface entre les deux matériaux dans le noyau.
- Sur le matériau de base et la ZAT-ZATM, la zone fortement influencée par le procédé de laminage est retirée.
- Le relief du cordon est supprimé, et donc l'état de surface est amélioré.

Ces éprouvettes polies permettent donc d'évaluer l'effet conjoint d'une part de l'exposition du pseudo-2024 sur une partie du noyau, d'autre part de la suppression de la zone fortement influencée par le procédé de laminage, et enfin de l'amélioration de l'état de leur surface supérieure sur le comportement en corrosion.

La corrosion subie au niveau du joint des éprouvettes polies D-1p à D-5p, dans une coupe microscopique réalisée selon la section transverse (CWD-ND), est présentée sur la Figure 5.7. La surface inférieure des éprouvettes polies, qui n'a quant à elle fait l'objet d'aucun polissage, subit le même type de corrosion que la surface inférieure des éprouvettes brutes (Cf. section 5.2.1). Quant à leur surface supérieure, elle subit une corrosion assez faible et, d'un point de vue macro, très similaire pour l'ensemble des conditions, sans zone d'attaque préférentielle, comme c'est le cas pour les éprouvettes brutes.

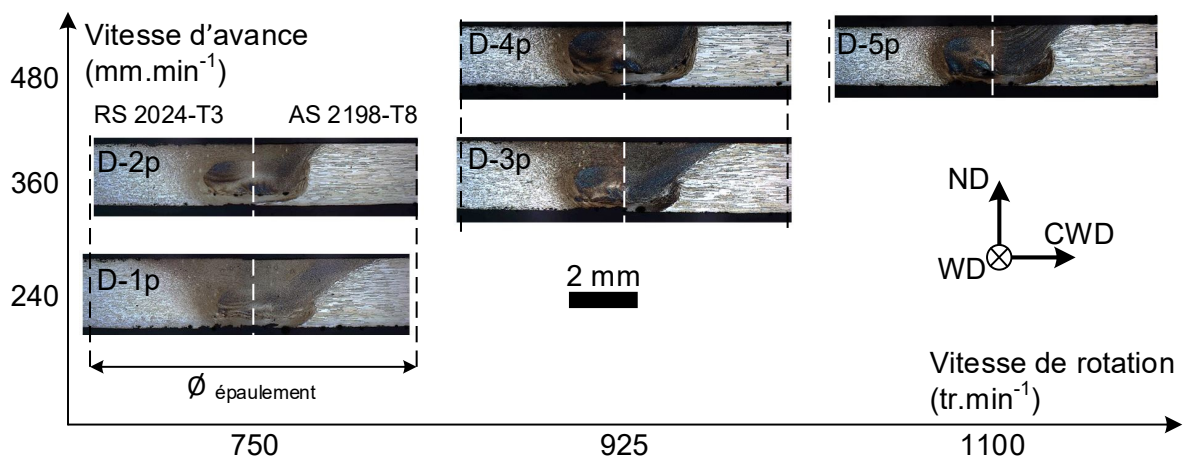


Figure 5.7 – Corrosion des éprouvettes polies vues dans la section transverse (CWD-ND).

Le Tableau 5.2 synthétise les types de corrosion observés pour les matériaux de base (MB), les ZAT-ZATM et le noyau de chacune des éprouvettes polies vues dans la section transverse (CWD-ND). Les images des différentes zones de l'ensemble des éprouvettes dans la section transverse (CWD-ND), après l'essai de corrosion, sont présentées sur la Annexe II.3. Comme pour les éprouvettes brutes, de la corrosion par piquûre est présente dans le matériau de base et la ZAT-ZATM côté AS 2198-T8. Le noyau, composé de pseudo-2198 et pseudo-2024, subit également de la corrosion par piquûre. Pour l'ensemble des conditions de soudage, la ZAT-ZATM et le matériau de base côté RS 2024-T3 subissent systématiquement de la corrosion intergranulaire et par piquûre. Par sa régularité, ce comportement est différent de celui des éprouvettes brutes qui présentaient dans ces zones, en fonction des conditions de soudage, de la corrosion intergranulaire et par piquûre ou uniquement de la corrosion par piquûre.

Eprouvette	MB RS 2024-T3	ZAT-ZATM RS 2024-T3	Noyau	ZAT-ZATM AS 2198-T8	MB AS 2198-T8
D-1p	I+P	I+P	P	P	P
D-2p	I+P	I+P	P	P	P
D-3p	I+P	I+P	P	P	P
D-4p	I+P	I+P	P	P	P
D-5p	I+P	I+P	P	P	P

Tableau 5.2 – Type de corrosion observé sur différentes zones de la surface supérieure des éprouvettes polies (P = corrosion par piquûre, I+P = corrosion intergranulaire et par piquûre).

Toutes conditions confondues, la corrosion est du même type pour une zone donnée. Toujours pour une zone donnée, la corrosion atteint des profondeurs très équivalentes pour l'ensemble des éprouvettes polies (Cf. Annexe II.3). Il est donc choisi de prendre comme cas représentatif la condition centrale D-3, dont l'éprouvette D-3p après corrosion est présentée sur la Figure 5.8.

Pour le matériau de base RS 2024-T3 (Figure 5.8b), on observe une corrosion intergranulaire très proche de celle obtenue pour les éprouvettes brutes. En revanche, pour le AS 2198-T8 (Figure 5.8c), on constate une corrosion sous forme de piquûres très latérales qui se réunissent et qui sont moins profondes (profondeur indicative de 70 μm) que celles obtenues sur les éprouvettes brutes (profondeur indicative de 30 μm). On observe que la corrosion intergranulaire dans la ZAT-ZATM côté RS 2024-T3 (Figure 5.8d), d'environ 200 μm , est plus élevée que celle obtenue dans le matériau de base RS 2024-T3 (Figure 5.8b), d'environ 50 μm . La partie exposée du noyau (Figure 5.8e), composée majoritairement de pseudo-2024, subit une corrosion très faible avec des piquûres à peine amorcées. Comme pour les éprouvettes brutes, la ZAT-ZATM côté AS 2198-T8 est très peu corrodée (Figure 5.8f). La majorité de la corrosion sur la surface inférieure (Figure 5.8g), non polie, se trouve dans le noyau avec une préférence pour le pseudo-2024.

Pour les essais sur éprouvettes brutes et éprouvettes polies, de la corrosion par piquûre est systématiquement observée au niveau du noyau, de la ZAT-ZATM AS 2198-T8, et du matériau de base AS 2198-T8 sur la surface supérieure. Ces zones sont, en surface, systématiquement composées de 2198-T8 ou de pseudo-2198, et elles subissent le même type de corrosion que les éprouvettes de 2198-T8. Pour les éprouvettes brutes, la ZAT-ZATM RS 2024-T3 et le

matériau de base RS 2024-T3 subissent, sur la surface supérieure, de la corrosion intergranulaire et par piqûre pour les conditions D-1, D-3 (ZAT-ZATM RS 2024-T3 uniquement) et D-4, et qui est uniquement par piqûre pour les conditions D-2, D-3 (matériau de base RS 2024-T3 uniquement) et D-5. Pour les conditions D-2, D-3 et D-5, ces zones, exclusivement composées de 2024-T3 ou de pseudo-2024, n'ont donc pas forcément le même comportement que le 2024-T3, qui, lui, subit de la corrosion intergranulaire complétée de piqûration. Le lien entre cette variation de comportement et l'évolution des paramètres de soudage ou de la génération de chaleur d'une condition à une autre n'est pas évident. Par ailleurs, cette variation de comportement sur la surface supérieure d'une condition à une autre n'est pas présente pour les éprouvettes polies. Pour ces éprouvettes, le noyau, la ZAT-ZATM RS 2024-T3 et le matériau de base RS 2024-T3, subissent systématiquement de la corrosion intergranulaire et

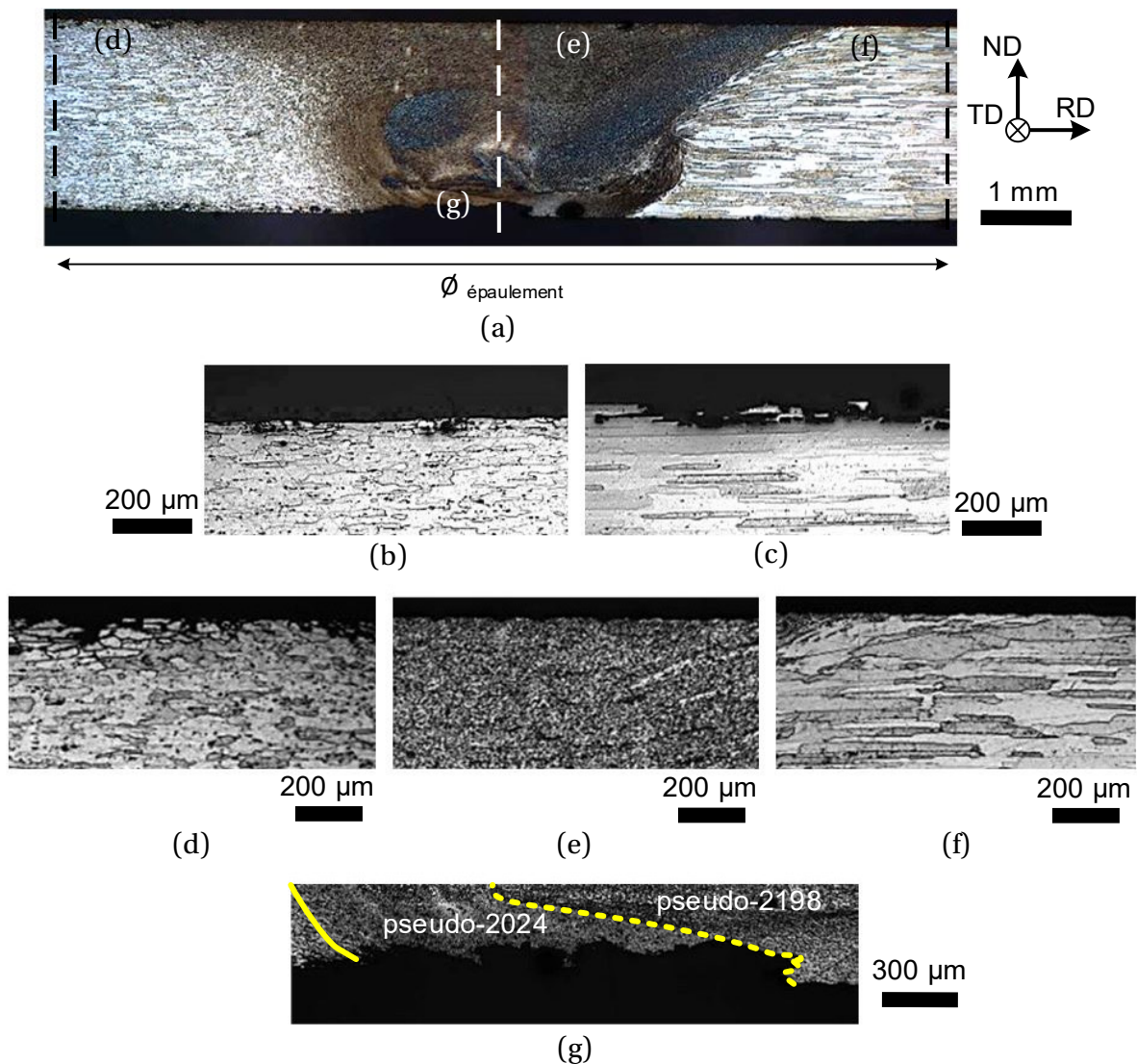


Figure 5.8 – Corrosion de l'éprouvette D-3p vue dans la section transverse (CWD-ND)
 (a) vue d'ensemble, (b) grossissement dans le matériau de base 2024-T3, (c) grossissement dans le matériau de base 2198-T8, (d-g) grossissements de (a).

par piquûre. D'une part, la variation de comportement, d'une condition à l'autre, face à la corrosion des éprouvettes brutes pourrait donc être attribuée à la variation de l'état de surface des tôles soudées étudiées. En particulier, pour les éprouvettes brutes, les défauts flash du côté RS, de très faible dimension mais non réguliers le long de la soudure (Cf. Figure 3.4), ont, dans certains cas, peut-être agi comme une protection contre la corrosion. D'autre part, la variation de comportement pourrait aussi provenir de la présence de la couche de pseudo-2198 en surface du noyau, et surtout à proximité de la ZAT-ZATM RS 2024-T3 et du matériau de base RS 2024-T3. Si cette couche possède un potentiel électrochimique plus bas que la ZAT-ZATM RS 2024-T3 et que le matériau de base RS 2024-T3, elle pourrait, dans certains cas, agir comme une anode sacrificielle et protéger les zones adjacentes de la corrosion intergranulaire [198]–[203]. Ce phénomène pourrait ne pas se répéter sur toutes les éprouvettes, d'où la variation de nature de la corrosion d'une condition à une autre. Dans les matériaux de base et les ZAT-ZATM, l'altération de la matière par le procédé de laminage des tôles, sans doute localement irrégulière, pourrait également avoir influencé le type de corrosion développé [122]. En ce sens, le polissage permettrait donc d'éviter ces phénomènes de protection, présents ou absents d'une condition à une autre, et par conséquent, d'uniformiser la tenue en corrosion pour l'ensemble des conditions. Cette uniformisation du comportement a cependant pour conséquence une corrosion intergranulaire généralement plus profonde sur les éprouvettes polies (systématiquement 200 μm sur les coupes analysées, cf. Annexe II.3) que pour les éprouvettes brutes (maximum de 130 μm pour D-3b 2, et généralement moins de 100 μm sur les coupes analysées, cf. Annexe II.2), qui sont, quant à elle, parfois protégées.

Pour l'ensemble des éprouvettes polies, la variation du type et de l'intensité de corrosion observée sur les différentes zones pourrait s'expliquer par la différence de potentiels électrochimiques entre ces zones. En effet, le procédé FSW modifie significativement et de manière non homogène le potentiel électrochimique des matériaux de base soudés [198]–[203]. Le matériau de base RS 2024-T3, contenant du cuivre solide, montre de la corrosion intergranulaire de faible intensité (profondeur indicative d'environ 70 μm). Il pourrait être protégé cathodiquement par le matériau de base AS 2198-T8, qui laisse apparaître des piquûres non négligeables, et qui a un potentiel électrochimique plus bas de par son état T8 qui produit du cuivre précipité, comme observé par Guérin et al. [46]. Il pourrait également être protégé par la ZAT-ZATM RS 2024-T3, subissant une corrosion intergranulaire plus forte, et qui se trouve dans un état métallurgique plus avancé que l'état T3, proche de l'état T6, à cause des températures qu'elle a endurée. Cet état métallurgique développerait une quantité non négligeable de cuivre précipité, ce qui dégraderait le potentiel électrochimique de la ZAT-ZATM RS 2024-T3 [201]. On note que la ZAT-ZATM RS 2024-T3 est peut-être également protégée cathodiquement par le matériau de base AS 2198-T8, mais cette protection n'a de toute façon pas été assez efficace pour réduire significativement la corrosion intergranulaire. Le potentiel électrochimique de ces deux zones est peut-être assez proche. Aucune corrosion significative n'est observée ni pour le noyau, dont la majorité de la surface exposée est composée de pseudo-2024, ni pour la ZAT-ZATM AS 2198-T8. En particulier, aucune corrosion intergranulaire n'est identifiée dans la partie du noyau où le pseudo-2024 est exposé. Le retrait de la couche de 2198-T8, recouvrant le noyau pour les éprouvettes brutes, n'a donc pas d'effet néfaste sur la tenue du noyau à la corrosion intergranulaire. L'absence de corrosion intergranulaire sur la partie de pseudo-2024 du noyau peut provenir de l'élimination des précipités au joint de grains suite à l'opération de soudage [125]. Quant à l'absence de corrosion par piquûre sur le noyau et la ZAT-ZATM côté AS 2198-T8, elle peut être due à la disparition des précipités

durcissants T_1 lors du soudage [203]. Ces zones accusent effectivement une faible dureté (Cf. section 3.3.4), supposant une disparition des précipités T_1 . Cela a pour effet d'améliorer leur potentiel électrochimique, qui devient meilleur que celui du matériau de base AS 2198-T8, qui se met donc à les protéger cathodiquement [203].

Pour les éprouvettes brutes et polies, une corrosion intragranulaire importante, et à propagation latérale, apparaît sur la surface inférieure, systématiquement non polie. Cela se fait majoritairement sur la partie du noyau composée de pseudo-2024 ou, pour les conditions possédant un LOP, dans la ZAT-ZATM RS 2024-T3. Le pseudo-2198 adjacent, ou, pour les conditions possédant un LOP, la ZAT-ZATM AS 2198-T8, sont généralement largement épargnés par la corrosion. Une protection cathodique du pseudo-2198 par le pseudo-2024 est possible, comme en témoigne, pour plusieurs éprouvettes, la frontière nette existant entre le pseudo-2024, sévèrement attaqué, et le pseudo-2198, intact. Il est possible que le cycle thermique subi au niveau de la partie inférieure du noyau ait formé, dans le pseudo-2024, des intermétalliques grossiers riches en Fe et Cu [122], [199], [230] ; ces intermétalliques auraient alors fait chuter le potentiel électrochimique du pseudo-2024, au regard des zones adjacentes. Il est également possible qu'une protection cathodique de la face supérieure du noyau par sa face inférieure opère, comme l'ont déjà observé Proton et al. [204].

Pour les éprouvettes brutes, les contraintes résiduelles en surface (Cf. Figure 4.1) n'ont apparemment pas d'effet prépondérant sur le type et l'intensité de la corrosion rencontrée. En effet, la condition D-5 montre les plus hautes contraintes résiduelles pour la ZAT-ZATM côté RS 2024-T3 et n'a pas pour autant de corrosion intergranulaire. La condition D-2 possède quant à elle des contraintes résiduelles équivalentes à celles des autres conditions et n'a pas non plus de corrosion intergranulaire. L'état de surface, identifié comme un facteur prépondérant dans la tenue en corrosion, a une influence plus importante que celle des contraintes résiduelles.

5.3 Résumé et conclusions du chapitre

Ce chapitre donne une analyse du comportement en corrosion par immersion des soudures dans une configuration telle que soudée (éprouvettes brutes) et une configuration avec un parachèvement de la surface supérieure (éprouvettes polies).

Dans les différentes zones de leur surface supérieure, les éprouvettes brutes subissent une corrosion variable d'une condition à une autre. Cette variation est attribuée à l'état de surface des éprouvettes brutes et à la présence de la couche de pseudo-2198 présente en surface du noyau, qui pourraient, par leurs caractéristiques, protéger le matériau de base RS 2024-T3 et la ZAT-ZATM RS 2024-T3. Cependant, cette protection ne s'est peut-être pas effectuée systématiquement, et, d'une condition à une autre, des variations de comportement face à la corrosion ont pris place. Les contraintes résiduelles ne semblent pas avoir d'effet sur la corrosion des éprouvettes brutes.

Pour les éprouvettes polies, le comportement en corrosion sur la surface supérieure est beaucoup plus régulier d'une condition à une autre. Pour chaque zone, l'intensité de la corrosion varie peu d'une condition à une autre, tandis que la nature de la corrosion est constante. D'une part, de la corrosion intergranulaire de faible intensité est visible dans le matériau de base RS 2024-T3, alors qu'il est possible d'en observer de plus haute intensité dans la

ZAT-ZATM RS 2024-T3. D'autre part, le noyau et la ZAT-ZATM AS 2198-T8 sont quasiment exemptés de corrosion. Enfin, le matériau de base AS 2198-T8 est victime d'une corrosion par piquûre relativement prononcée. Il est connu que le procédé FSW modifie le potentiel électrochimique des matériaux de base soudés de manière non homogène [198]–[203]. Suite à cette redistribution des potentiels électrochimiques au sein de la soudure, l'étude amène à proposer que le matériau de base AS 2198-T8 protège cathodiquement le reste de la soudure. La ZAT-ZATM RS 2024-T3 n'a cependant pas été assez protégée, peut-être car son potentiel électrochimique est trop proche du matériau de base AS 2198-T8 et subit une corrosion intergranulaire significative. Globalement, ces mécanismes de corrosion sont bénéfiques, car le matériau de base AS 2198-T8 protège le reste de la soudure, tout en ne subissant pas de corrosion intergranulaire, particulièrement nocive dans les cas de corrosion sous contrainte ou en fatigue-corrosion [6]. En ce sens, utiliser matériau de base AS 2198-T8 en tant qu'anode sacrificielle du reste de la soudure est recommandé.

La surface inférieure des éprouvettes brutes et polies subit une corrosion intragranulaire conséquente au niveau du noyau dans la partie RS 2024-T3, alors que la partie AS 2198-T8 est, dans la plupart des cas, quasiment exemptée de corrosion. Une protection cathodique du pseudo-2198 par le pseudo-2024, possédant alors un plus bas potentiel électrochimique, est possible.

Sous l'effet de la corrosion, la surface supérieure des éprouvettes brutes des soudures se comporte de manière incontrôlée et sans lien apparent avec leurs paramètres de soudage, puisque c'est leur état de surface qui pilote leur tenue en corrosion. Pour une condition de soudage donnée, cet état de surface est, dans le meilleur des cas, peut-être répétable sur l'ensemble du cordon d'une tôle soudée, mais probablement pas sur les cordons de plusieurs tôles soudées. Par conséquent, pour une même condition de soudage, une zone de la soudure va subir de la corrosion de nature et d'intensité différente d'une tôle à une autre. Ce comportement, imprévisible, nécessite de prendre une marge de sécurité importante lors du dimensionnement d'une structure intégrant de telles soudures brutes. Il n'est donc pas apprécié d'un point de vue industriel. Polir les éprouvettes permet d'homogénéiser le comportement en corrosion des soudures d'une condition à une autre, et, même s'il faudrait le vérifier expérimentalement, probablement d'un cordon à un autre pour une même condition de soudage. En ce sens, le polissage est bénéfique d'un point de vue industriel. Cependant, contrairement aux soudures brutes, les soudures polies subissent systématiquement de la corrosion intergranulaire de manière assez sévère. Cela n'est pas une bonne chose, notamment dans le cas de sollicitations en corrosion sous contrainte ou en fatigue-corrosion [6]. Il convient donc, en milieu industriel, de prévoir une protection adaptée à ce genre de corrosion.

Synthèse, conclusion générale et perspectives

Ce travail avait pour but principal la compréhension des mécanismes en jeu donnant les caractéristiques finales de soudures 2024-T3/2198-T8 mais aussi de déterminer les conditions de soudage permettant d'obtenir des soudures optimales au regard de la tenue mécanique et en corrosion tout en contrôlant les distorsions. Pour parvenir à ces objectifs, nous avons articulé cette recherche autour de trois parties, qui sont une analyse microstructurale, une analyse mécanique et une analyse de la tenue en corrosion.

L'analyse dite microstructurale a englobé une analyse de la thermique du procédé, de la macro et microstructure des soudures, des défauts des soudures, et de leur microdureté. L'objectif de cette partie était de comprendre comment la thermique et le flux de matière générés par le procédé faisaient évoluer les macro et microstructure des joints, la répartition des défauts et le champ de microdureté.

Comme souvent observé dans la littérature, l'abaissement de la vitesse d'avance a été identifié comme le principal facteur de génération de chaleur, la vitesse de rotation ne passant qu'au second plan. Cela peut en partie venir du fait que la plage couverte par les vitesses d'avance est, proportionnellement, beaucoup plus grande que celle de la vitesse de rotation.

La microstructure est assez constante pour les différentes conditions de soudage, mais l'apparition de défaut varie d'une condition à une autre. Pour les conditions D-2, D-4 et D-5, qui sont les plus froides, la chaleur diffusée n'a pas permis au noyau de s'étendre jusqu'à la surface inférieure des tôles : un LOP s'est formé. L'usage d'un outil spécifique pour ces conditions de soudage, avec un pion légèrement plus grand ou bien permettant de générer plus de chaleur, pourrait réduire ou faire disparaître les LOP. De plus, des défauts internes sont présents à l'interface entre le repli (II) et le reste du noyau (I) pour toutes les conditions de soudage. Ces défauts se sont formés à cause de températures locales basses couplées à un ratio de vitesses élevé, qui n'ont pas permis un écoulement sain de la matière. L'analyse tomographique a montré que plus ce couplage était fort, et plus les défauts générés étaient gros. Elle a aussi permis de montrer que les défauts sont des vides qui peuvent être amenés à coalescer pour former des tunnels locaux.

Concernant la microdureté des joints, une Zone de Faible Dureté (ZFD) est présente dans la moitié côté AS du noyau et se prolonge dans la ZAT-ZATM côté AS pour toutes les conditions. Les températures atteintes dans la ZFD ont permis un grossissement ou une dissolution des précipités durcissant présents dans la matière avant soudage. Le côté RS 2024-T3 est beaucoup plus constant en dureté que le côté AS 2198-T8. Cela est attribué à la nature et au traitement thermique des deux matériaux. Les champs de microdureté sont très similaires d'une condition à une autre, et l'effet qu'a l'évolution des paramètres de soudage et donc de la chaleur générée, semble donc faible.

L'analyse mécanique concernait l'étude de l'évolution des contraintes résiduelles en surface, des distorsions engendrées par le procédé, et du comportement en traction des

soudures. Elle avait pour but d'identifier et de relier ces caractéristiques aux évolutions thermiques et microstructurale.

Les contraintes résiduelles en surface sont de traction dans l'ensemble noyau-ZATM-ZAT dans la direction CWD, et de compression autour de cette zone. L'intensité des contraintes résiduelles de traction varie d'une condition à une autre, mais l'influence des paramètres de soudage sur cette variation n'a pu être établie.

Une forme d'anti-selle, très similaire d'une condition à l'autre, est identifiée sur l'ensemble des tôles soudées. Par sa stabilité, la présente configuration de soudage est pertinente d'un point de vue industriel car une marge d'erreur réduite pourrait ainsi être considérée pour concevoir une structure l'incluant.

Toutes les éprouvettes de traction rompent de manière ductile au sein de la ZFD (Zone de Faible Dureté) après une étape de striction. La ZFD semble donc avoir eu plus mal à s'écrouir que les autres régions des joints. Les défauts et les interfaces de matières au sein du noyau ne semblent pas avoir d'influence sur l'amorce de rupture en traction. L'analyse réalisée par DIC a permis de montrer que la déformation plastique des éprouvettes a majoritairement lieu dans une large partie de la ZFD pour toutes les conditions. Pour les conditions D-1 et D-3, la partie de la ZAT contenue dans la ZFD a plus de mal à s'écrouir que la partie du noyau également contenue dans la ZFD, et de bonnes propriétés mécaniques sont obtenues. Pour les conditions D-2, D-4 et D-5, c'est l'inverse, et ces conditions de soudage montrent de piètres propriétés mécaniques. Il est difficile, en se référant uniquement aux cartes de dureté obtenues, d'expliquer cette variation de comportement pour les deux groupes de conditions. Pour les différentes conditions, une analyse détaillée de l'état de précipitation pourrait donner des éléments explicatifs.

L'analyse sous corrosion visait à déterminer l'influence qu'avaient les évolutions microstructurales et métallurgiques des joints ainsi que l'état de contraintes résiduelles sur leur tenue en corrosion par immersion. Des éprouvettes brutes et polies sur la surface supérieure des soudures ont été testées. Pour chaque zone de la face supérieure des éprouvettes brutes, la corrosion est différente d'une condition à une autre. Cependant, cette variation ne vient pas directement de l'évolution des conditions de soudage. L'état de surface des éprouvettes brutes, non maîtrisé, et la présence de la couche de pseudo-2198 en surface du noyau, venant influencer de manière variable la tenue en corrosion de chaque zone, seraient responsables de ces variations. Les contraintes résiduelles n'ont, quant à elles, pas eu d'effet observable sur la corrosion des éprouvettes brutes. Les éprouvettes polies ont un comportement en corrosion sur la surface supérieure beaucoup plus régulier d'une condition à une autre que les éprouvettes brutes. De la corrosion intergranulaire est systématiquement visible dans le matériau de base AS 2198-T8 et la ZAT-ZATM RS 2024-T3. Le noyau et la ZAT-ZATM AS 2198-T8 sont quasiment exemptés de corrosion. Le matériau de base AS 2198-T8 subit quant à lui une corrosion par piqure relativement prononcée. Le matériau de base AS 2198-T8 protège peut-être cathodiquement le reste de la soudure. Si cette protection existe, la ZAT-ZATM RS 2024-T3, qui a peut-être un potentiel électrochimique bas, n'a malheureusement été que peu protégée et subit une corrosion intergranulaire significative. De manière générale, le fait que matériau de base AS 2198-T8 protège cathodiquement le reste de la soudure est bénéfique, car il ne subit pas, par nature, de corrosion intergranulaire, nocive en cas de sollicitation mécanique conjointe à la corrosion.

Le comportement en corrosion très imprévisible des soudures brutes nécessite une marge de sécurité importante lors de la conception de structure, ce qui n'est pas apprécié pour une

application industrielle. Le polissage donne l'opportunité d'homogénéiser le comportement en corrosion des soudures pour l'ensemble des conditions et, probablement, d'un cordon à un autre pour une condition de soudage fixe, ce qui est bénéfique d'un point de vue industriel. Cependant, les soudures polies subissent systématiquement de la corrosion intergranulaire de manière assez sévère, alors que les éprouvettes brutes étaient, aléatoirement, parfois épargnées. En milieu industriel, il est donc nécessaire, si le choix est de retenir une configuration avec parachèvement, de prévoir une protection suffisante des soudures.

Ces analyses apportent des éléments de réponse à la question principale de ces travaux : la détermination des paramètres optimaux de soudage concernant la tenue mécanique et en corrosion tout en maîtrisant les distorsions. Sur la fenêtre de paramètres choisie, le comportement en corrosion d'une condition à une autre est différent pour les éprouvettes brutes, mais cela est attribué à l'état de surface des soudures, qui a été identifié comme non lié aux conditions de soudage. Le comportement est en revanche le même pour les éprouvettes polies des différentes conditions. Le comportement en corrosion n'apparaît donc pas comme décisionnaire dans le choix des paramètres de soudage optimaux. De la même manière, les distorsions suivent toutes une forme d'anti-selle et ont la même intensité pour toutes les conditions de soudage. Elles sont par conséquent prédictibles et, de ce fait, maîtrisables. Néanmoins, répéter les mesures de distorsions sur d'autres tôles pour l'ensemble des conditions de soudage, afin de s'assurer de leur répétabilité serait judicieux. La tenue mécanique varie quant à elle de manière importante d'une condition à une autre et se présente donc comme la seule caractéristique décisive dans la sélection des paramètres de soudage optimaux. Si les conditions D-1 et D-3, les plus chaudes, sont les plus résistantes, elles ne sont pas, au regard de la fenêtre de paramètres, les plus attrayantes d'un point de vue industriel. En revanche, les conditions à haute vitesse d'avance D-4 et D-5 (à 480 mm.min^{-1}) sont plus intéressantes, car elles nécessitent moins de temps machine et sont donc plus économiques. Elles ont malheureusement de piètres performances mécaniques. Pour la condition D-5, un manque de répétabilité des performances mécaniques le long d'un même cordon est également avéré, ce qui est rédhibitoire dans un milieu industriel. Dans la fenêtre de paramètres investiguée, la condition D-3 semble donc avoir le meilleur compromis « performance » - « temps machine », car elle est la condition possédant la plus haute vitesse d'avance avec des performances mécaniques acceptables.

Dans la continuité de cette recherche, d'autres travaux expérimentaux et numériques sont actuellement en cours, ou pourraient être menés. Pour les travaux expérimentaux, la tenue en fatigue en traction des joints soudés 2024-T3/2198-T8 dans les différentes conditions est en cours d'évaluation. À la manière de l'analyse réalisée pour la tenue en traction, l'attention se portera particulièrement sur l'effet des paramètres machine et de la microstructure sur la localisation des fissures et sur les performances. En fonction des résultats obtenus, le choix de la condition optimale, qui se porte actuellement sur la D-3, pourrait être modifié. Réaliser une nouvelle étude pour la condition D-5, à haute vitesse d'avance (à 480 mm.min^{-1}), mais, cette fois-ci, sur des soudures réalisées avec un outil développé spécifiquement pour cette condition, serait très pertinent. Un tel changement pourrait corriger les instabilités actuellement présentes pour la condition D-5 en redistribuant totalement le flux de matière et la génération de température. De cette manière, le comportement des soudures réalisées dans la condition D-5 pourrait se rapprocher de celles réalisées dans la condition D-3, avec des propriétés mécaniques améliorées et plus répétables qu'actuellement. En fonction des nouveaux résultats

obtenus, des conditions avec des vitesses d'avance encore plus élevées, donc encore plus économiques, pourraient même ensuite être envisagées. Il serait également approprié de répéter l'analyse tomographique sur les conditions déjà analysées et d'en réaliser une sur les conditions manquantes, afin de s'assurer de la répétabilité des résultats et de confirmer les hypothèses formulées sur les conditions investiguées. Répéter les mesures de distorsions pour une même condition, afin de s'assurer de leur répétabilité d'une tôle à une autre, est également pertinent. De même, réaliser une étude de l'état de précipitation des soudures pourrait permettre de mieux comprendre les mécanismes d'amorce de rupture, au sein de la ZFD, en traction. Pour la tenue en corrosion, l'analyse mériterait d'être poussée afin de confirmer la présence d'une protection cathodique de la soudure par le matériau de base AS 2198-T8. Cela pourrait se faire par le biais de mesures de potentiels de corrosion entre les différentes zones concernées.

Concernant les travaux numériques, le modèle transitoire à faible temps de calcul et permettant de prédire les distorsions thermiques pour le soudage 2024-T3/2198-T8 est en cours d'élaboration. Il s'agit d'un modèle thermomécanique complet, c'est-à-dire qu'il n'est pas basé sur une source de chaleur équivalente, mais que la génération de chaleur est calculée à chaque pas de temps. La modélisation du flux de matière et de la diffusion de la chaleur est équivalente à celle utilisée dans le modèle numérique stationnaire de Robe [5]. La particularité du modèle vient de son maillage astucieux permettant à l'outil de parcourir, virtuellement, les tôles au cours du soudage pour en déduire le champ de températures en tout point avec de faibles temps de calcul CPU (environ 7h sur une station de calcul équipée d'un processeur de 3.5 GHz et d'une mémoire vive de 64 Go). Actuellement, le modèle arrive à prédire de manière assez fidèle les températures atteintes dans les tôles au cours du soudage. Le travail actuel porte sur la modélisation des distorsions engendrées après soudage.

Références bibliographiques

- [1] H. Robe, Y. Zedan, J. Chen, H. Monajati, E. Feulvarch, and P. Bocher, Microstructural and mechanical characterization of a dissimilar friction stir welded butt joint made of AA2024-T3 and AA2198-T3, *Mater. Charact.*, vol. 110, pp. 242–251, 2015, <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1044580315300322>.
- [2] 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, *Mater. Des.*, vol. 108, pp. 217–229, Oct. 2016, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S026412751630853X>.
- [3] M. Masoumi Khalilabad, Y. Zedan, D. Texier, M. Jahazi, and P. Bocher, Effect of tool geometry and welding speed on mechanical properties of dissimilar AA2198-AA2024 FSWed joint, *J. Manuf. Process.*, vol. 34, no. May, pp. 86–95, 2018, <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.05.030>.
- [4] J. Chen, Y. Madi, T. F. Morgeneyer, and J. Besson, Plastic flow and ductile rupture of a 2198 Al-Cu-Li aluminum alloy, *Comput. Mater. Sci.*, vol. 50, no. 4, pp. 1365–1371, Feb. 2011, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0927025610003769>.
- [5] H. Robe, Apports à la compréhension du soudage FSW hétérogène d'alliages d'aluminium par une approche expérimentale et numérique, 2017.
- [6] J. R. Davis, *Corrosion Of Aluminum and Aluminum Alloys*. ASM International, 1999.
- [7] D. Askeland, P. Fulay, and W. Wright, *The Science and Engineering of Materials*. Cengage Learning, 2010.
- [8] J. G. Kaufman, *Introduction to Aluminium Alloys and Tempers*. ASM International, 2000.
- [9] G. Sha, R. K. W. Marceau, and S. P. Ringer, Precipitation and solute clustering in aluminium: advanced characterisation techniques, in *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, vol. 58, no. 12, Elsevier, 2011, pp. 345–366.
- [10] M. Colombié, *Matériaux Métalliques, seconde édition*. Dunod, 2008.
- [11] D. Hull and D. J. Bacon, *Introduction to Dislocations*. 2011.
- [12] M. T. Kiani, M. Murayama, and X. W. Gu, Deformation of a nanocube with a single incoherent precipitate: role of precipitate size and dislocation looping, *Philos. Mag.*, vol. 100, no. 13, pp. 1749–1770, 2020, <https://doi.org/10.1080/14786435.2020.1741044>.
- [13] B. Dubost and P. Sainfort, Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium, *Techniques de l'Ingenieur*. 1991.
- [14] D. A. Porter, K. E. Easterling, and M. Y. Sherif, *Phase Transformations in Metals and Alloys, Third Edition*. 2014.
- [15] T. Huang, Q. Zhao, Z. Liu, and S. Bai, Enhanced damage tolerance through reconstructing residual stress and Cu-Mg co-clusters by pre-rolling in an Al-Cu-Mg alloy, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 700, no. June, pp. 241–249, 2017, <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.06.013>.
- [16] J. G. Kaufman, *Properties of Aluminum Alloys Fatigue Data and the Effects of*

Temperature. 2008.

- [17] A. Poznak, D. Freiberg, and P. Sanders, Automotive Wrought Aluminium Alloys, in *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, Elsevier, 2018, pp. 333–386.
- [18] M. Kutz, *Handbook of Materials Selection*, no. 0. John Wiley & Sons, 2002.
- [19] J. P. Immarigeon, R. T. Holt, A. K. Koul, L. Zhao, W. Wallace, and J. C. Beddoes, Lightweight materials for aircraft applications, *Mater. Charact.*, vol. 35, no. 1, pp. 41–67, 1995.
- [20] C. L. Lach and M. S. Domack, *Characterization of Al-Cu-Mg-Ag Alloy RX226-T8 Plate*. 2003.
- [21] A. O'Brien and K. Sinnes, Eds., *Welding Handbook*, vol. 5. American Welding Society, 2015.
- [22] Y. . Bagaryatskii, Structural changes on Aging Al-Cu-Mg alloys, *Doklady Akademii Nauk S.S.S.R.* 1952.
- [23] J. M. Silcock, The Structural Aging Characteristics of Al-Cu-Mg Alloys with Copper:Magnesium Weight Ratios of 7:1 and 2.2:1, *J. Inst. Met.*, vol. 89, pp. 203–210, 1960.
- [24] F. Cuisiat and P. Duval, Etude des premiers stades de decomposition d'un alliage Al-Cu-Mg, vol. 18, pp. 1051–1056, 1984, [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(84\)90177-7](https://doi.org/10.1016/0036-9748(84)90177-7).
- [25] I. J. Polmear and M. J. Couper, Design and development of an experimental wrought aluminum alloy for use at elevated temperatures, *Metall. Trans. A*, vol. 19, no. 4, pp. 1027–1035, 1988.
- [26] R. S. Mishra and H. Sidhar, *Friction stir welding of 2xxx aluminum alloys including Al-Li alloys*. 2016.
- [27] P. Ratchev, B. Verlinden, P. De Smet, and P. Van Houtte, Precipitation hardening of an Al–4.2wt% Mg–0.6wt% Cu alloy, *Acta Mater.*, vol. 46, no. 10, pp. 3523–3533, 1998.
- [28] H. H. Shih, N. N. Ho, and J. C. Huang, Precipitation Behaviors in Al-Cu-Mg and 2024 Aluminum Alloys, *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 27, no. September, pp. 2479–2494, 1996, <http://www.springerlink.com/index/H558812V15546312.pdf>.
- [29] S. C. Wang and M. J. Starink, Two types of S phase precipitates in Al-Cu-Mg alloys, *Acta Mater.*, vol. 55, no. 3, pp. 933–941, 2007.
- [30] R. Saillard, B. Viguier, G. Odemer, A. Pugliara, B. Fori, and C. Blanc, Influence of the microstructure on the corrosion behaviour of 2024 aluminium alloy coated with a trivalent chromium conversion layer, *Corros. Sci.*, vol. 142, no. July, pp. 119–132, 2018, <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.07.007>.
- [31] W. Zhang and G. S. Frankel, Transitions between pitting and intergranular corrosion in AA2024, *Electrochim. Acta*, vol. 48, no. 9 SPEC., pp. 1193–1210, 2003.
- [32] T. Warner, *Recently-developed aluminium solutions for aerospace applications*, vol. 519–521. 2006.
- [33] T. Kvačák and R. Bidulský, *Aluminium Alloys, Theory and Applications*. InTech, 2011.
- [34] R. J. Rioja and J. Liu, The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 43, no. 9, pp. 3325–3337, 2012.

- [35] K. V. Jata, S. Panchanadeeswaran, and A. K. Vasudevan, Evolution of texture, microstructure and mechanical property anisotropy in an Al-Li-Cu alloy, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 257, no. 1, pp. 37–46, 1998.
- [36] N. E. Prasad, A. A. Gokhale, and P. R. Rao, Mechanical behaviour of aluminium-lithium alloys, *Sadhana*, vol. 28, no. 1-2, pp. 209–246, 2003, <https://link.springer.com/article/10.1007/BF02717134>.
- [37] R. Sawtell, P. Bretz, J. Petit, and A. Vasudevan, Low-Density Aluminum Alloy Development, *Advanced Aerospace Materials Technology SP-597*, vol. 93. SAE International, 1984.
- [38] B. Decreus, A. Deschamps, F. De Geuser, P. Donnadieu, C. Sigli, and M. Weyland, The influence of Cu/Li ratio on precipitation in Al-Cu-Li-x alloys, *Acta Mater.*, vol. 61, no. 6, pp. 2207–2218, 2013, <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2012.12.041>.
- [39] N. E. Prasad, A. A. Gokhale, and R. J. H. Wanhill, *Aluminum-Lithium Alloys*. Butterworth-Heinemann, 2014.
- [40] Z. Gao, J. H. Chen, S. Y. Duan, X. B. Yang, and C. L. Wu, Complex precipitation sequences of Al-Cu-Li-(Mg) alloys characterized in relation to thermal ageing processes, *Acta Metall. Sin. (English Lett.)*, vol. 29, no. 1, pp. 94–103, 2016.
- [41] B.-P. Huang and Z.-Q. Zheng, Independent and combined roles of trace Mg and Ag additions in properties precipitation process and precipitation kinetics of Al-Cu-Li-(Mg)-(Ag)-Zr-Ti alloys, *Acta Mater.*, vol. 46, no. 12, pp. 4381–4393, 1998.
- [42] B. Gault, F. de Geuser, L. Bourgeois, B. M. Gabbie, S. P. Ringer, and B. C. Muddle, Atom probe tomography and transmission electron microscopy characterisation of precipitation in an Al-Cu-Li-Mg-Ag alloy, *Ultramicroscopy*, vol. 111, no. 6, pp. 683–689, 2011, <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultramicro.2010.12.004>.
- [43] F. W. Gayle, F. H. Heubbaum, and J. R. Pickens, Structure and properties during aging of an ultra-high strength Al-Cu-Li-Ag-Mg alloy, *Scr. Metall. Mater.*, vol. 24, no. 1, pp. 79–84, 1990.
- [44] B. Decreus, Etude de la précipitation dans les alliages Al-Li-Cu de troisième génération – Relations entre microstructures et propriétés mécaniques, 2010.
- [45] J. M. Silcock, T. J. Heal, and H. K. Hardy, Structural Ageing Characteristics of Binary Aluminium-Copper Alloys, *J. Inst. Met.*, vol. 82, pp. 239–248, 1954.
- [46] M. Guérin, J. Alexis, E. Andrieu, C. Blanc, and G. Odemer, Corrosion-fatigue lifetime of Aluminium-Copper-Lithium alloy 2050 in chloride solution, *Mater. Des.*, vol. 87, pp. 681–692, 2015, <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.08.003>.
- [47] V. Proton *et al.*, Influence of Post-Welding Heat Treatment on the Corrosion Behavior of a 2050-T3 Aluminum-Copper-Lithium Alloy Friction Stir Welding Joint, *J. Electrochem. Soc.*, vol. 158, no. 5, p. C139, 2011, <https://iopscience.iop.org/article/10.1149/1.3562206>.
- [48] J. V. de Sousa Araujo *et al.*, Thermomechanical treatment and corrosion resistance correlation in the AA2198 Al-Cu-Li alloy, *Corros. Eng. Sci. Technol.*, vol. 54, no. 7, pp. 575–586, 2019, <https://doi.org/10.1080/1478422X.2019.1637077>.
- [49] A. Balbo, A. Frignani, V. Grassi, and F. Zucchi, Electrochemical behaviour of AA2198 and AA2139 in neutral solutions, *Mater. Corros.*, vol. 66, no. 8, pp. 796–802, Aug. 2015, <http://doi.wiley.com/10.1002/maco.201408059>.
- [50] W. M. W. Thomas *et al.*, Friction stir welding process developments and variant techniques, 1991.

- [51] E. Feulvarch, Modélisation numérique du procédé par friction-malaxage (Friction Stir Welding), *Techniques de l'ingénieur*. 2011.
- [52] S. Shankar and S. Chattopadhyaya, Friction stir welding of commercially pure copper and 1050 aluminum alloys, *Mater. Today Proc.*, no. xxxx, 2019, <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.719>.
- [53] N. Kumar, W. Yuan, and R. S. Mishra, *Friction Stir Welding of Dissimilar Alloys and Materials*. 2015.
- [54] W. J. Arbegast, Modeling Friction Stir Joining as a Metalworking Process, in *Hot deformation of aluminum alloys III, San Diego, CA, United States*, 2003, pp. 313–330.
- [55] Q.-Y. Shi, J. Silvanus, Y. Liu, D.-Y. Yan, and H.-K. Li, Experimental study on distortion of Al-6013 plate after friction stir welding, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 13, no. 5, pp. 472–478, 2008.
- [56] D. Lohwasser and Z. Chen, *Friction Stir Welding: From Basics to Applications*. 2010.
- [57] J.-M. Bergheau, Thermo-Mechanical Industrial Processes: Modeling and Numerical Simulation, p. 480, 2014.
- [58] R. S. Mishra and Z. Y. Ma, Friction stir welding and processing, *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 50, no. 1–2, pp. 1–78, Aug. 2005, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0927796X05000768>.
- [59] W. S. Chu and F. binti Yusof, Influence of Different Anvil Back Plates on Heat Dissipation Velocity of the Micro-Friction Stir Welding Process, *Appl. Mech. Mater.*, vol. 786, pp. 415–420, 2015.
- [60] A. C. F. Silva, J. De Backer, and G. Bolmsjö, Temperature measurements during friction stir welding, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 88, no. 9–12, pp. 2899–2908, Feb. 2017, <http://link.springer.com/10.1007/s00170-016-9007-4>.
- [61] J.-H. Cho, D. E. Boyce, and P. R. Dawson, Modeling strain hardening and texture evolution in friction stir welding of stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 398, no. 1–2, pp. 146–163, May 2005, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509305002182>.
- [62] R. Zhu, W. Gong, and H. Cui, Temperature evolution, microstructure, and properties of friction stir welded ultra-thick 6082 aluminum alloy joints, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 108, no. 1–2, pp. 331–343, May 2020, <http://link.springer.com/10.1007/s00170-020-05422-7>.
- [63] S. Verma, Meenu, and J. P. P. Misra, Study on temperature distribution during Friction Stir Welding of 6082 aluminum alloy, *Mater. Today Proc.*, vol. 4, no. 2, pp. 1350–1356, 2017, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2214785317301566>.
- [64] B. Chaudhary, V. Patel, P. L. Ramkumar, and J. Vora, Temperature Distribution During Friction Stir Welding of AA2014 Aluminum Alloy: Experimental and Statistical Analysis, *Trans. Indian Inst. Met.*, vol. 72, no. 4, pp. 969–981, 2019, <https://doi.org/10.1007/s12666-018-01558-z>.
- [65] L. Giraud, H. Robe, C. Claudin, C. Desrayaud, P. Bocher, and E. Feulvarch, Investigation into the dissimilar friction stir welding of AA7020-T651 and AA6060-T6, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 235, pp. 220–230, 2016, <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013616301108>.
- [66] R. S. Mishra and M. W. Mahoney, *Friction Stir Welding and Processing*. ASM

- International.
- [67] O. S. Salih, H. Ou, X. Wei, and W. Sun, Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA6092/SiC metal matrix composite, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 742, no. January 2019, pp. 78–88, 2019, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.116>.
 - [68] O. Gopkalo, X. Liu, F. Long, M. Booth, A. P. Gerlich, and B. J. Diak, Non-isothermal thermal cycle process model for predicting post-weld hardness in friction stir welding of dissimilar age-hardenable aluminum alloys, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 754, no. July, pp. 205–215, 2019, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.025>.
 - [69] H. Fujii, T. Tatsuno, T. Tsumura, M. Tanaka, and K. Nakata, Hybrid Friction Stir Welding of Carbon Steel, *Mater. Sci. Forum*, vol. 580–582, pp. 393–396, Jun. 2008, <https://www.scientific.net/MSF.580-582.393>.
 - [70] M. B. Bilgin and C. Meran, The effect of tool rotational and traverse speed on friction stir weldability of AISI 430 ferritic stainless steels, *Mater. Des.*, vol. 33, no. 1, pp. 376–383, 2012, <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2011.04.013>.
 - [71] S. K. Gupta, K. N. Pandey, and R. Kumar, Effect of Friction Stir Welding Process Parameters on Temperature Profile and Tensile Strength of Dissimilar Aluminum Alloys, *Appl. Mech. Mater.*, vol. 813–814, no. September, pp. 425–430, Nov. 2015, <https://www.scientific.net/AMM.813-814.425>.
 - [72] H. Schmidt, J. Hattel, and J. Wert, An analytical model for the heat generation in friction stir welding, *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 12, no. 1, pp. 143–157, Jan. 2004, <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/0965-0393/12/1/013>.
 - [73] F. Lambiase, A. Paoletti, and A. Di Ilio, Forces and temperature variation during friction stir welding of aluminum alloy AA6082-T6, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 99, no. 1–4, pp. 337–346, Oct. 2018, <http://link.springer.com/10.1007/s00170-018-2524-6>.
 - [74] D. Yi, T. Onuma, S. Mironov, Y. S. Sato, and H. Kokawa, Evaluation of heat input during friction stir welding of aluminium alloys, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 22, no. 1, pp. 41–46, 2017.
 - [75] M. Jayaraman, R. Sivasubramanian, V. Balasubramanian, and S. Babu, Influences of process parameters on tensile strength of friction stir welded cast A319 aluminium alloy joints, *Met. Mater. Int.*, vol. 15, no. 2, pp. 313–320, Apr. 2009, <http://link.springer.com/10.1007/s12540-009-0313-3>.
 - [76] S. Tikader, P. Biswas, and A. B. Puri, A Study on Tooling and Its Effect on Heat Generation and Mechanical Properties of Welded Joints in Friction Stir Welding, *J. Inst. Eng. Ser. C*, vol. 99, no. 2, pp. 139–150, Apr. 2018, <http://link.springer.com/10.1007/s40195-016-0466-2>.
 - [77] V. Firouzdor and S. Kou, Al-to-Mg Friction Stir Welding: Effect of Material Position, Travel Speed, and Rotation Speed, *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 41, no. 11, pp. 2914–2935, Nov. 2010, <http://link.springer.com/10.1007/s11661-010-0340-1>.
 - [78] V. Firouzdor and S. Kou, Al-to-Mg friction stir welding: Effect of positions of Al and Mg with respect to the welding tool, *Weld. J. (Miami, Fla)*, vol. 88, no. 11, 2009, <https://app.aws.org/wj/supplement/wj1109-213.pdf>.
 - [79] A. K. Kadian and P. Biswas, Effect of tool pin profile on the material flow characteristics of AA6061, *J. Manuf. Process.*, vol. 26, pp. 382–392, 2017, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.03.005>.
 - [80] G. de Q. Caetano *et al.*, Influence of rotation speed and axial force on the friction stir

- welding of AISI 410S ferritic stainless steel, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 262, pp. 430–436, 2018, <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.07.018>.
- [81] W. J. Arbegast, A flow-partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding, *Scr. Mater.*, vol. 58, no. 5, pp. 372–376, Mar. 2008, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359646207007701>.
- [82] H. Robe, C. Claudin, J.-M. M. Bergheau, and E. Feulvarch, R-ALE simulation of heat transfer during friction stir welding of an AA2xxx/AA7xxx joint on a large process window, *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 155, no. February, pp. 31–40, May 2019, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S002074031833683X>.
- [83] X. He, F. Gu, and A. Ball, A review of numerical analysis of friction stir welding, *Prog. Mater. Sci.*, vol. 65, pp. 1–66, Aug. 2014, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0079642514000267>.
- [84] R. M. Miranda, J. Gandra, and P. Vilaça, Surface Modification by Friction Based Processes, *Mod. Surf. Eng. Treat.*, 2013.
- [85] W. Tang, X. Guo, J. C. McClure, L. E. Murr, and A. Nunes, Heat Input and Temperature Distribution in Friction Stir Welding, *J. Mater. Process. Manuf. Sci.*, vol. 7, no. 2, pp. 163–172, 1998.
- [86] K. 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, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 8, no. 4, pp. 257–268, 2003, <http://www.scopus.com/inward/record.url?eid=2-s2.0-0042764333&partnerID=tZOtx3y1>.
- [87] J. Q. Su, T. W. Nelson, R. Mishra, and M. Mahoney, Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium, *Acta Mater.*, vol. 51, no. 3, pp. 713–729, 2003.
- [88] Y. G. Kim, H. Fujii, T. Tsumura, T. Komazaki, and K. Nakata, Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 415, no. 1–2, pp. 250–254, Jan. 2006, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509305011652>.
- [89] P. Sevel and V. Jaiganesh, Effects of axial force on the mechanical properties of AZ80A Mg alloy during friction stir welding, *Mater. Today Proc.*, vol. 4, no. 2, pp. 1312–1320, 2017, <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2017.01.152>.
- [90] Y.-H. Zhao, S.-B. Lin, F.-X. Qu, and L. Wu, Influence of pin geometry on material flow in friction stir welding process, *Mater. Sci. Technol.*, vol. 22, no. 1, pp. 45–50, Jan. 2006, <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/174328406X78424>.
- [91] K. Elangovan and V. Balasubramanian, Influences of pin profile and rotational speed of the tool on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 459, no. 1–2, pp. 7–18, 2007.
- [92] F. C. Liu and T. W. Nelson, In-situ material flow pattern around probe during friction stir welding of austenitic stainless steel, *Mater. Des.*, vol. 110, pp. 354–364, 2016, <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.147>.
- [93] C. B. Jagadeesha, Flow analysis of materials in friction stir welding, *J. Mech. Behav. Mater.*, vol. 27, no. 3–4, pp. 1–12, 2018.
- [94] F. Gratecap, M. Girard, S. Marya, and G. Racineux, Exploring material flow in friction stir welding: Tool eccentricity and formation of banded structures, *Int. J. Mater. Form.*, vol. 5, no. 2, pp. 99–107, 2012.

- <http://link.springer.com/10.1007/s12289-010-1008-5>.
- [95] A. Tongne, M. Jahazi, E. Feulvarch, and C. Desrayaud, Banded structures in friction stir welded Al alloys, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 221, pp. 269–278, 2015, <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013615000631>.
 - [96] S. A. Khodir and T. Shibayanagi, Friction stir welding of dissimilar AA2024 and AA7075 aluminum alloys, *Mater. Sci. Eng. B Solid-State Mater. Adv. Technol.*, vol. 148, no. 1–3, pp. 82–87, 2008.
 - [97] K. N. Krishnan, On the formation of onion rings in friction stir welds, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 327, no. 2, pp. 246–251, 2002, <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509301014745>.
 - [98] A. Tongne, C. Desrayaud, M. Jahazi, and E. Feulvarch, On material flow in Friction Stir Welded Al alloys, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 239, pp. 284–296, 2017, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.08.030>.
 - [99] R. M. Leal, C. Leitão, A. Loureiro, D. M. Rodrigues, and P. Vilaça, Material flow in heterogeneous friction stir welding of thin aluminium sheets: Effect of shoulder geometry, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 498, no. 1–2, pp. 384–391, 2008.
 - [100] R. Kosturek, L. Śniezek, J. Torzewski, and M. Wachowski, Research on the friction stir welding of Sc-modified AA2519 extrusion, *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 10, 2019.
 - [101] T. Sun, M. J. Roy, D. Strong, P. J. Withers, and P. B. Prangnell, Comparison of residual stress distributions in conventional and stationary shoulder high-strength aluminum alloy friction stir welds, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 242, pp. 92–100, 2017, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.11.015>.
 - [102] J. 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, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 10, no. 6, pp. 725–736, 2005.
 - [103] I. Kalembe-Rec, M. Kopyściański, D. Miara, and K. Krasnowski, Effect of process parameters on mechanical properties of friction stir welded dissimilar 7075-T651 and 5083-H111 aluminum alloys, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 97, no. 5–8, pp. 2767–2779, 2018.
 - [104] N. Soni, S. Chandrashekhar, K. A., and C. V.R., Defects Formation during Friction Stir Welding : A Review, *Int. J. Eng. Manag. Res.*, vol. 7, no. 3, pp. 121–125, 2017.
 - [105] P. Kah, R. Rajan, J. Martikainen, and R. Suoranta, Investigation of weld defects in friction-stir welding and fusion welding of aluminium alloys, *Int. J. Mech. Mater. Eng.*, vol. 10, no. 1, 2015, <http://dx.doi.org/10.1186/s40712-015-0053-8>.
 - [106] N. Z. Khan, A. N. Siddiquee, Z. A. Khan, and S. K. Shihab, Investigations on tunneling and kissing bond defects in FSW joints for dissimilar aluminum alloys, *J. Alloys Compd.*, vol. 648, pp. 360–367, 2015, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.06.246>.
 - [107] P. Podrzaj, B. Jerman, and D. Klobcar, Welding defects at friction stir welding, *Metalurgija*, vol. 54, no. 2, pp. 387–389, 2015.
 - [108] J. Rasti, Study of the welding parameters effect on the tunnel void area during friction stir welding of 1060 aluminum alloy, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 97, no. 5–8, pp. 2221–2230, Jul. 2018, <http://link.springer.com/10.1007/s00170-018-1857-5>.
 - [109] U. Prisco, A. Squillace, A. Astarita, and C. Velotti, Influence of welding parameters and post-weld aging on tensile properties and fracture location of AA2139-T351 friction-stir-welded joints, *Mater. Res.*, vol. 16, no. 5, pp. 1106–1112, 2013,

- http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392013000500021&lng=en&nrm=iso&tlng=en.
- [110] ISO 25239-5:2020 Friction stir welding — Aluminium — Part 5: Quality and inspection requirements. [Online]. Available: <https://www.iso.org/fr/standard/77963.html>.
 - [111] C. Mandache, D. Levesque, L. Dubourg, and P. Gougeon, Non-destructive detection of lack of penetration defects in friction stir welds, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 17, no. 4, pp. 295–303, 2012.
 - [112] H. Zhang, S. B. Lin, L. Wu, J. C. Feng, and S. L. Ma, Defects formation procedure and mathematic model for defect free friction stir welding of magnesium alloy, *Mater. Des.*, vol. 27, no. 9, pp. 805–809, 2006.
 - [113] S.-J. Sun, J.-S. Kim, W. G. Lee, J.-Y. Lim, Y. Go, and Y. M. Kim, Influence of Friction Stir Welding on Mechanical Properties of Butt Joints of AZ61 Magnesium Alloy, *Adv. Mater. Sci. Eng.*, vol. 2017, pp. 1–13, 2017, <https://www.hindawi.com/journals/amse/2017/7381403/>.
 - [114] V. Dixit, R. S. Mishra, R. J. Lederich, and R. Talwar, Effect of initial temper on mechanical properties of friction stir welded Al-2024 alloy, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 12, no. 4, pp. 334–340, 2007.
 - [115] M. J. Jones, P. Heurtier, C. Desrayaud, F. Montheillet, D. Allehaux, and J. H. Driver, Correlation between microstructure and microhardness in a friction stir welded 2024 aluminium alloy, *Scr. Mater.*, vol. 52, no. 8, pp. 693–697, 2005.
 - [116] V. Dixit, R. S. Mishra, R. J. Lederich, and R. Talwar, Influence of process parameters on microstructural evolution and mechanical properties in friction stirred Al-2024 (T3) alloy, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 14, no. 4, pp. 346–355, 2009.
 - [117] C. Genevois, A. Deschamps, A. Denquin, and B. Doisneau-cottignies, Quantitative investigation of precipitation and mechanical behaviour for AA2024 friction stir welds, *Acta Mater.*, vol. 53, no. 8, pp. 2447–2458, 2005, <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645405000832>.
 - [118] R. D. Fu, J. F. Zhang, Y. J. Li, J. Kang, H. J. Liu, and F. C. Zhang, Effect of welding heat input and post-welding natural aging on hardness of stir zone for friction stir-welded 2024-T3 aluminum alloy thin-sheet, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 559, pp. 319–324, 2013, <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.105>.
 - [119] Z. Zhang, B. L. Xiao, and Z. Y. Ma, Hardness recovery mechanism in the heat-affected zone during long-term natural aging and its influence on the mechanical properties and fracture behavior of friction stir welded 2024Al-T351 joints, *Acta Mater.*, vol. 73, pp. 227–239, 2014.
 - [120] C. de S. C. Machado *et al.*, Corrosion behavior of AA2198-T8 friction stir welded alloy, *Proc. Eur. Corros. Congr.*, p. 26, 2018.
 - [121] P. Cavaliere, M. Cabibbo, F. Panella, and A. Squillace, 2198 Al-Li plates joined by Friction Stir Welding: Mechanical and microstructural behavior, *Mater. Des.*, vol. 30, no. 9, pp. 3622–3631, 2009, <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2009.02.021>.
 - [122] U. Donatus, R. O. Ferreira, N. V. V. Mogili, B. V. G. de Viveiros, M. X. Milagre, and I. Costa, Corrosion and anodizing behaviour of friction stir weldment of AA2198-T851 Al-Cu-Li alloy, *Mater. Chem. Phys.*, vol. 219, no. June, pp. 493–511, Nov. 2018, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0254058418307193>.
 - [123] N. Nayan *et al.*, Microstructure and tensile response of friction stir welded Al-Cu-Li

- (AA2198-T8) alloy, *Mater. Charact.*, vol. 159, no. November 2019, p. 110002, 2020, <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110002>.
- [124] R. Bertrand, H. Robe, D. Texier, Y. Zedan, E. Feulvarch, and P. Bocher, Analysis of AA2XXX/AA7XXX friction stir welds, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 271, no. November 2018, pp. 312–324, Sep. 2019, <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.03.027>.
- [125] C. S. Paglia and R. G. Buchheit, A look in the corrosion of aluminum alloy friction stir welds, *Scr. Mater.*, vol. 58, no. 5, pp. 383–387, Mar. 2008, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S135964620700783X>.
- [126] R. S. Mishra, P. S. De, and N. Kumar, Chapter 1 - Introduction, in *Friction stir welding and processing: science and engineering*, Springer International Publishing, 2014, pp. 1–11.
- [127] J. E. Hatch, Ed., *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*. ASM International, 1984.
- [128] H. Buhl, Ed., *Advanced Aerospace Materials*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1992.
- [129] R. T. Chen and E. A. Starke, Microstructure and mechanical properties of mechanically alloyed, ingot metallurgy and powder metallurgy AlLiCuMg alloys, *Mater. Sci. Eng.*, vol. 67, no. 2, pp. 229–245, 1984.
- [130] D. Steglich, H. Wafai, and W. Brocks, Anisotropic Deformation and Damage in Aluminium 2198 T8 Sheets, *Int. J. Damage Mech.*, vol. 19, no. 2, pp. 131–152, Mar. 2010, <http://journals.sagepub.com/doi/10.1177/1056789508101916>.
- [131] W. D. Lockwood, B. Tomaz, and A. P. Reynolds, Mechanical response of friction stir welded AA2024: Experiment and modeling, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 323, no. 1–2, pp. 348–353, 2002.
- [132] H. Suthar, A. Bhattacharya, and S. K. Paul, Local deformation response and failure behavior of AA6061-AA6061 and AA6061-AA7075 friction stir welds, *CIRP J. Manuf. Sci. Technol.*, no. 2019, 2020, <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2020.03.006>.
- [133] A. Ajri, N. Rohatgi, and Y. C. Shin, Analysis of defect formation mechanisms and their effects on weld strength during friction stir welding of Al 6061-T6 via experiments and finite element modeling, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 107, no. 11–12, pp. 4621–4635, 2020.
- [134] W. Li, Z. Liang, C. Cai, and Di. Wang, Repair Welding of the Tunnel Defect in Friction Stir Weld, *High Temp. Mater. Process.*, vol. 37, no. 7, pp. 675–681, 2018.
- [135] H. J. Liu, H. J. Zhang, Y. X. Huang, and L. Yu, Mechanical properties of underwater friction stir welded 2219 aluminum alloy, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 20, no. 8, pp. 1387–1391, 2010, [http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326\(09\)60309-5](http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326(09)60309-5).
- [136] T. H. Tra, Effect of Weld Parameters on Mechanical Properties of the Friction Stir Welding AA6063-T5, *ASEAN Eng. J. Part B*, vol. 1, no. 4, pp. 73–81, 2011.
- [137] H. Wu, Y. C. Chen, D. Strong, and P. Prangnell, Stationary shoulder FSW for joining high strength aluminum alloys, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 221, no. December 2016, pp. 187–196, 2015, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.02.015>.
- [138] O. J. Dada, Fracture mechanics and mechanical behaviour in AA5083-H111 friction stir welds, *Sci. African*, vol. 8, p. e00265, 2020, <https://doi.org/10.1016/j.sciaf.2020.e00265>.

- [139] M. A. Wahab, M. W. Dewan, D. J. Huggett, A. M. Okeil, T. W. Liao, and A. C. Nunes, Challenges in the detection of weld-defects in friction-stir-welding (FSW), *Adv. Mater. Process. Technol.*, vol. 5, no. 2, pp. 258-278, 2019, <https://doi.org/10.1080/2374068X.2019.1575713>.
- [140] J. You *et al.*, Microstructure characteristics and mechanical properties of stationary shoulder friction stir welded 2219-T6 aluminium alloy at high rotation speeds, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 108, no. 4, pp. 987-996, 2020.
- [141] Y. Huang *et al.*, Microstructures and mechanical properties of micro friction stir welding (μ FSW) of 6061-T4 aluminum alloy, *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 8, no. 1, pp. 1084-1091, 2019, <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2017.10.010>.
- [142] S. Chen, H. Zhang, X. Jiang, T. Yuan, Y. Han, and X. Li, Mechanical properties of electric assisted friction stir welded 2219 aluminum alloy, *J. Manuf. Process.*, vol. 44, no. January, pp. 197-206, 2019, <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.05.049>.
- [143] R. W. Hertzberg, R. P. Vinci, and J. L. Hertzberg, Deformation and fracture mechanics of engineering materials, 2013.
- [144] O. Hatamleh, P. M. Singh, and H. Garmestani, Corrosion susceptibility of peened friction stir welded 7075 aluminum alloy joints, *Corros. Sci.*, vol. 51, no. 1, pp. 135-143, 2009, <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2008.09.031>.
- [145] G. Sun, Y. Chen, S. Chen, and D. Shang, Fatigue modeling and life prediction for friction stir welded joint based on microstructure and mechanical characterization, *Int. J. Fatigue*, vol. 98, no. December, pp. 131-141, 2017, <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.01.025>.
- [146] W. Xu, Y. Luo, W. Zhang, and M. Fu, Comparative study on local and global mechanical properties of bobbin tool and conventional friction stir welded 7085-T7452 aluminum thick plate, *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 34, no. 1, pp. 173-184, 2018, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmst.2017.05.015>.
- [147] T. P. Chu and A. Poudel, Digital image correlation techniques for aerospace applications, *ASNT Fall Conf.*, no. October, p. 9, 2014.
- [148] R. Moulart and R. Rotinat, On the use of a penalized least squares method to process kinematic full-field measurements, *Meas. Sci. Technol.*, vol. 25, no. 7, 2014.
- [149] J. Schneider, J. Cobb, J. S. Carpenter, and N. A. Mara, Maintaining nano-lamellar microstructure in friction stir welding (FSW) of accumulative roll bonded (ARB) Cu-Nb nano-lamellar composites (NLC), *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 34, no. 1, pp. 92-101, 2018, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmst.2017.10.016>.
- [150] A. Kubit, M. Bucior, R. Kluz, Ł. Świąch, and K. Ochał, Application of the 3D Digital Image Correlation to the Analysis of Deformation of Joints Welded With the FSW Method After Shot Peening, *Adv. Mater. Sci.*, vol. 19, no. 4, pp. 57-66, 2020.
- [151] O. P. Abolusoro, E. T. Akinlabi, and S. V. Kailas, Tool rotational speed impact on temperature variations, mechanical properties and microstructure of friction stir welding of dissimilar high-strength aluminium alloys, *J. Brazilian Soc. Mech. Sci. Eng.*, vol. 42, no. 4, 2020, <https://doi.org/10.1007/s40430-020-2259-9>.
- [152] C. N. Suresha, B. M. Rajaprakash, and S. Upadhya, A study of the effect of tool pin profiles on tensile strength of welded joints produced using friction stir welding process, *Mater. Manuf. Process.*, vol. 26, no. 9, pp. 1111-1116, 2011.
- [153] Z. Feng, Ed., *Processes and mechanisms of welding residual stress and distortion*. Woodhead Publishing, 2005.

- [154] P. Michaleris and A. Debicari, Prediction of welding distortion, *Weld. J. (Miami, Fla)*, vol. 76, no. 12, pp. 172-s, 1997, https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1997_04_s172.pdf.
- [155] N. Kumar, R. S. Mishra, and J. A. Baumann, *Residual Stresses in Friction Stir Welding*. 2014.
- [156] N. R. Mandal, *Ship Construction and Welding*, vol. 2. 2017.
- [157] W. He, J. Liu, W. Hu, G. Wang, and W. Chen, Controlling residual stress and distortion of friction stir welding joint by external stationary shoulder, *High Temp. Mater. Process.*, vol. 38, no. 2019, pp. 662–671, Feb. 2019, <https://www.degruyter.com/view/journals/http/38/2019/article-p662.xml>.
- [158] H. Jamshidi Aval, Microstructure and residual stress distributions in friction stir welding of dissimilar aluminium alloys, *Mater. Des.*, vol. 87, pp. 405–413, 2015, <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.08.050>.
- [159] M. B. Prime, T. Gnäupel-Herold, J. A. Baumann, R. J. Lederich, D. M. Bowden, and R. J. Sebring, Residual stress measurements in a thick, dissimilar aluminum alloy friction stir weld, *Acta Mater.*, vol. 54, no. 15, pp. 4013–4021, 2006, <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645406003223>.
- [160] J. Altenkirch, A. Steuwer, P. J. Withers, S. W. Williams, M. Poad, and S. W. Wen, Residual stress engineering in friction stir welds by roller tensioning, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 14, no. 2, pp. 185–192, Feb. 2009, <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/136217108X388624>.
- [161] 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, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 501, no. 1–2, pp. 119–124, 2009.
- [162] A. Steuwer, M. J. Peel, and P. J. Withers, Dissimilar friction stir welds in AA5083-AA6082: The effect of process parameters on residual stress, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 441, no. 1–2, pp. 187–196, 2006.
- [163] Z. Zhang, Z. Zhang, and H. Zhang, Effect of residual stress of friction stir welding on the fatigue life of AA 2024-T351 joint, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.*, vol. 229, no. 11, pp. 2021–2034, 2015, <http://pib.sagepub.com/content/229/11/2021.abstract>.
- [164] R. JOHN, Residual stress effects on near-threshold fatigue crack growth in friction stir welds in aerospace alloys, *Int. J. Fatigue*, vol. 25, no. 9–11, pp. 939–948, Sep. 2003, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112303001804>.
- [165] J.-S. Kim, B.-Y. Lee, W.-G. Hwang, and S.-S. Kang, The Effect of Welding Residual Stress for Making Artificial Stress Corrosion Crack in the STS 304 Pipe, *Adv. Mater. Sci. Eng.*, vol. 2015, pp. 1–7, 2015, <http://www.hindawi.com/journals/amse/2015/932512/>.
- [166] E. Ghali, *Corrosion Resistance of Al and Mg Alloys*. 2010.
- [167] G. V. B. Lemos, P. H. C. P. Cunha, R. M. Nunes, L. Bergmann, J. F. dos Santos, and T. Clarke, Residual stress and microstructural features of friction-stir-welded GL E36 shipbuilding steel, *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, vol. 34, no. 1, pp. 95–103, 2018, <https://doi.org/02670836.2017.1361148>.
- [168] L. N. Brewer, M. S. Bennett, B. W. Baker, E. A. Payzant, and L. M. Sochalski-Kolbus, Characterization of residual stress as a function of friction stir welding parameters in oxide dispersion strengthened (ODS) steel MA956, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 647,

- pp. 313–321, 2015, <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.09.020>.
- [169] V. Richter-Trummer, E. Suzano, M. Beltrão, A. Roos, J. F. dos Santos, and P. M. S. T. de Castro, Influence of the FSW clamping force on the final distortion and residual stress field, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 538, pp. 81–88, 2012, <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.01.016>.
 - [170] N. Syahroni and M. I. Purbawanto Hidayat, 3D Finite Element Simulation of T-Joint Fillet Weld: Effect of Various Welding Sequences on the Residual Stresses and Distortions, in *Numerical Simulation - From Theory to Industry*, InTech, 2012.
 - [171] D. F. O. Braga, A. C. F. da Silva, and P. M. G. P. Moreira, Mechanical properties, in *Advances in Friction-Stir Welding and Processing*, Elsevier, 2014, pp. 141–197.
 - [172] W. J. Choi, J. D. Morrow, F. E. Pfefferkorn, and M. R. Zinn, The Effects of Welding Parameters and Backing Plate Diffusivity on Energy Consumption in Friction Stir Welding, *Procedia Manuf.*, vol. 10, pp. 382–391, 2017.
 - [173] T. Gray, D. Camilleri, and N. McPherson, *Control of Welding Distortion in Thin-Plate Fabrication*. Elsevier, 2014.
 - [174] M. K. Kulekci, A. Simg, Z. Trecím, and M. Zváraním, STIR-WELDED JOINTS OF AlCu 4 SiMg ALUMINIUM ALLOY, *Kov. Mater.*, vol. 41, no. 2, pp. 97–105, 2003.
 - [175] Friction Stir Welding (FSW) Equipment. [Online]. Available: <https://www.hitachi-power-solutions.com/en/products/production-line-solution/core/fsw/index.html>.
 - [176] S. Ji, Z. Yang, Q. Wen, Y. Yue, and L. Zhang, Effect of Trailing Intensive Cooling on Residual Stress and Welding Distortion of Friction Stir Welded 2060 Al-Li Alloy, *High Temp. Mater. Process.*, vol. 37, no. 5, pp. 397–403, 2018.
 - [177] D. yang Yan, A. ping Wu, J. Silvanus, and Q. yu Shi, Predicting residual distortion of aluminum alloy stiffened sheet after friction stir welding by numerical simulation, *Mater. Des.*, vol. 32, no. 4, pp. 2284–2291, 2011, <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2010.11.032>.
 - [178] M. I. Costa, C. Leitão, and D. M. Rodrigues, Parametric study of friction stir welding induced distortion in thin aluminium alloy plates: A coupled numerical and experimental analysis, *Thin-Walled Struct.*, vol. 134, no. June 2018, pp. 268–276, 2019, <https://doi.org/10.1016/j.tws.2018.10.027>.
 - [179] N. Guo, X. Q. Yin, J. Liang, and N. Ma, Effects of heat input on welding buckling distortion by experimental measurement method, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 22, no. 5, pp. 381–388, 2017, <http://dx.doi.org/10.1080/13621718.2016.1251079>.
 - [180] T. L. Smith, The Effect of Tool Rotation Speed and Clamping on Deformation in Friction Stir Welded 6061-T6511 Aluminum Extrusions, 2011.
 - [181] T. Schenk, I. M. Richardson, M. Kraska, and S. Ohnimus, Influence of clamping on distortion of welded S355 T-joints, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 14, no. 4, pp. 369–375, 2009.
 - [182] Y. P. Yang, R. Dull, H. Castner, T. D. Huang, and D. Fanguy, Material strength effect on weld shrinkage and distortion, *Weld. J.*, vol. 93, no. 11, pp. 421s–430s, 2014.
 - [183] M. Cronje, Finite Element Modelling of Shielded Metal Arc Welding, 2005.
 - [184] M. M. Mahapatra, G. L. Datta, B. Pradhan, and N. R. Mandal, Three-dimensional finite element analysis to predict the effects of SAW process parameters on temperature distribution and angular distortions in single-pass butt joints with top and bottom reinforcements, *Int. J. Press. Vessel. Pip.*, vol. 83, no. 10, pp. 721–729,

- 2006.
- [185] C. Vargel, *Corrosion of Aluminium*, 2nd ed. Elsevier B.V., 2019.
 - [186] M. Reboul, Corrosion des alliages d'aluminium, *Les techniques de l'ingénieur*. pp. 1–19, 2005.
 - [187] P. R. Roberge, *Handbook of Corrosion Engineering*. McGraw-Hill, 2000.
 - [188] N. Birbilis and B. Hinton, Corrosion and corrosion protection of aluminium, in *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, Elsevier, 2011, pp. 574–604.
 - [189] M. Guérin, Comportement en corrosion d'un alliage d'aluminium cuivre-lithium AW2050 : couplage environnement, microstructure, et état de contrainte du matériau, 2014.
 - [190] R. Braun, U. Alfaro Mercado, and C. Dalle Donne, Friction Stir Welding of Dissimilar Aluminium Alloys, in *Comptes Rendus de L'Academie Bulgare des Sciences*, 2004, pp. 678–683.
 - [191] M. L. de Bonfils-Lahovary, L. Laffont, and C. Blanc, Characterization of intergranular corrosion defects in a 2024 T351 aluminium alloy, *Corros. Sci.*, vol. 119, pp. 60–67, 2017, <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2017.02.020>.
 - [192] S. Kumari, S. Wenner, J. C. Walmsley, O. Lunder, and K. Nisancioglu, Progress in Understanding Initiation of Intergranular Corrosion on AA6005 Aluminum Alloy with Low Copper Content, *J. Electrochem. Soc.*, vol. 166, no. 11, pp. C3114–C3123, Apr. 2019, <https://iopscience.iop.org/article/10.1149/2.0211911jes>.
 - [193] J. C. Scully, The characteristics of transgranular stress-corrosion cracking, *Br. Corros. J.*, vol. 1, no. 9, pp. 355–359, 1966.
 - [194] C. Augustin, E. Andrieu, C. Blanc, G. Mankowski, and J. Delfosse, Intergranular Corrosion of 2024 Alloy in Chloride Solutions, *J. Electrochem. Soc.*, vol. 154, no. 11, p. C637, 2007, <https://iopscience.iop.org/article/10.1149/1.2778224>.
 - [195] X. Zhang, X. Zhou, T. Hashimoto, and B. Liu, Localized corrosion in AA2024-T351 aluminium alloy: Transition from intergranular corrosion to crystallographic pitting, *Mater. Charact.*, vol. 130, no. May, pp. 230–236, 2017, <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2017.06.022>.
 - [196] U. Donatus, M. Terada, C. R. Ospina, F. M. Queiroz, A. Fatima Santos Bugarin, and I. Costa, On the AA2198-T851 alloy microstructure and its correlation with localized corrosion behaviour, *Corros. Sci.*, vol. 131, no. August 2017, pp. 300–309, 2018, <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.12.001>.
 - [197] U. Donatus, R. E. Klumpp, N. V. V. Mogili, R. Altobelli Antunes, M. X. Milagre, and I. Costa, The effect of surface pretreatment on the corrosion behaviour of silanated AA2198-T851 Al-Cu-Li alloy, *Surf. Interface Anal.*, vol. 51, no. 2, pp. 275–289, Feb. 2019, <http://doi.wiley.com/10.1002/sia.6584>.
 - [198] M. X. Milagre *et al.*, Galvanic and asymmetry effects on the local electrochemical behavior of the 2098-T351 alloy welded by friction stir welding, *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 45, pp. 162–175, May 2020, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1005030220300840>.
 - [199] F. Gharavi, K. A. Matori, R. Yunus, N. K. Othman, and F. Fadaeifard, Corrosion behavior of Al6061 alloy weldment produced by friction stir welding process, *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 4, no. 3, pp. 314–322, 2015, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2015.01.007>.
 - [200] Z.-K. Zhang, Y. Yu, J.-F. Zhang, and X.-J. Wang, Corrosion Behavior of Keyhole-Free

- Friction Stir Spot Welded Joints of Dissimilar 6082 Aluminum Alloy and DP600 Galvanized Steel in 3.5% NaCl Solution, *Metals (Basel)*, vol. 7, no. 9, p. 338, Sep. 2017, <http://www.mdpi.com/2075-4701/7/9/338>.
- [201] M. Jariyaboon, A. J. Davenport, R. Ambat, B. J. Connolly, S. W. Williams, and D. A. Price, The effect of welding parameters on the corrosion behaviour of friction stir welded AA2024-T351, *Corros. Sci.*, vol. 49, no. 2, pp. 877–909, 2007.
- [202] Y. Chen *et al.*, Macro-galvanic effect and its influence on corrosion behaviors of friction stir welding joint of 7050-T76 Al alloy, *Corros. Sci.*, vol. 164, no. May 2019, p. 108360, 2020, <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108360>.
- [203] U. Donatus *et al.*, Macro and microgalvanic interactions in friction stir weldment of AA2198-T851 alloy, *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 8, no. 6, pp. 6209–6222, 2019, <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.10.015>.
- [204] V. Proton, J. Alexis, E. Andrieu, J. Delfosse, M. C. Lafont, and C. Blanc, Characterisation and understanding of the corrosion behaviour of the nugget in a 2050 aluminium alloy Friction Stir Welding joint, *Corros. Sci.*, vol. 73, pp. 130–142, 2013, <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2013.04.001>.
- [205] T. Wang, H. Sidhar, R. S. Mishra, Y. Hovanski, P. Upadhyay, and B. Carlson, Evaluation of intermetallic compound layer at aluminum/steel interface joined by friction stir scribe technology, *Mater. Des.*, vol. 174, p. 107795, Jul. 2019, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0264127519302321>.
- [206] S. Rasouli, R. A. Behnagh, A. Dadvand, and N. Saleki-Haselghoubi, Improvement in corrosion resistance of 5083 aluminum alloy via friction stir processing, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part L J. Mater. Des. Appl.*, vol. 230, no. 1, pp. 142–150, Feb. 2016, <http://journals.sagepub.com/doi/10.1177/1464420714552539>.
- [207] G. Rambabu, D. Balaji Naik, C. H. Venkata Rao, K. Srinivasa Rao, and G. Madhusudan Reddy, Optimization of friction stir welding parameters for improved corrosion resistance of AA2219 aluminum alloy joints, *Def. Technol.*, vol. 11, no. 4, pp. 330–337, Dec. 2015, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2214914715000355>.
- [208] C. Venkata Rao, G. Madhusudhan Reddy, and K. Srinivasa Rao, Microstructure and pitting corrosion resistance of AA2219 Al-Cu alloy friction stir welds – Effect of tool profile, *Def. Technol.*, vol. 11, no. 2, pp. 123–131, Jun. 2015, <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2214914715000112>.
- [209] O. Hatamleh, P. M. Singh, and H. Garmestani, Stress Corrosion Cracking Behavior of Peened Friction Stir Welded 2195 Aluminum Alloy Joints, *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 18, no. 4, pp. 406–413, Jun. 2009, <http://link.springer.com/10.1007/s11665-008-9303-8>.
- [210] K. Kolegain, F. Leonard, S. Chevret, A. Ben Attar, and G. Abba, Off-line path programming for three-dimensional robotic friction stir welding based on Bézier curves, *Ind. Robot Int. J. Robot. Res. Appl.*, vol. 45, no. 5, pp. 669–678, Aug. 2018, <https://www.emerald.com/insight/content/doi/10.1108/IR-03-2018-0038/full/html>.
- [211] Thermal Conductivity Products: Thermigrease® TG 20033. [Online]. Available: https://www.mueller-ahlhorn.com/fileadmin/Downloads/PDF/PDFDateien/TG_20033_en.pdf.
- [212] Y. C. Lin, Y. C. Xia, X. S. Ma, Y. Q. Jiang, and M. S. Chen, High-temperature creep behavior of Al-Cu-Mg alloy, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 550, pp. 125–130, 2012,

- <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.044>.
- [213] Assistance technique OLS4100. [Online]. Available: <https://www.olympus-ims.com/fr/metrology/ols4100/>.
- [214] ASTM, E92 - Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials, 2017.
- [215] P. J. Withers and H. K. D. H. Bhadeshia, Residual stress part 1 - Measurement techniques, *Mater. Sci. Technol.*, vol. 17, no. 4, pp. 355–365, 2001.
- [216] R. Guinebretière, *X-ray Diffraction by Polycrystalline Materials*. ISTE, 2007.
- [217] D. Delbergue, D. Texier, M. Lévesque, and P. Bocher, Diffracting-grain identification from electron backscatter diffraction maps during residual stress measurements: A comparison between the sin2 ψ and cosa methods, *J. Appl. Crystallogr.*, vol. 52, no. 4, pp. 828–843, 2019.
- [218] J. Lin, N. Ma, Y. Lei, and H. Murakawa, Measurement of residual stress in arc welded lap joints by cos α X-ray diffraction method, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 243, pp. 387–394, 2017, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.12.021>.
- [219] G. S. Schajer, *PRACTICAL RESIDUAL STRESS MEASUREMENT METHODS*. John Wiley & Sons, Ltd., 2013.
- [220] SCANNER 3D SUR MMT OPTIQUE METRASCAN 3D. [Online]. Available: <https://www.creaform3d.com/fr/solutions-de-metrologie/scanners-sur-mmt-optique-metrascan-3d>.
- [221] J.-F. Larue, M. Viala, D. Brown, and C. Mony, Dynamic Referencing in 3D Optical Metrology for Higher Accuracy in Shop Floor Conditions, 2016.
- [222] 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, *Microsc. Microanal.*, vol. 19, no. S2, pp. 820–821, 2013.
- [223] ASTM, G110 - Standard Practice for Evaluating Intergranular Corrosion Resistance of Heat Treatable Aluminum Alloys by Immersion in Sodium Chloride + Hydrogen Peroxide Solution, 2015.
- [224] *Données transmises personnellement par le C-TEC (Constellium)*. -.
- [225] D. Tsivoulas and P. B. Prangnell, Comparison of the effect of individual and combined Zr and Mn additions on the fracture behavior of Al-Cu-Li alloy AA2198 rolled sheet, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 45, no. 3, pp. 1338–1351, 2014.
- [226] ISO 25239-4:2011(F), Friction stir welding — Aluminium — Part 4: Specification and qualification of welding procedures. [Online]. Available: <https://www.boutique.afnor.org/norme/nf-en-iso-25239-4/soudage-par-friction-malaxage-aluminium-partie-4-descriptif-et-qualification-des-modes-operatoires-de-soudage/article/640471/fa149005>.
- [227] P. Moore and G. Booth, *The Welding Engineer 's Guide to Fracture and Fatigue*. Woodhead Publishing, 2015.
- [228] C. A. Widener, D. A. Burford, B. Kumar, J. E. Talia, and B. Tweedy, Evaluation of Post-Weld Heat Treatments to Restore the Corrosion Resistance of Friction Stir Welded Aluminum Alloy 7075-T73 vs. 7075-T6, *Mater. Sci. Forum*, vol. 539–543, no. PART 4, pp. 3781–3788, Mar. 2007, <https://www.scientific.net/MSF.539-543.3781>.
- [229] C. S. C. Machado *et al.*, Effect of surface treatments on the localized corrosion

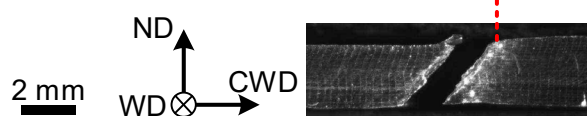
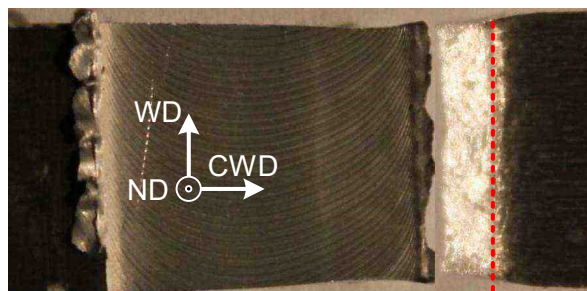
resistance of the AA2198-T8 aluminum lithium alloy welded by FSW process, *Surf. Interface Anal.*, vol. 51, no. 12, pp. 1231–1239, Dec. 2019, <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/sia.6622>.

- [230] M. P. Mubiayi, E. T. Akinlabi, and M. E. Makhatha, *Current Trends in Friction Stir Welding (FSW) and Friction Stir Spot Welding (FSSW)*, vol. 6. 2019.

Annexe I : Annexes du Chapitre 4

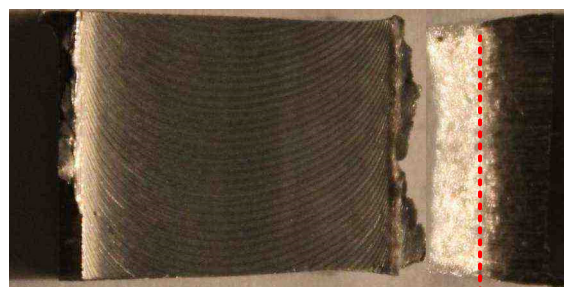
RS 2024-T3

AS 2198-T8



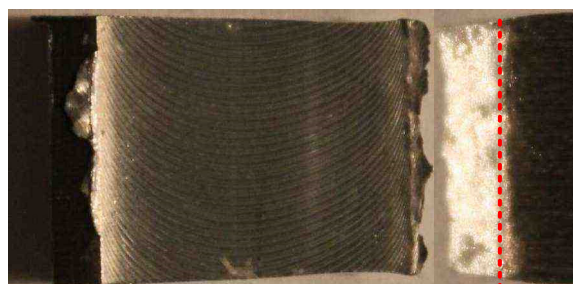
(a)

(b)



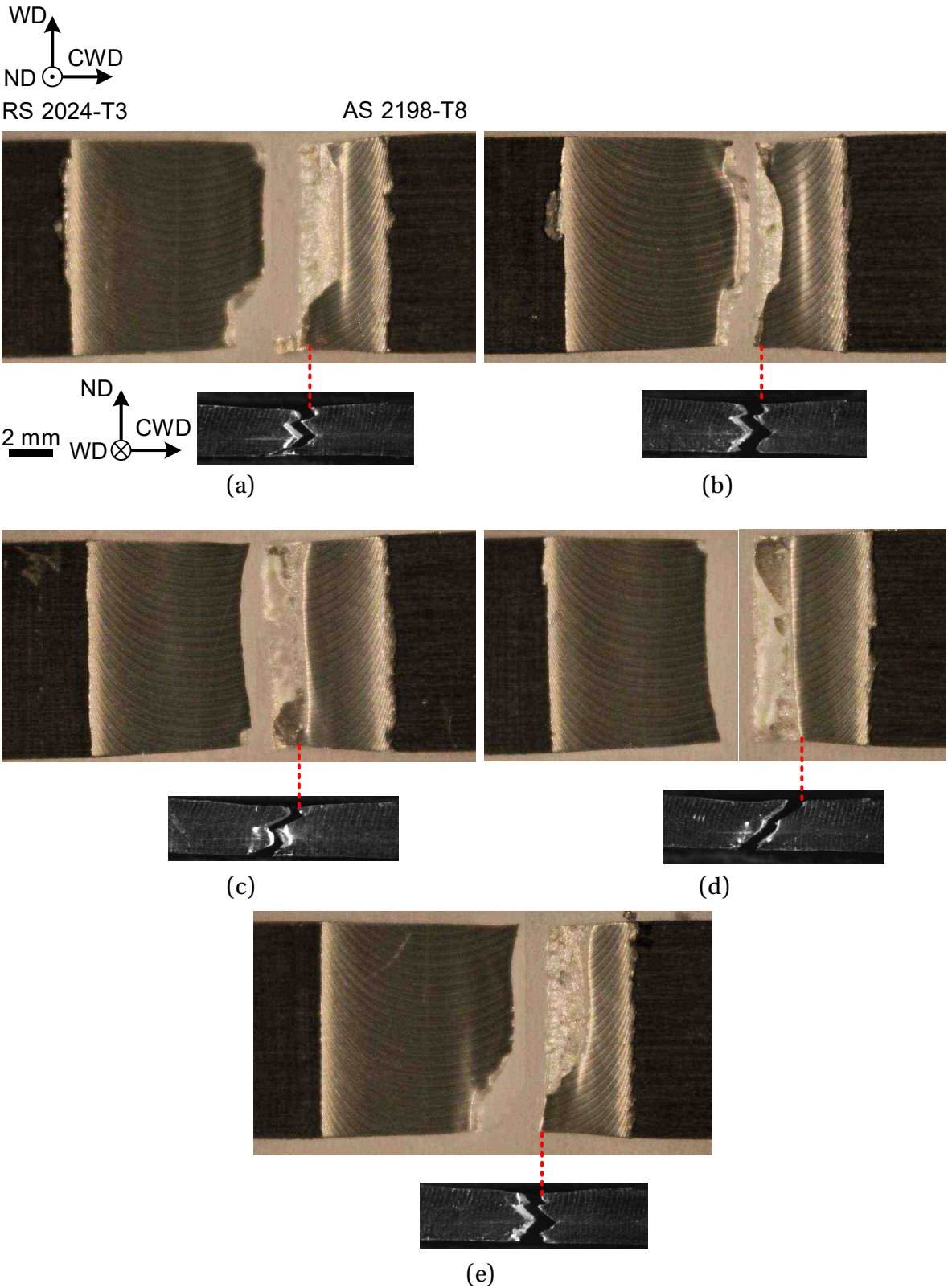
(c)

(d)

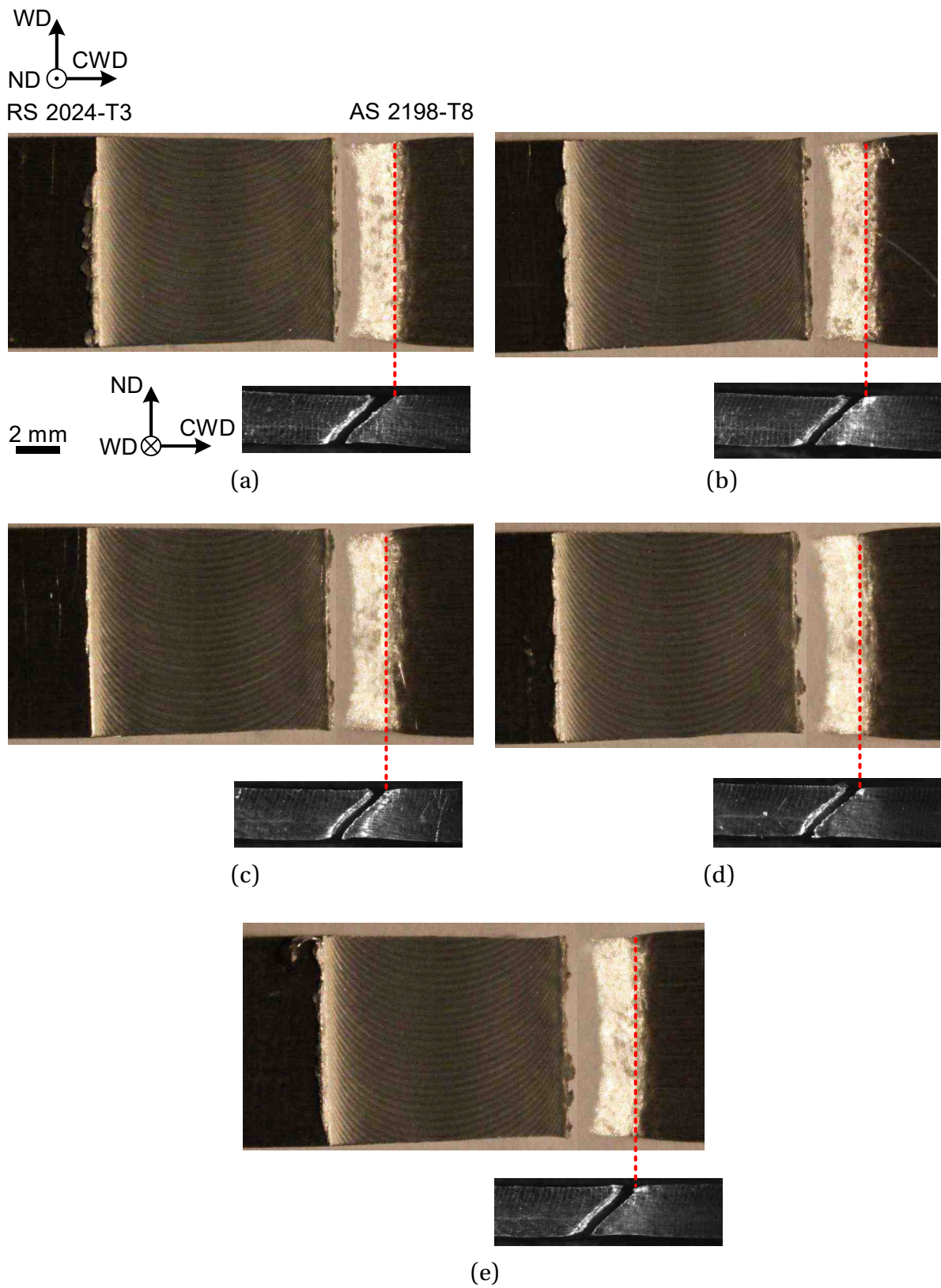


(e)

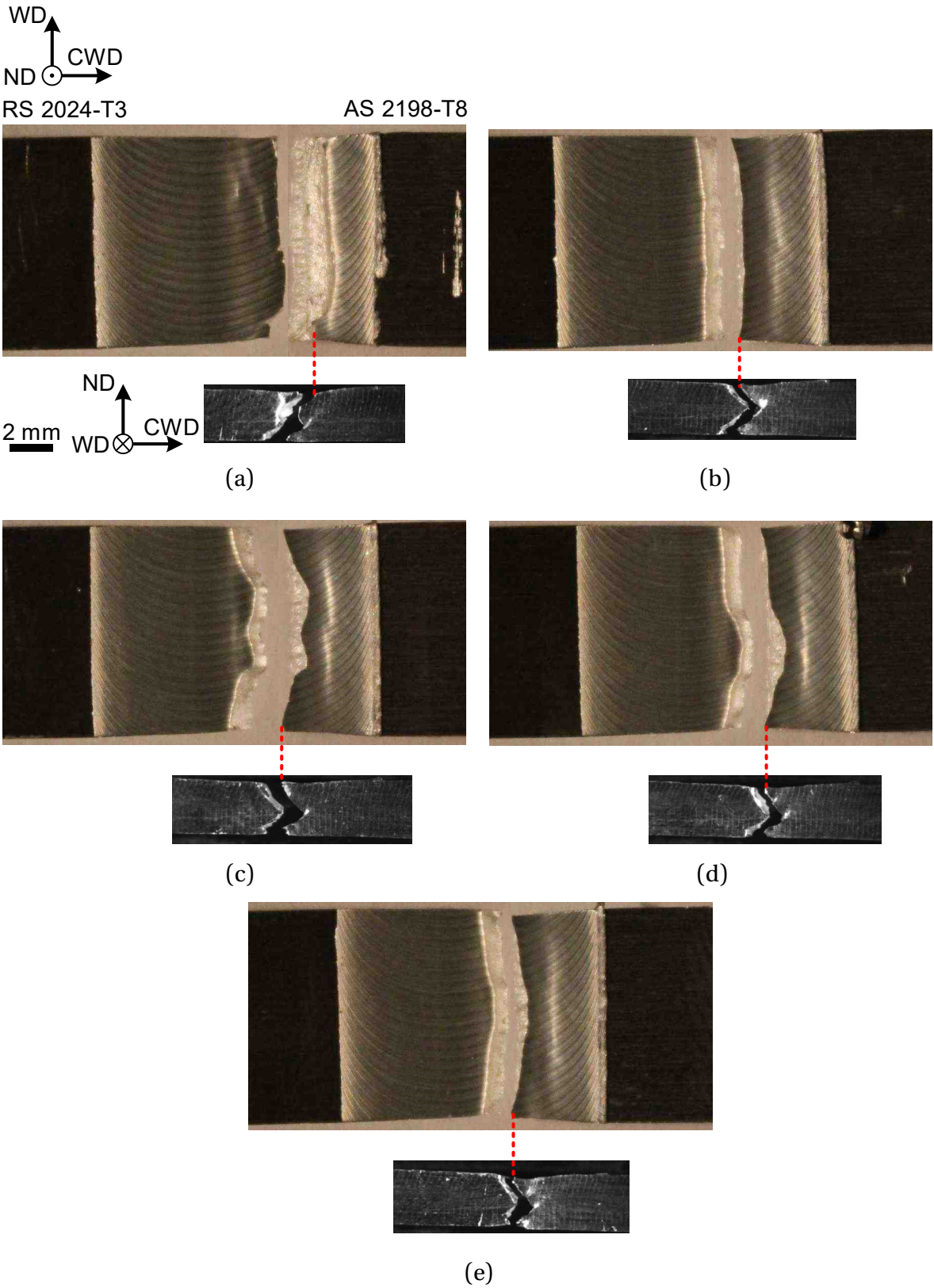
Annexe I.1 – Rupture des éprouvettes de traction de la condition D-1 (a) D-1 1 (b) D-1 2
(c) D-1 3 (d) D-1 4 (e) D-1 5.



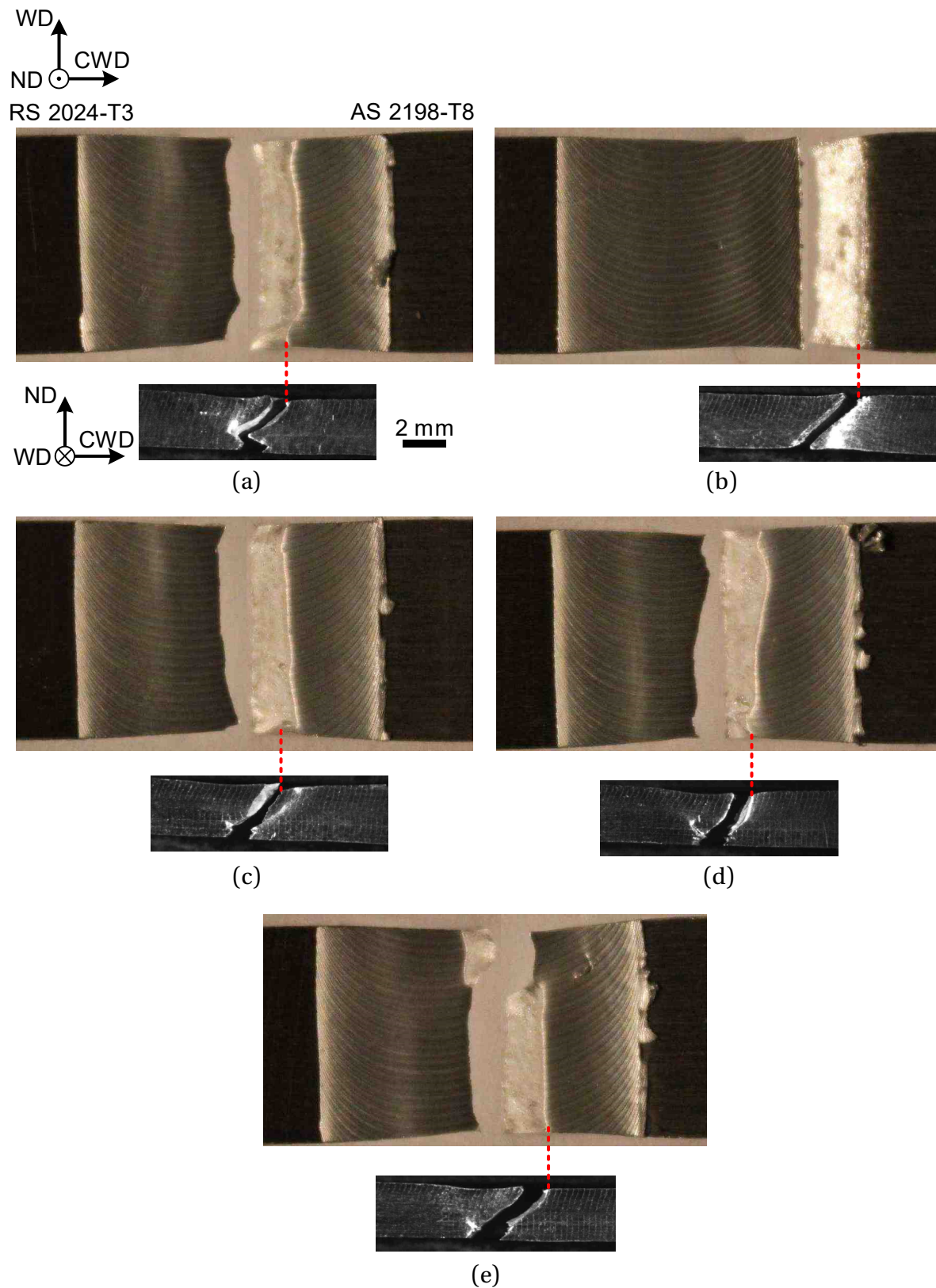
Annexe I.2 – Rupture des éprouvettes de traction de la condition D-2 (a) D-2 1 (b) D-2 2 (c) D-2 3 (d) D-2 4 (e) D-2 5.



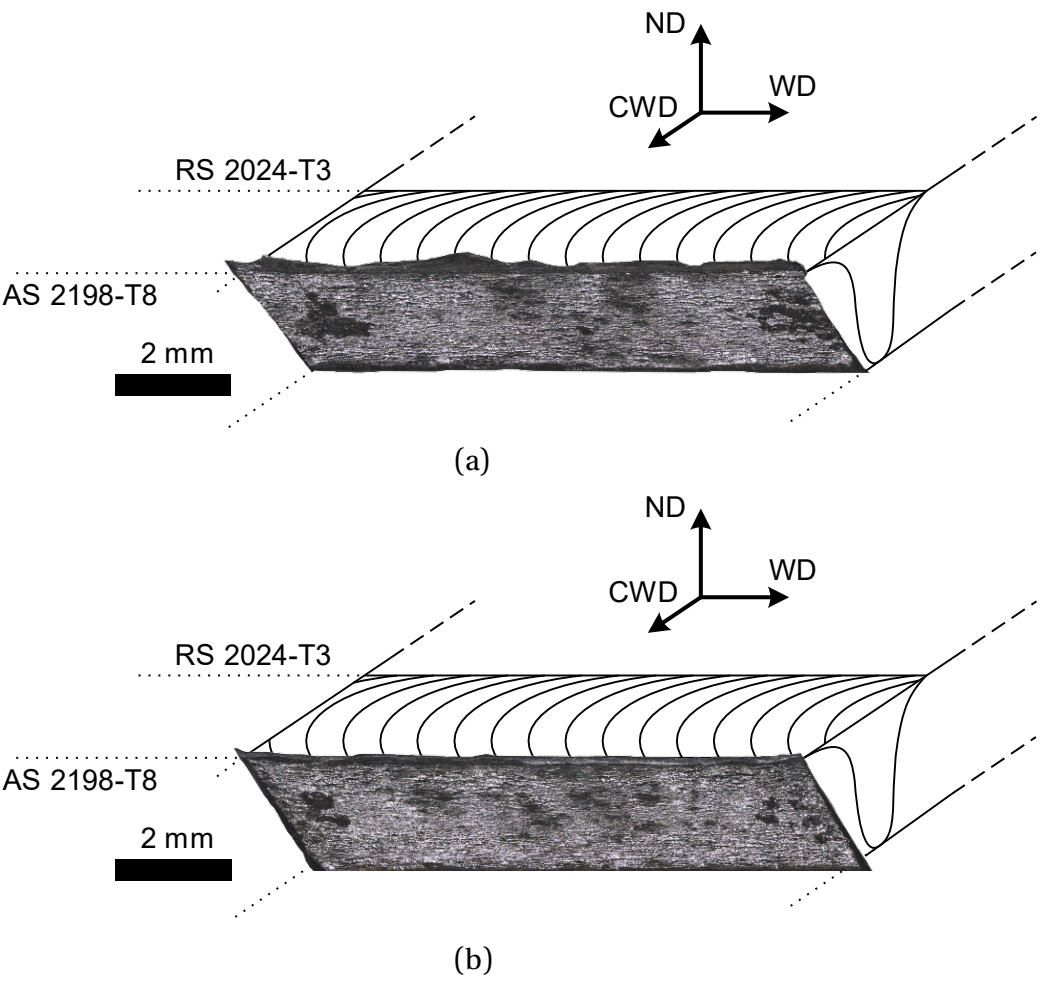
Annexe I.3 – Rupture des éprouvettes de traction de la condition D-3 (a) D-3 1 (b) D-3 2 (c) D-3 3 (d) D-3 4 (e) D-3 5.



Annexe I.4 – Rupture des éprouvettes de traction de la condition D-4 (a) D-4 1 (b) D-4 2 (c) D-4 3 (d) D-4 4 (e) D-4 5.

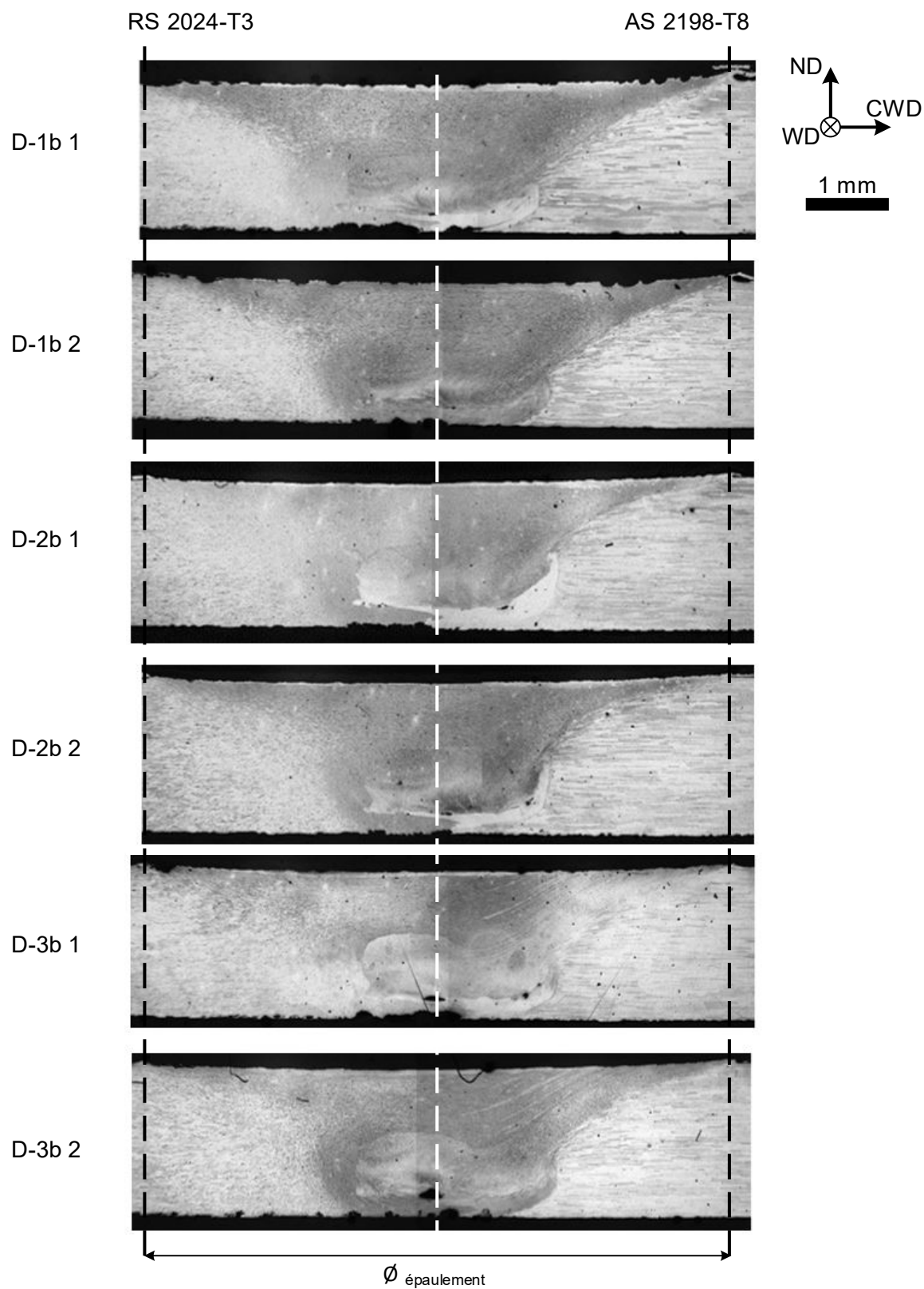


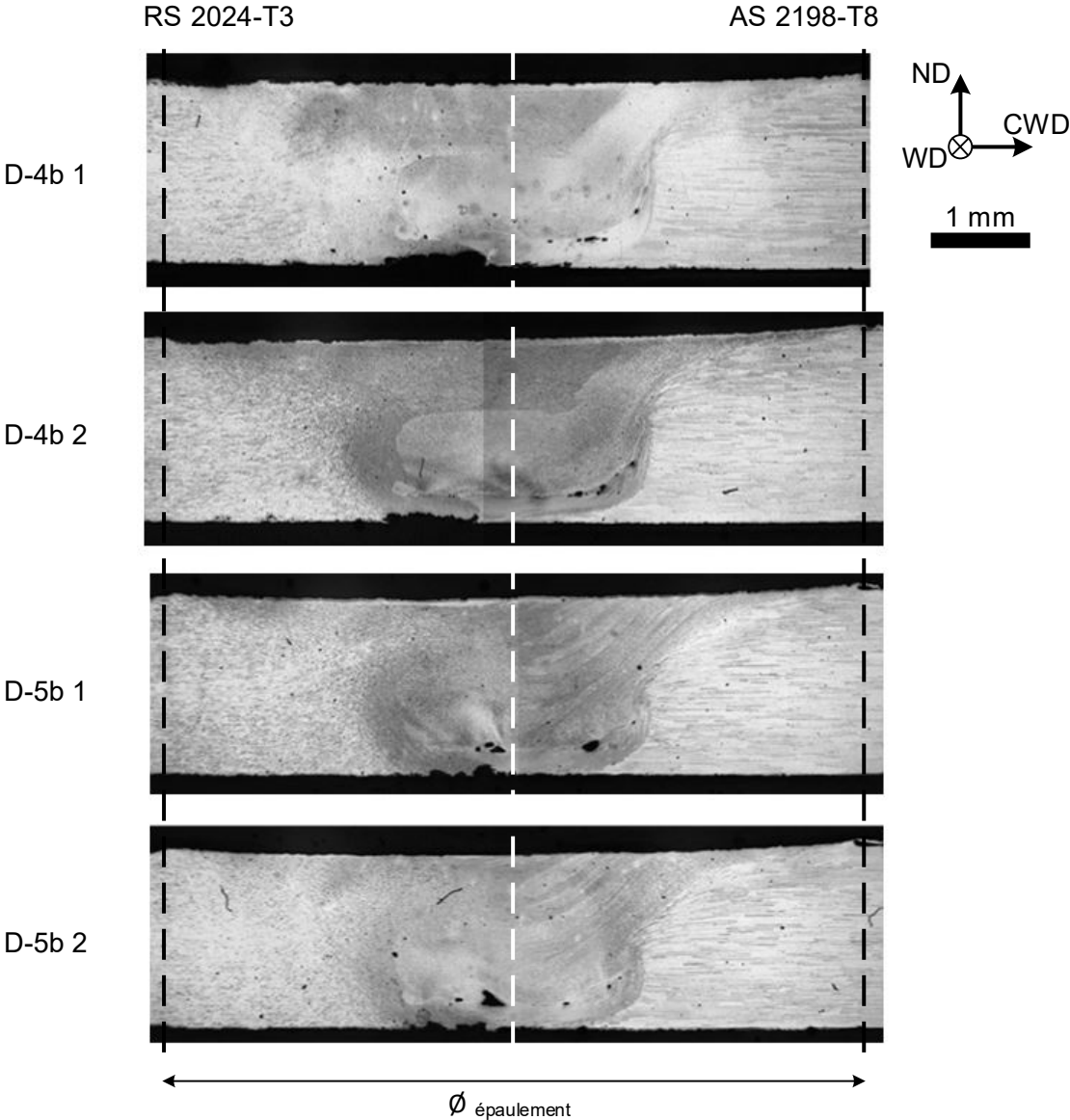
Annexe I.5 – Rupture des éprouvettes de traction de la condition D-5 (a) D-5 1 (b) D-5 2 (c) D-5 3 (d) D-5 4 (e) D-5 5.



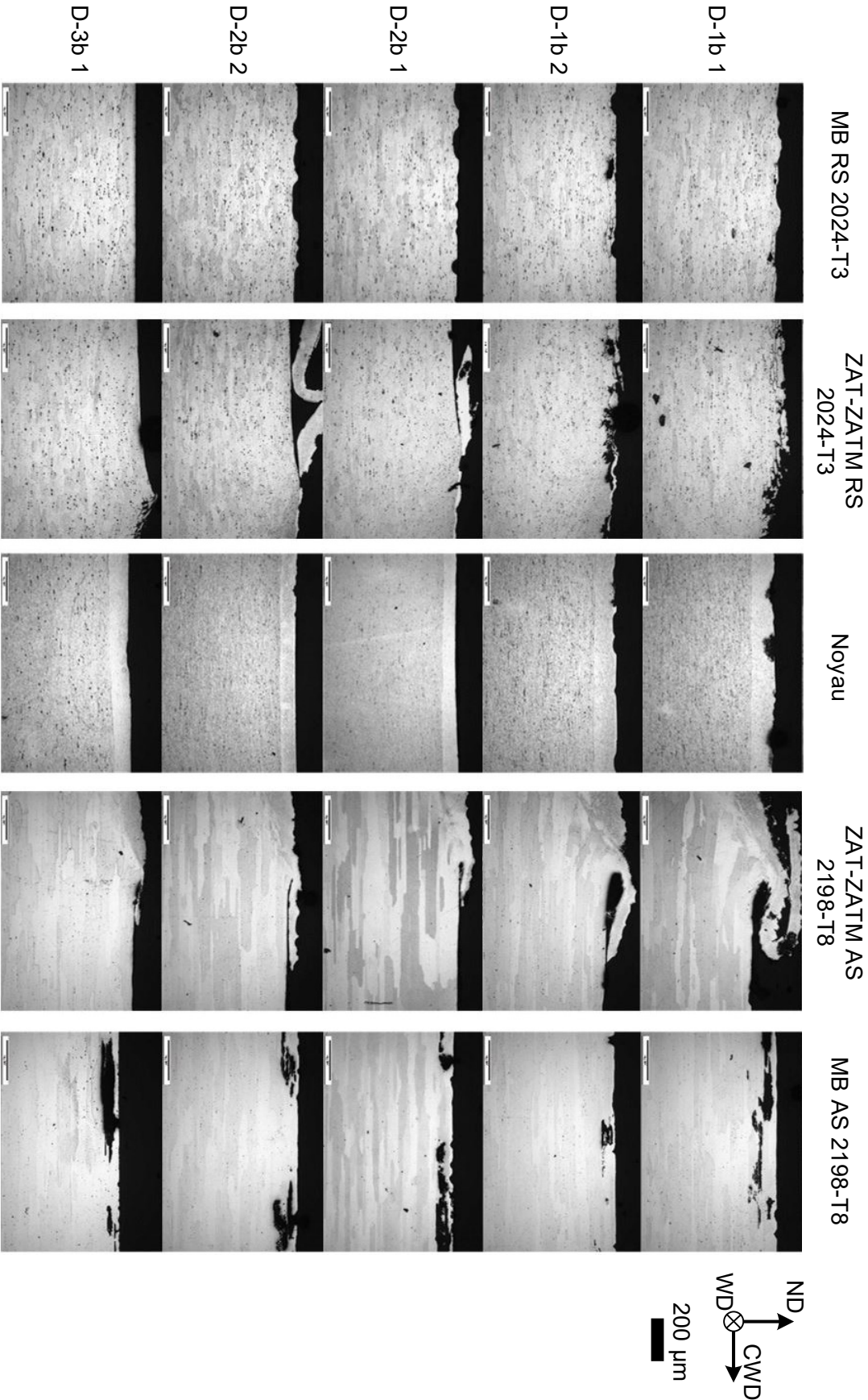
Annexe I.6 – Comparaison des surfaces de rupture des conditions cassant dans la ZAT côté AS 2198-T8 (a) condition D-1, (b) condition D-3.

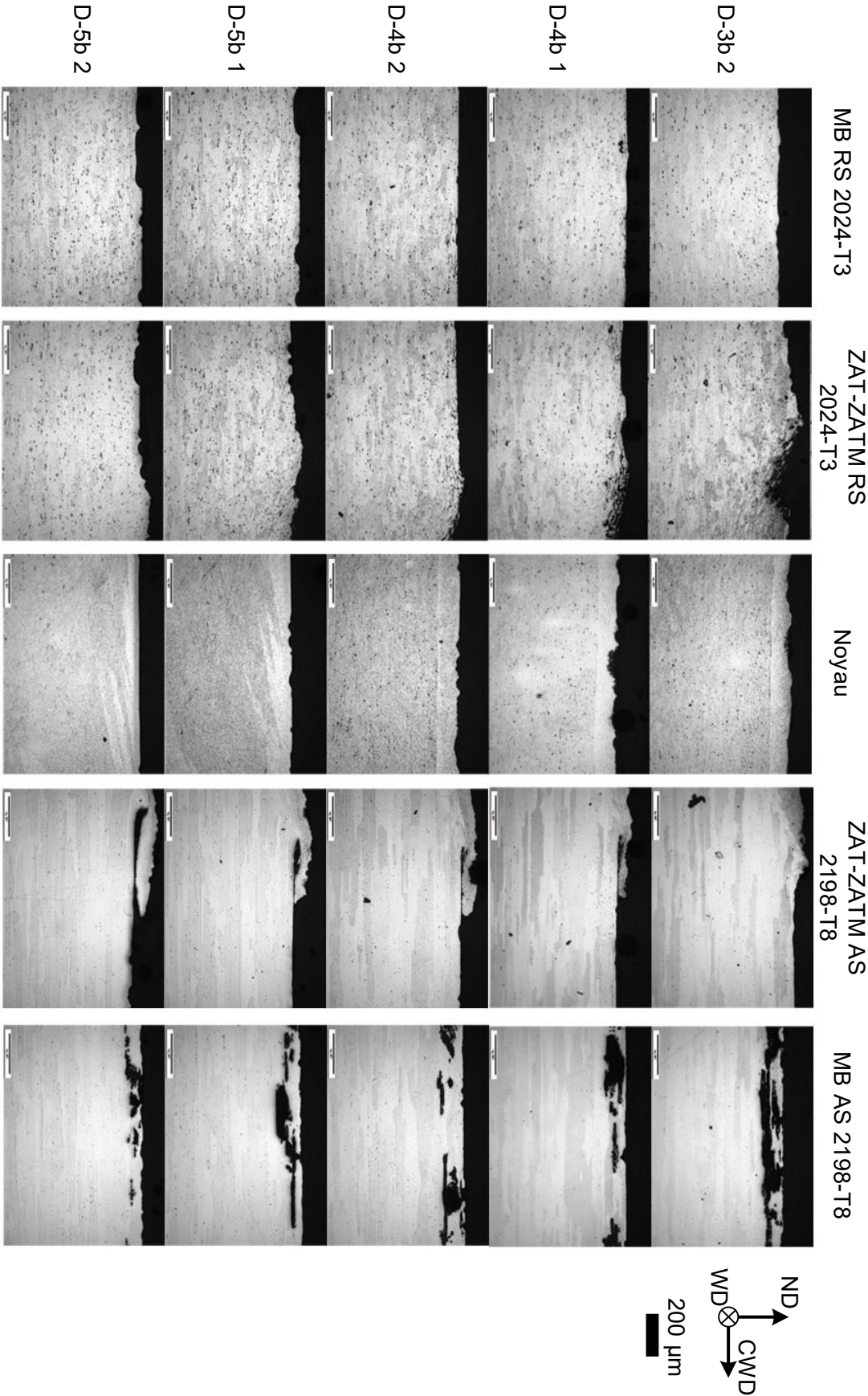
Annexe II : Annexes du Chapitre 5



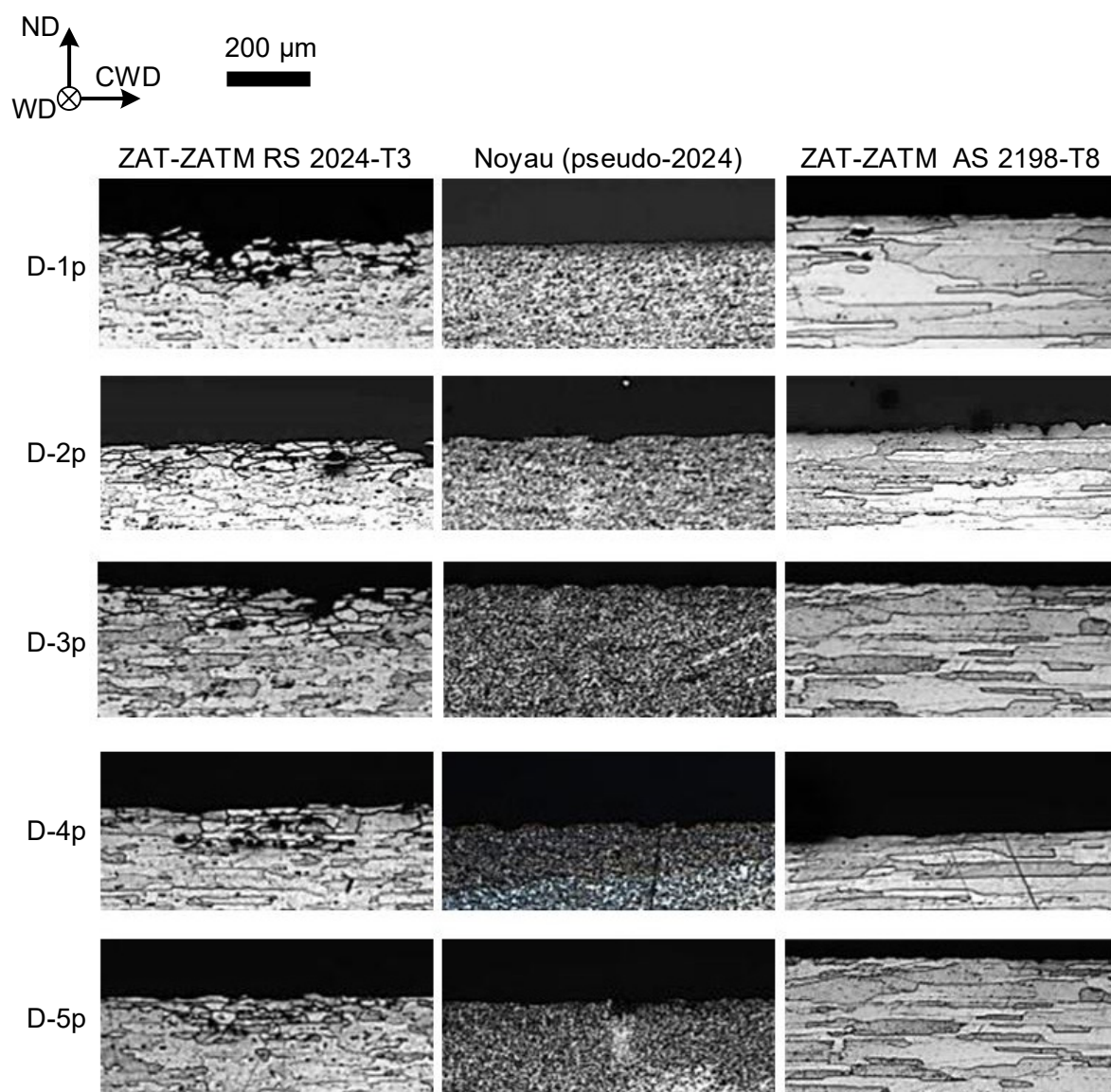


Annexe II.1 – Corrosion des éprouvettes de tôles brutes vues dans la section transverse (CWD-ND).





Annexe II.2 – Corrosion des différentes zones des éprouvettes brutes vues dans la section transverse (CWD-ND).



Annexe II.3 – Corrosion des différentes zones des éprouvettes polies de tôles soudées vues dans la section transverse (CWD-ND).

N° of order: 2021LYSEE007

AUTHOR: Rémi BERTRAND

DISSERTATION TITLE: Dissimilar friction stir welding of 2024-T3 and 2198-T8 aluminum alloys: influence of process parameters on microstructural properties, mechanical characteristics and corrosion resistance

SPECIALTY: Mechanic and Engineering

KEYWORDS: FSW, Aluminum alloys, Heat transfer, Microstructure, Hardness, Residual stress, Distortions, Tensile behavior, DIC, Corrosion.

ABSTRACT:

The transportation industry is constantly looking for ways to make its structures stronger while reducing their weight to minimize their environmental footprint or for economic purposes. In this context, combining aluminum alloys, which have an excellent weight-strength ratio, with innovative assembly processes is of great interest. Friction Stir Welding (FSW) is one of these innovative joining processes. In particular, it allows the welding of aluminum alloy sheets with a low weldability index and in similar or dissimilar configurations. Several FSW configurations have been investigated in the literature, but the FSW 2024-T3/2198-T8 configuration, which is very attractive to the aerospace industry, has never been studied. In this study, an experimental analysis of this welding configuration is proposed for the first time. The influence of the evolution of the advancing speed V_a and the rotation speed V_r of the tool on the evolution of the welding joint characteristics is quantified. In the chosen process window, the thermal evolution is mainly influenced by the advancing speed V_a while the speed ratio $R = V_a/V_r$ is a good indicator of the weld appearance, defect formation and tensile performance. The hardness field, the residual stresses, the distortions and the corrosion resistance of the welded assemblies are little influenced by the evolution of the welding speeds. This work has allowed to document the formation of internal defects within the welds, but also to highlight the relationship between welding speeds and tensile performances and finally to propose a hypothesis: the presence of a cathodic protection phenomenon within the welds.

N° d'ordre : 2021LYSEE007

AUTEUR : Rémi BERTRAND

TITRE DE THÈSE : Soudage dissimilaire par friction malaxage d'alliages d'aluminium 2024-T3 et 2198-T8 : influence des paramètres du procédé sur les propriétés microstructurales, caractéristiques mécaniques et résistance à la corrosion

SPÉCIALITÉ : Mécanique et Ingénierie

MOTS CLEFS : Soudage par friction malaxage, Alliages d'aluminium, Transfert de chaleur, Microstructure, Dureté, Contraintes résiduelles, Distorsions, Comportement en traction, Corrélation d'images numérique, Corrosion.

RÉSUMÉ :

L'industrie des transports cherche constamment à rendre ses structures plus résistantes tout en réduisant leur poids pour minimiser leur empreinte environnementale ou bien dans un but économique. Dans ce contexte, associer les alliages d'aluminium, possédant un excellent ratio poids-résistance mécanique, à des procédés d'assemblage innovants présente un très fort intérêt. Le soudage par friction malaxage (Friction Stir Welding – FSW) est un de ces procédés d'assemblage innovants. Il permet notamment de souder des tôles d'alliage d'aluminium de nuances réputées à faible indice de soudabilité et dans des configurations similaires ou dissimilaires. Plusieurs configurations de soudage FSW ont été investiguées dans la littérature, mais la configuration FSW 2024-T3/2198-T8, très attrayante pour l'industrie aéronautique, n'a jamais été étudiée. Dans cette étude, une analyse expérimentale de cette configuration de soudage est proposée pour la première fois. L'influence de l'évolution des vitesses d'avance V_a et de rotation V_r de l'outil sur l'évolution des caractéristiques des soudures est quantifiée. Dans la fenêtre process choisie, l'évolution de la thermique est principalement influencée par celle de la vitesse d'avance V_a tandis que le ratio de vitesses $R = V_a/V_r$ est un bon indicateur de la physionomie des soudures, de la formation des défauts et des performances en traction. Le champ de dureté, les contraintes résiduelles, les distorsions et la tenue en corrosion des assemblages soudés sont quant à eux peu influencés par l'évolution des vitesses de soudage. Ces travaux ont permis de documenter la formation de défauts internes au sein des soudures, mais aussi de mettre en évidence la relation entre vitesses de soudage et performances en traction et enfin de proposer une hypothèse : la présence d'un phénomène de protection cathodique au sein des soudures.