

Influence de la vitesse de soudage par friction malaxage sur les propriétés mécaniques locales et la microstructure d'un alliage d'aluminium Al-6%Mg

par

Philippe GRANDMONT

MÉMOIRE PRÉSENTÉ À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
COMME EXIGENCE PARTIELLE À L'OBTENTION DE LA MAÎTRISE
AVEC MÉMOIRE EN GÉNIE MÉCANIQUE

M. Sc. A.

MONTREAL, LE 29 SEPTEMBRE 2020

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC



Philippe Grandmont, 2020



Cette licence [Creative Commons](#) signifie qu'il est permis de diffuser, d'imprimer ou de sauvegarder sur un autre support une partie ou la totalité de cette œuvre à condition de mentionner l'auteur, que ces utilisations soient faites à des fins non commerciales et que le contenu de l'œuvre n'ait pas été modifié.

PRÉSENTATION DU JURY
CE MÉMOIRE A ÉTÉ ÉVALUÉ
PAR UN JURY COMPOSÉ DE ;

M. Mohammad Jahazi, directeur de mémoire
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Pierre Bélanger, codirecteur
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Victor Songmene, président du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Lucas Hof, membre du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

IL A FAIT L'OBJET D'UNE SOUTENANCE DEVANT JURY ET PUBLIC

LE 17 SEPTEMBRE 2020

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

REMERCIEMENTS

J'aimerais tout d'abord remercier mon directeur de maîtrise, Professeur Mohammad Jahazi, pour son soutien infaillible tout au long de ma maîtrise. C'est d'ailleurs grâce à sa passion contagieuse que j'ai décidé d'entreprendre des études supérieures et je lui suis, pour cela, énormément reconnaissant. Mes remerciements s'adressent aussi à Professeur Pierre Bélanger pour avoir accepté d'être le codirecteur de mon projet.

Mes sincères remerciements à mon collègue et ami, Dr. Mohammad Saadati, pour sa patience et sa bonne humeur omniprésente lors de nos nombreuses sessions de microscopie EBSD. Les discussions que nous avons eues durant ces séances m'ont vraiment aidée dans mon projet.

J'aimerais aussi remercier Serge Plamondon de m'avoir épaulé dans mes divers essais mécaniques et Radu Romanica pour toutes les formations et son support extraordinaire au laboratoire de préparation d'échantillons.

Je remercie aussi l'institut coréen de technologie industrielle (KITECH) pour nous avoir fourni le matériau de base étudié. L'étude de leurs nouveaux alliages est un ajout indispensable à l'originalité de ce projet. Aussi, merci au REGAL d'avoir financé ce projet académique et de m'avoir accordé une bourse d'étude durant toute ma maîtrise.

Finalement, je dédie ce mémoire à mes parents, qui n'ont jamais cessé de m'encourager durant mes 9 années d'études collégiales et universitaires en génie. Je vous serai éternellement reconnaissant de m'avoir donné l'opportunité d'entreprendre cette ambitieuse aventure en sachant que vous seriez toujours là pour m'appuyer autant psychologiquement que financièrement. Merci du fond du cœur.

Influence des paramètres de soudage par friction malaxage sur les propriétés mécaniques locales et la microstructure d'un alliage d'aluminium Al-6%Mg

Philippe GRANDMONT

RÉSUMÉ

Un aspect du procédé FSW ayant rarement été abordé est l'influence des paramètres de soudage sur les propriétés mécaniques locales des différentes zones affectées par le soudage. Plus précisément, l'évaluation des propriétés mécaniques locales en utilisant une méthode d'essais mécanique par poinçonnage, appelée *Shear Punch Testing* (SPT). Il existe aussi très peu d'études portant spécifiquement sur le soudage FSW d'alliages d'aluminium écrouis contenant plus de 5% de Mg. Afin de combler ces lacunes, l'objectif de ce projet est de quantifier l'effet des paramètres de soudage par friction-malaxage sur les propriétés mécaniques locales et la microstructure d'un alliage Al-6%Mg-H18. Pour ce faire, deux soudures ont été produites à différentes vitesses d'avance (50 mm/min et 120 mm/min) et leurs microstructures respectives ont été analysées en détail par microscopie EBSD. Des essais mécaniques de microdureté et SPT ont été effectués pour évaluer les propriétés mécaniques locales de chaque soudure. Des différences importantes de microstructure et de propriétés mécaniques ont été observées entre les deux soudures. La microdureté a d'abord été liée aux microstructures observées dans chacune des zones affectées par le soudage. La comparaison des résultats SPT avec la microdureté a aussi permis de valider l'utilisation du *Shear Punch Test* comme méthode d'essais mécanique complémentaire aux essais de microdureté. Le SPT a permis de mesurer avec précision la résistance mécanique des zones affectées par le soudage, mais s'est avéré moins approprié pour l'évaluation des contraintes d'écoulement. Néanmoins, beaucoup d'informations sur le comportement mécanique des zones affectées par le soudage ont pu être extraites des courbes contrainte-déplacement SPT. Ces informations ne pouvant pas être acquises par microdureté, les résultats des essais SPT ont soulevé des questions non rapportées auparavant dans la littérature scientifique relative au soudage FSW.

Mots clés : Soudage par friction-malaxage, alliage d'aluminium, microstructure, propriétés mécaniques, EBSD,

Effect of friction stir welding parameters on local mechanical properties and microstructure of an Al-6%Mg aluminum alloy

Philippe GRANDMONT

ABSTRACT

One aspect of FSW process that has rarely been discussed is the influence of the welding parameters on the local mechanical properties of the different zones affected by the welding. Specifically, the evaluation of local mechanical properties using a mechanical testing method known as Shear Punch Testing (SPT). There are also very few studies focusing specifically on FSW welding of work hardened aluminum alloys containing more than 5% Mg. In order to fill these gaps, the objective of this project is to quantify the effect of friction stir welding parameters on the local mechanical properties and the microstructure of an Al-6% Mg-H18 alloy. To do this, two welds were produced at different feed rates (50 mm / min and 120 mm / min) and their respective microstructures were analyzed in detail by optical and electron microscopy including EBSD. Microhardness and Shear Punch Testing were also carried out to assess the local mechanical properties of each weld. Significant differences in microstructure and mechanical properties were observed between the two welds. Microhardness was first linked to the microstructures observed in each of the areas affected by welding. The comparison of SPT results with microhardness also validated the use of the Shear Punch Test as a mechanical test method complementary to microhardness testing. The SPT made it possible to accurately measure the mechanical resistance of the zones affected by welding but proved to be less suitable for the assessment of flow stresses. However, a lot of information on the mechanical behavior of the zones affected by welding could be extracted from the SPT stress-displacement curves. As this information cannot be acquired by microhardness testing, the results of the SPT tests allowed studying of new aspects not reported to date in the scientific literature related to FSW.

Key words: Friction stir welding, aluminum alloy, microstructure, mechanical properties, EBSD,

TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LITTÉRATURE	3
1.1 Fonctionnement du procédé FSW	3
1.2 Microstructure et microdureté de soudures FSW.....	6
1.2.1 Microstructure et microdureté du noyau	7
1.2.2 Microstructures et microdureté de la zone affectée thermomécaniquement.	11
1.2.3 Microstructure et microdureté de la zone affectée thermiquement.....	13
1.2.4 Récapitulatif sur la microstructure et la microdureté des zones affectées	15
1.3 Les paramètres de soudage et leurs effets sur les soudures	17
1.3.1 Principaux paramètres du procédé	17
1.3.2 Influence des paramètres sur les températures de soudage	18
1.3.3 Influence des paramètres sur les propriétés mécaniques globales	20
1.3.4 Influence des paramètres sur les propriétés mécaniques locales.....	23
1.4 Méthodes d'évaluation des propriétés mécaniques locales.....	25
1.5 Alliages Aluminium-Magnésium (Al-Mg)	28
1.5.1 Effet du %Mg sur les propriétés mécaniques des Al-Mg.....	28
1.5.2 Précipitation des Al-Mg	31
1.6 Conclusion de la revue de littérature.....	34
CHAPITRE 2 MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE	37
2.1 Production des soudures.....	38
2.1.1 Machine, outil et montage utilisés pour le soudage	38
2.1.2 Paramètres de soudage utilisés	39
2.1.3 Mesure de la température	40
2.1.4 Prélèvement des échantillons	41
2.2 Préparation des échantillons.....	41
2.2.1 Échantillons des essais de microdureté et de microscopie optique.....	41
2.2.2 Échantillons de microscopie EBSD	42
2.2.3 Échantillons des essais de poinçonnage (Shear Punch Test ou SPT)	44
2.3 Analyse des incertitudes.....	45

2.3.1	Incertitude sur la microdureté	45
2.3.2	Incertitude sur les essais de poinçonnage.....	46
2.3.3	Incertitude sur les données EBSD.....	47
CHAPITRE 3 RÉSULTATS ET DISCUSSIONS.....		49
3.1	Caractérisation du métal de base.....	49
3.2	Macroscopie des soudures	53
3.3	Évolution de la température	53
3.3.1	Prédiction de la température dans la NZ.....	55
3.4	Effet de la vitesse d'avance sur la microstructure de la NZ.....	56
3.4.1	Taille des grains dans la NZ.....	58
3.4.2	Désorientation des grains dans la NZ.....	62
3.5	Effet de la vitesse d'avance sur la microstructure de la TMAZ.....	64
3.5.1	Taille des grains dans les TMAZ à ± 2 mm du centre	68
3.5.2	Désorientation dans la TMAZ à ± 2 mm du centre.....	71
3.6	Effet de la vitesse d'avance sur la microstructure de la HAZ.....	72
3.6.1	Taille des grains dans les HAZ à 10 mm AS du centre.....	73
3.6.2	Désorientation dans la HAZ à 10 mm AS du centre	74
3.7	Récapitulatif de la microstructure	75
3.8	Effet de la vitesse d'avance sur la microdureté.....	78
3.8.1	Facteurs microstructuraux affectant la microdureté.....	81
3.9	Évaluation des propriétés mécaniques locales par SPT	91
3.9.1	Calibration des contraintes équivalentes en traction.....	95
3.9.2	Validation de l'utilisation du SPT.....	97
3.9.3	Analyse des courbes SPT	99
3.9.4	Évolution de la contrainte ultime SPT	105
3.9.5	Évolution de la contrainte d'écoulement théorique équivalente	107
3.9.6	Récapitulatif sur les propriétés mécaniques locales.....	109
CONCLUSION.....		111
RECOMMANDATIONS		113
LISTE DES RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES		115

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 1-1. Propriétés mécaniques à chaud d'alliages d'aluminium (ASM, 1990)	22
Tableau 1-2. Compositions chimiques (en % massique) Adapté de (Ryen et al., 2006)	29
Tableau 1-3. Comparaison des contraintes d'écoulement théoriques et les données d'essais de traction de KITECH.....	31
Tableau 2-1. Incertitudes sur les essais de poinçonnage.....	46
Tableau 3-1. Composition chimique du matériau étudié	49
Tableau 3-2. Propriétés mécaniques du métal de base.....	49
Tableau 3-3. Données des cycles thermiques	54
Tableau 3-4. Comparaison de la taille de grains dans la NZ avec la littérature.....	62
Tableau 3-5. Fractions de LAGB et HAGB dans la UNZ et la LNZ.....	63
Tableau 3-6. Fractions de LAGB dans les TMAZ à ± 2 mm du centre.....	71
Tableau 3-7. Fraction de LAGB dans les HAZ à 10mm AS	74
Tableau 3-8. Contributions en microdureté des facteurs microstructuraux	89
Tableau 3-9. Récapitulatif de l'effet de la vitesse d'avance sur les propriétés mécaniques locales.....	109

LISTE DES FIGURES

		Page
Figure 1-1.	Schéma de principe du soudage par friction-malaxage (Threadgill et al., 2009).....	4
Figure 1-2.	Schémas du mouvement de l’outil.....	5
Figure 1-3.	Schémas des zones affectées par le soudage FSW (Sattari, Bisadi, & Sajed, 2012).....	6
Figure 1-4.	Microstructure d'une soudure FSW dans un AA7075-T651 30 jours après le soudage (Pengfei et al., 2015).....	7
Figure 1-5.	Processus de recristallisation dynamique en continu (Farshidi, Kazeminezhad, & Miyamoto, 2015).....	9
Figure 1-6.	Microstructure du noyau à différente profondeur Adaptée de (Pengfei et al., 2015)	9
Figure 1-7.	Comparaison des TMAZ du côté AS et RS Adapté de (Jones et al., 2005).....	11
Figure 1-8.	Structure de sous-grains dans la TMAZ (Sato et al., 2001)	12
Figure 1-9.	Microstructure de la TMAZ dans un AA7075-T651(Pengfei et al., 2015).....	13
Figure 1-10.	Microstructure de la HAZ dans un AA7075-T651 (Pengfei et al., 2015).....	14
Figure 1-11.	Profils de microdureté de soudures FSW dans un alliage 5083-O et 5083-H321 (Malopheyev et al., 2014)	16

Figure 1-12.	Effet de l'avance par tour sur la température du côté avançant près de l'épaulement (a) et à la racine du noyau (b) (Fujii et al., 2006).....	19
Figure 1-13.	Simulation de la distribution de température (Nakamura et al., 2018)	19
Figure 1-14.	Soudures effectuées avec un outil lisse (a) et un outil fileté (b) (Nakamura et al., 2018).....	22
Figure 1-15.	Effet de la vitesse d'avance sur la microdureté d'un alliage 7075-T651 (a) 100 mm/min, (b) 200 mm/min, (c) 400 mm/min (Feng et al., 2010)	24
Figure 1-16.	Schémas du principe de poinçonnage (a) et positionnement des essais dans une soudure FSW (b) (Hornbuckle et al., 2017)	26
Figure 1-17.	Cartographies 2D des contraintes d'écoulement (a) et ultime (b) en cisaillement SPT dans une soudure FSW (Hornbuckle et al., 2017) ..	27
Figure 1-18.	Courbes contrainte-déformation pour différents alliages Al-Mg (Ryen et al., 2006).....	29
Figure 1-19.	Courbes contrainte-déformation pour différents alliages Al-Mg (Jobba et al., 2015).....	29
Figure 1-20.	Diagramme des phases Al-Mg (Landolt & Börnstein, 1993)	32
Figure 1-21.	Analyses DSC pour différents Al-Mg initialement mis en solution (Nozato & Ishihara, 1980)	33
Figure 2-1.	Machine et outil utilisés pour la production des soudures	39
Figure 2-2.	Schémas de positionnement des thermocouples et de l'échantillonnage	40
Figure 2-3.	Emplacement des indentations de microdureté Vickers.....	42

Figure 2-4.	Emplacements des zones d'acquisition EBSD	43
Figure 2-5.	Emplacement des zones de poinçonnage (taille réelle du poinçon)	45
Figure 3-1.	Particules détectées dans le métal de base par EDS	50
Figure 3-2.	Cartographie EBSD du métal de base, DL est la direction de laminage carte d'orientation des grains (a) et carte des joints de grains (b).....	51
Figure 3-3.	Distribution de la désorientation dans le métal de base.....	52
Figure 3-4.	Macroscopie d'une section des soudures 120 mm/min (a) 50 mm/min (b)	53
Figure 3-5.	Cycles thermiques à 4mm du centre des soudures côté RS (a) et AS (b)	54
Figure 3-6.	Cartographies EBSD des UNZ et LNZ des soudures : Orientation des grains (a, c, e, g) et joints de grains (b, d, f, h).....	57
Figure 3-7.	Distributions cumulatives de la taille des grains dans la UNZ (a) et la LNZ (b).....	58
Figure 3-8.	Effet de la température sur la taille des grains dans la NZ (Sato et al., 2002).....	61
Figure 3-9.	Distributions de la désorientation dans la UNZ (a) et la LNZ (b).....	63
Figure 3-10.	Cartographies EBSD à 2mm AS du centre des soudures: Orientation des grains (a, b) et joints de grains (c, d)	64
Figure 3-11.	Cartographies EBSD à 4mm RS du centre des soudures 50 mm/min (a) et 120 mm/min (b)	66

Figure 3-12.	Cartographies EBSD à 2mm RS du centre des soudures: Orientation des grains (a, c) et joints de grains (b, d)	67
Figure 3-13.	Cartographies EBSD à 4mm RS du centre des soudures 50 mm/min (a) et 120 mm/min (b)	68
Figure 3-14.	Distributions cumulatives de la taille des grains dans la TMAZ du côté RS (a) et du côté AS (b)	69
Figure 3-15.	Distributions de la désorientation dans les TMAZ du côté AS (a) et du côté RS (b)	71
Figure 3-16.	Cartographie EBSD à 10mm AS du centre des soudures 50 mm/min (a) et 120 mm/min (b)	72
Figure 3-17.	Distributions cumulatives de la taille des grains à 10mm AS du centre des soudures	73
Figure 3-18.	Distributions de la désorientation à 10mm AS du centre des soudures	74
Figure 3-19.	Graphique récapitulatif de la taille des grains (a) et de la fraction de LAGB (b)	75
Figure 3-20.	Effet de la température sur la fraction de LAGB dans la TMAZ et la HAZ.....	77
Figure 3-21.	Variation de la microdureté de la soudure chaude (a) et le la soudure froide (b).....	79
Figure 3-22.	Cartes 2D de microdureté Vickers des soudures 50mm/min (a) 120 mm/min (b)	79
Figure 3-23.	Désorientation moyenne d'un (Kernel)	84
Figure 3-24.	Effet des paramètres KAM sur la désorientation moyenne.....	85

Figure 3-25.	Cartes KAM à différentes positions du centre des soudures	87
Figure 3-26.	Comparaison de la microdureté théorique et expérimentale	89
Figure 3-27.	Dispositif des essais SPT	92
Figure 3-28.	Courbe SPT Force-Déplacement (Elwazri et al., 2006)	93
Figure 3-29.	Schéma de principe du SPT (Guduru et al., 2005)	94
Figure 3-30.	Calibration des facteurs de conversion SPT – Tension pour la contraint ultime (a) et la contrainte d'écoulement (b)	96
Figure 3-31.	Relations entre la microdureté et la contrainte équivalente SPT	98
Figure 3-32.	Emplacement des zones de poinçonnage (taille réelle du poinçon)	99
Figure 3-33.	Courbes SPT contrainte-déplacement normalisé	100
Figure 3-34.	Courbes SPT contrainte-déplacement normalisé à ± 2 mm du centre des soudures	101
Figure 3-35.	Courbes SPT contrainte-déplacement normalisé à ± 10 mm du centre des soudures	102
Figure 3-36.	Courbes SPT contrainte-déplacement normalisé à ± 20 mm du centre des soudures	102
Figure 3-37.	Effet de la fraction de LAGB sur la pente des courbes SPT	103
Figure 3-38.	Évolution de la contrainte ultime en tension équivalente	105
Figure 3-39.	Évolution de la contrainte d'écoulement théorique en tension équivalente	108

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

AA	Alliage d'Aluminium
AS	Advancing Side (Côté Avançant)
CDRX	Continuous Dynamic Recrystallization (Recristallisation dynamique continue)
DL	Direction de Laminage
DSC	Differential Scanning Calorimetry (Calorimétrie différentielle à balayage)
EBSD	Electron BackScatter Diffraction (Diffraction d'électrons rétrodiffusés)
FSW	Friction Stir Welding (Soudage par friction-malaxage)
FSP	Friction Stir Processing (Traitement par friction-malaxage)
HAGB	High Angle Grain Boundary (Joint de grain à angle élevé)
HAZ	Heat Affected Zone (Zone affectée thermiquement)
KAM	Kernel Average Misorientation (Disorientation moyenne de grappe)
LAGB	Low Angle Grain Boundary (Joint de grain à angle faible)
LNZ	Lower Nugget Zone (Zone inférieure du noyau)
MB	Métal de Base (BM: Base Metal)
MEB	Microscope Électronique à Balayage
NZ	Nugget Zone (Zone du noyau)
RS	Retreating Side (Côté Reculant)
SFE	Stacking Fault Energy (Énergie de faute d'empilement)
SPT	Shear Punch Testing (Essais de poinçonnage par cisaillement)
TMAZ	Thermo-Mechanically Affected Zone (Zone affectée thermomécaniquement)
UNZ	Upper Weld Nugget (Zone supérieure du noyau)

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

RPM	Révolutions Par Minute
mm/min	millimètres par minute
mm/rev	millimètres par révolution
μm	micromètres
N	Newton
MPa	Méga-Pascal
HV	Dureté Vicker's (Vicker's Hardness)
$^{\circ}\text{C}$	Degrés Celsius
σ_y	Contrainte d'écoulement en traction
σ_{UT}	Contrainte ultime en traction
σ_{UT_eq}	Contrainte ultime équivalente en traction
σ_{y_eq}	Contrainte d'écoulement équivalente en traction
$\sigma_{y_th_eq}$	Contrainte d'écoulement théorique équivalente en traction
τ_{UT_SPT}	Contrainte ultime de cisaillement en poinçonnage
τ_{Y_SPT}	Contrainte d'écoulement de cisaillement en poinçonnage

INTRODUCTION

Le soudage par friction malaxage (Friciton Stir Welding ou FSW en anglais) est un procédé de soudage relativement nouveau inventé et breveté en 1991 par TWI (The Welding Institute, Royaume Unis) (M. Thomas, 1992). Le procédé a initialement été développé pour le soudage d'alliages d'aluminium aéronautiques (séries 2000 et 7000), considérés non soudables par les méthodes de soudage par fusion conventionnelles. Depuis son invention, les chercheurs et entreprises manufacturières à travers le monde ont déployé un grand effort de recherche pour tenter de comprendre le procédé de soudage FSW et d'étendre son utilisation dans différentes applications et pour différents matériaux. Le procédé utilise l'énergie de friction générée par un outil en rotation mis en contact forcé avec les pièces à souder pour chauffer et « malaxer » leurs interfaces. La nature thermomécanique du soudage FSW produit des phénomènes métallurgiques complexes qui ne sont toujours pas totalement compris. La complexité du procédé réside principalement dans l'écoulement de matière combiné à l'injection de chaleur par friction de l'outil qui est relativement inhomogène à travers la soudure (Threadgill et al., 2009). Dans une même soudure, cette interaction de températures et déformations produit un éventail de microstructures distinctes. Par exemple, le noyau de la soudure est une zone affectée simultanément par la chaleur et les déformations sévères induites par l'outil. Dans cette zone, une recristallisation extrême de la microstructure prend place. En bordure du noyau, on retrouve une zone affectée thermomécaniquement, non recristallisée ou partiellement recristallisée, avec une distorsion souvent visible de la microstructure. Au-delà de la zone affectée thermomécaniquement, il y a une zone affectée thermiquement, où différents phénomènes d'adoucissement prennent place selon l'alliage et les conditions de soudage utilisées.

L'une des sphères de recherche actuelle se concentre sur l'évaluation de l'effet des paramètres de soudage sur la microstructure et propriétés mécaniques propres à chacune de ces zones. La géométrie irrégulière et la petite taille de ces zones limitent cependant le type d'essais mécaniques pouvant être utilisés pour isoler et tester individuellement chacune des zones, ce

qui explique la faible quantité d'information disponible à ce sujet. De plus, le développement de nouveaux matériaux et de nouveaux alliages multiplie constamment les avenues de recherche potentielles en FSW. Par exemple, les alliages d'aluminium de la série 5000 ont récemment vu un regain d'intérêt par l'arrivée de nouveaux alliages contenant de plus en plus de magnésium, leur principal élément d'alliage, qui augmente significativement la résistance mécanique sans trop affecter leur ductilité, et ce, en conservant une excellente résistance à la corrosion. Ces caractéristiques rendent ces alliages particulièrement attrayants pour des applications structurelles dans le milieu nautique et automobile. Une collaboration entre l'ÉTS et l'institut coréen de technologie industrielle (KITECH) a été mise sur place pour étudier l'utilisation du soudage FSW dans leurs nouvelles gammes d'alliages d'aluminium ECO Al-Mg, issus d'une nouvelle méthode de production plus écologique. Ce projet de recherche portera donc sur l'étude du soudage FSW de ces alliages ECO Al-Mg en se concentrant principalement sur l'évaluation de l'effet des paramètres de soudage FSW sur la microstructure et les propriétés mécaniques locales des zones affectées par le soudage. L'objectif est donc de quantifier comment les paramètres de soudage (la vitesse de soudage dans ce cas) affectent l'évolution de la microstructure et comment les variations de microstructures affectent les propriétés mécaniques locales dans un Al-6%Mg-H18. Pour ce faire, des soudures FSW seront produites à différentes vitesses d'avance. Chacune des zones affectées par le soudage sera ensuite caractérisée de façon quantitative par microscopie EBSD (Electron BackScatter Diffraction). Des essais mécaniques de microdureté et de poinçonnage seront ensuite employés pour évaluer les propriétés mécaniques locales des zones affectées par le soudage. Les propriétés mécaniques seront aussi liées aux analyses quantitatives de la microstructure.

Dans le premier chapitre de ce mémoire, une revue de littérature sera effectuée pour rassembler l'information pertinente à l'accomplissement des objectifs établis pour ce projet, en plus de souligner les lacunes dans les connaissances actuelles. Le chapitre 2 présentera ensuite la méthodologie expérimentale employée pour parvenir aux objectifs fixés. Finalement, le chapitre 3 présentera les résultats des expériences et analysera leur signification et leurs implications.

CHAPITRE 1

REVUE DE LITTÉRATURE

1.1 Fonctionnement du procédé FSW

Le soudage par friction malaxage est un procédé de soudage à l'état solide permettant de joindre deux composants en plastifiant la matière pour ensuite mélanger leurs interfaces. Le procédé utilise l'énergie de friction générée par un outil en rotation mis en contact forcé avec les pièces à souder pour chauffer et déformer plastiquement la matière. Durant le soudage, la température de fusion du métal soudé n'est pas atteinte. Normalement, la température de soudage maximale se situe autour de l'outil et atteint entre 60 et 80% de la température de fusion du matériau soudé (Mishra & Ma, 2005). Cette absence de fusion est le principal atout de ce procédé puisque les basses températures de soudage (comparativement au soudage par fusion) permettent de réduire ou même d'éliminer plusieurs problèmes inhérents du soudage par fusion. Ce faisant, le soudage FSW est un procédé particulièrement convoité pour souder efficacement des alliages d'aluminiums considérés difficiles à souder (série 6xxx et 7xxx particulièrement) par fusion conventionnelle en raison de leurs sensibilités à la fissuration de solidification et à la dégradation de leurs propriétés mécaniques par la chaleur (Threadgill et al., 2009). L'opération de soudage par friction-malaxage se divise en 4 phases distinctes, illustrées dans la Figure 1-1.

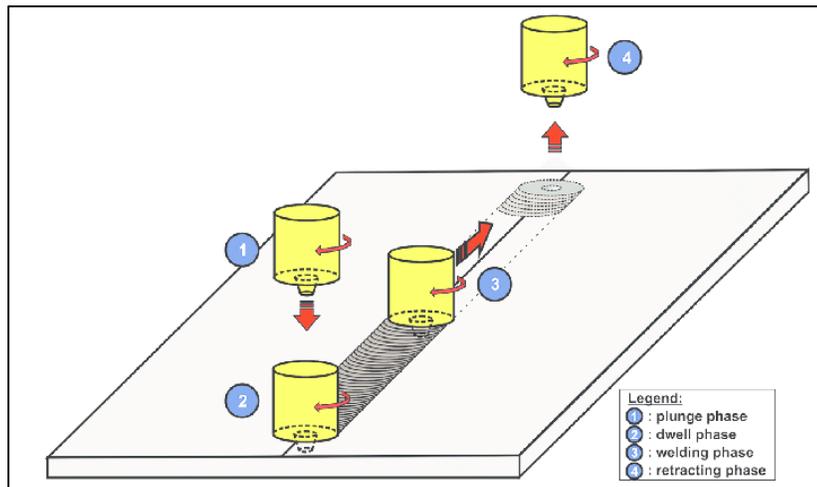


Figure 1-1. Schéma de principe du soudage par friction-malaxage (Threadgill et al., 2009)

1. La phase de plongée (Plunge phase) ;
2. La phase de stabilisation (Dwell phase) ;
3. La phase d'avance (Welding phase);
4. La phase de retrait (Retracting phase).

Lors de la plongée (1), l'outil est préalablement mis en rotation. L'outil est ensuite abaissé au niveau des composants à souder et lentement introduit dans la matière. La rotation de l'outil permet de générer la chaleur nécessaire au ramollissement du matériau facilitant ainsi son insertion. L'outil est abaissé jusqu'à ce que son épaulement soit lui aussi en contact avec la face supérieure des plaques. Une force verticale vers le bas, appelée force axiale, est appliquée afin d'aider à contenir le matériau et d'augmenter l'énergie de friction produite par l'épaulement. À la phase de stabilisation (2), l'outil est maintenu en position quelques secondes permettant ainsi de chauffer et de ramollir la matière qui l'entourent. Lorsque la matière entourant l'outil est suffisamment échauffée, l'outil peut entreprendre la phase d'avance (3). Un mouvement constant de translation le long du joint est imposé à l'outil forçant la matière plastifiée à se déplacer autour de l'outil puis poussé à l'arrière de l'outil formant ainsi le joint soudé. Figure 1-2 illustre cette étape du processus. Une fois la soudure complétée, l'avance est arrêtée et l'outil est retiré de la matière (4). Le retrait de l'outil laisse normalement un trou à

sa position de retrait. L'ajout d'appendices au bout de la soudure est une méthode souvent employée pour effectuer le retrait de l'outil à l'extérieur des composants soudés pour éliminer la présence du trou de sortie à un endroit critique.

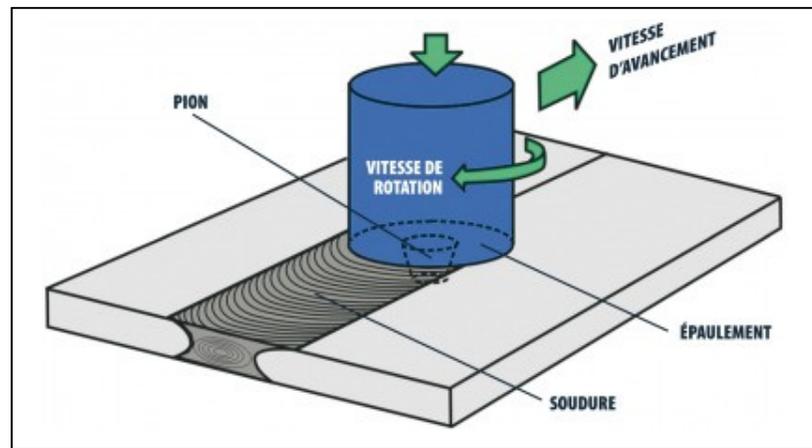


Figure 1-2. Schémas du mouvement de l'outil
(tiré de : <http://www.uqac.ca/ceeuqac/index/csfm>)

Une distinction est généralement faite entre le côté avançant (Advancing Side ou AS en anglais) et le côté reculant (Retreating Side ou RS en anglais) en raison de la différence de mouvement relatif entre l'outil et la pièce soudée de chaque côté du joint (Mishra & Ma, 2005). Le côté avançant (AS) est le côté où le mouvement de rotation de l'outil est dans la même direction que l'avance de soudage (côté gauche sur la Figure 1-1 et Figure 1-2). La matière y est donc poussée à l'avant de l'outil. Le côté reculant (RS) est le côté où le mouvement de rotation de l'outil est dans le sens contraire à la direction de soudage. La matière y est donc tirée vers l'arrière de l'outil. Lors du soudage, la matière est donc d'abord poussée devant l'outil par le côté avançant, puis tirée de l'autre côté de l'outil par le côté reculant et finalement forcée derrière l'outil de façon similaire au procédé d'extrusion (R. Fonda et al., 2013). Le soudage FSW est d'ailleurs souvent comparé au procédé d'extrusion en raison de leurs similarités physiques et métallurgiques.

1.2 Microstructure et microdureté de soudures FSW

La microstructure d'une soudure FSW se divise en 4 zones. Le noyau (Nugget Zone (NZ) ou Stirred Zone en anglais), la zone affectée thermomécaniquement (Thermomechanically Affected Zone ou TMAZ en anglais), la zone affectée thermiquement (Heat Affected Zone ou HAZ en anglais) et le métal de base non affecté (Unaffected zone ou Base Metal (BM) en anglais). La Figure 1-3 illustre ces différentes zones. La Figure 1-4 montre aussi un exemple réel de microstructure d'un joint soudé dans un AA7075.

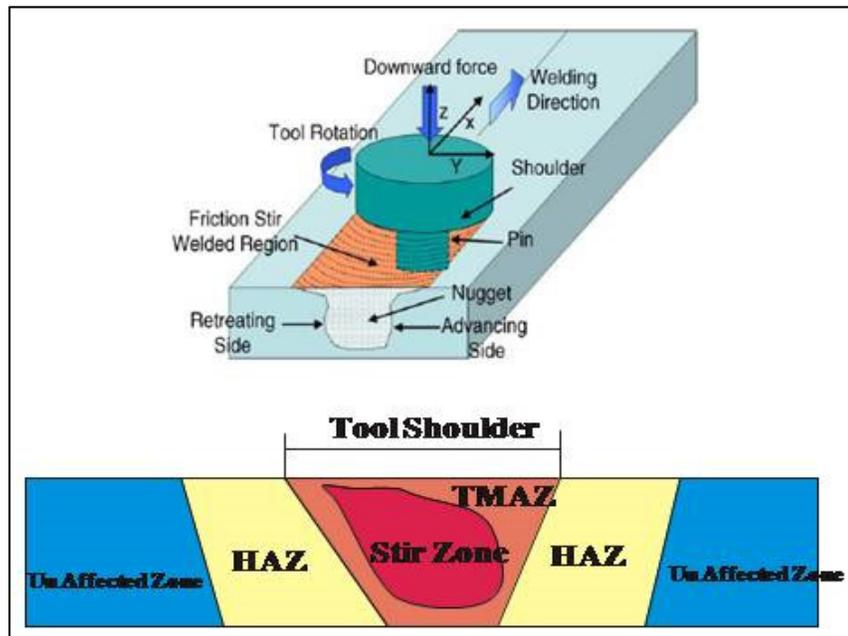


Figure 1-3. Schémas des zones affectées par le soudage FSW (Sattari, Bisadi, & Sajed, 2012)

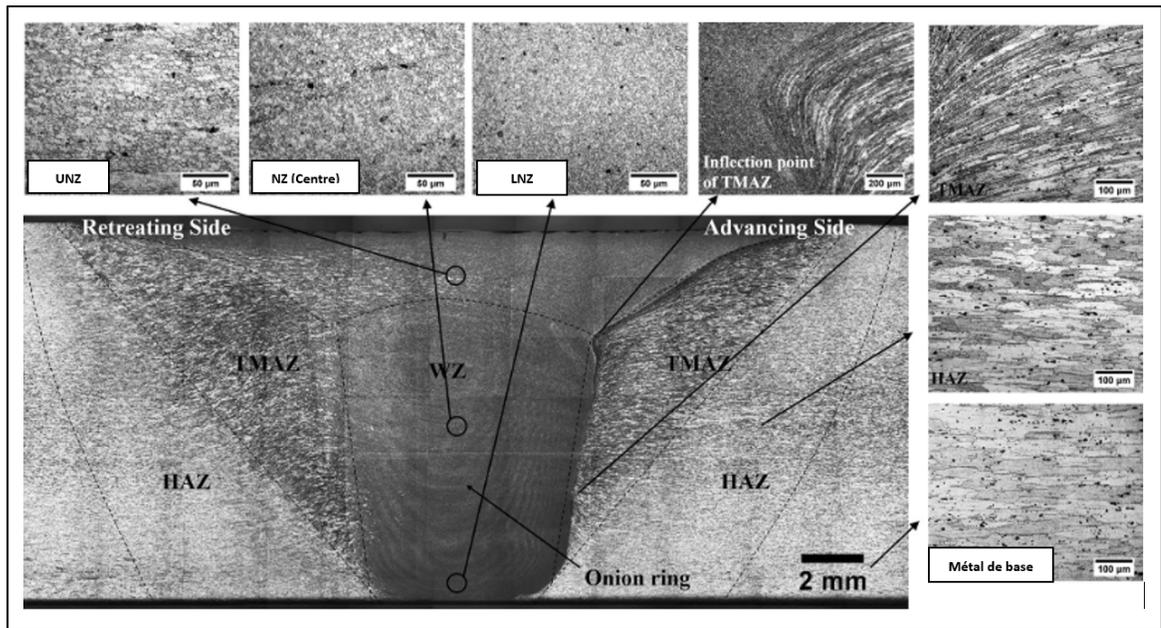


Figure 1-4. Microstructure d'une soudure FSW dans un AA7075-T651 30 jours après le soudage (Pengfei et al., 2015)

1.2.1 Microstructure et microdureté du noyau

Le noyau d'une soudure FSW (NZ) est une zone soumise à des températures élevées et des déformations sévères. Ces conditions produisent généralement une structure recristallisée composée de grains très fins et équiaxes dont la taille moyenne est de quelques microns (Mishra & Ma, 2005). En effet, sous l'effet de hautes températures et déformations, les métaux subissent généralement une recristallisation dynamique produisant de nouveaux grains. Il existe deux principaux mécanismes de recristallisation dynamique (Gourdet & Montheillet, 2000) :

1. La recristallisation dynamique en continue (Continuous Dynamic Recrystallization ou CDRX en anglais). Ce type de recristallisation s'effectue en continue avec les déformations appliquées et consiste en la fragmentation des grains existants en plus petits grains.
2. La recristallisation dynamique discontinue (Discontinuous Dynamic Recrystallization DDRX). Ce type de recristallisation s'effectue de façon discontinue avec les

déformations appliquées. Celle-ci consiste en la nucléation et le grossissement subséquent de nouveaux grains qui absorbent les grains originalement déformés.

Le type de recristallisation qui prend place dépend de l'énergie de faute d'empilement associée aux défauts (dislocations) dans le réseau cristallin d'un matériau (Stacking Fault energy ou SFE en anglais). Les matériaux qui ont une SFE basse subiront une DDRX alors que ceux avec une SFE élevée subiront une CDRX (Gourdet & Montheillet, 2000). Par exemple, le cuivre ayant une SFE relativement basse (70 mJ m^{-2}) (Venables, 1964) est très propice à la DDRX alors que l'aluminium, dont la SFE est plus du double de celle du cuivre ($160\text{-}200 \text{ mJ m}^{-2}$) (Murr, 1975), subit généralement une CDRX. Puisque les essais de ce projet seront effectués dans un alliage d'aluminium, une description plus détaillée du processus de CRDX est nécessaire pour mieux comprendre comment le matériau évolue durant le soudage FSW :

À haute température ($T > 0.5 T_{\text{fusion}}$), les dislocations créées par les déformations se rassemblent en cellules pour former une structure de sous-grains composés de joints de grains à faible angle (Low Angle Grain Boundaries ou LAGB en anglais). En poursuivant la déformation, les LAGB absorbent de plus en plus de dislocations et doivent bouger par rotation pour pouvoir accommoder les dislocations qui s'accumulent. Ce mouvement de rotation augmente la désorientation du réseau cristallin d'un sous-grain par rapport à son entourage. L'angle de désorientation des LAGB augmente donc progressivement par rotation sous l'affluence des dislocations. En poursuivant la déformation, les LAGB finissent par former des joints de grains à angle élevé (High Angle Grain Boundaries ou HAGB en anglais), soit, des nouveaux grains (Gourdet & Montheillet, 2000). Par convention, le seuil d'angle de désorientation pour passer d'un LAGB à un HAGB est généralement fixé à 15° . Il ne se n'agit donc pas d'une germination de nouveaux grains (comme la DDRX), mais plutôt de la fragmentation des grains existants en plus petits grains. La Figure 1-5 illustre le processus de CDRX, tel que décrit par (Gourdet & Montheillet, 2000).

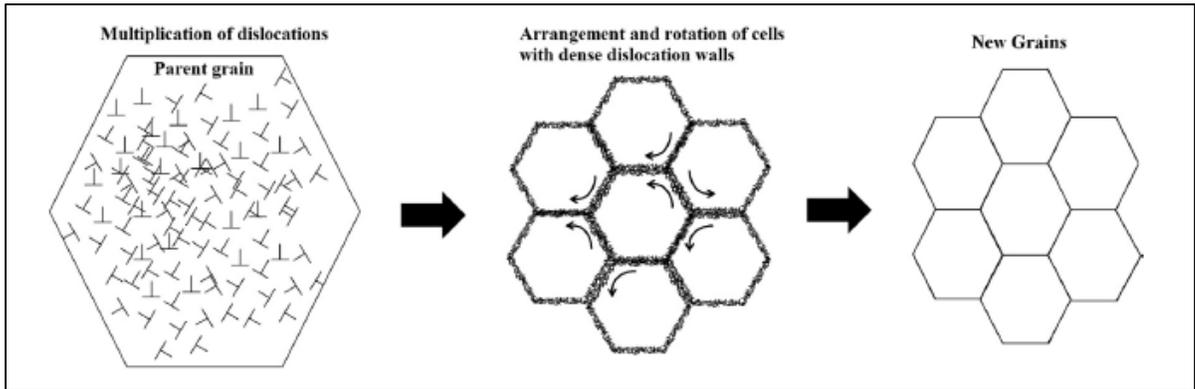


Figure 1-5. Processus de recristallisation dynamique en continu (Farshidi, Kazeminezhad, & Miyamoto, 2015)

Après le soudage FSW d'un AA1080, (Sato, Park, & Kokawa, 2001) ont observé des grains recristallisés d'une taille moyenne de 10 μm dans la NZ. (Pengfei et al., 2015) ont aussi rapporté aussi un raffinement progressif des grains vers la racine du noyau dans un AA7075-T651. En surface de la NZ (Upper Nugget Zone ou UNZ en anglais), les grains recristallisés ont une taille moyenne de 10 μm alors qu'à la racine de la NZ (Lower Nugget Zone ou LNZ en anglais) ceux-ci ont une taille moyenne de 3 μm . La Figure 1-6 montre ce raffinement progressif des grains selon la profondeur. Lors du soudage FSW, la majorité de l'apport de chaleur provient de la friction de l'épaulement (Mishra & Ma, 2005). Ainsi, la température dans le haut du joint, près de l'épaulement, est supérieure à celle à la racine. Par conséquent, la température plus élevée facilite la croissance des grains recristallisés dans la UNZ comparativement à la LNZ (Pengfei et al., 2015).

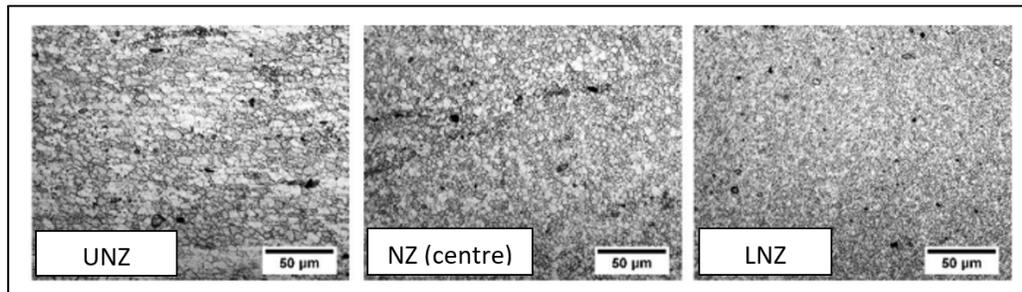


Figure 1-6. Microstructure du noyau à différente profondeur Adaptée de (Pengfei et al., 2015)

Pour les alliages thermiquement traitables, la majorité des précipités dans la zone malaxée sont dissouts durant le soudage. Ceux-ci peuvent toutefois se reformer par vieillissement naturel après le soudage (Pengfei et al., 2015). Dans la Figure 1-6, la microstructure du noyau vieillie 30 jours comporte des précipités grossiers et non homogènes. Notons aussi que ces précipités sont plus gros et plus nombreux dans le haut du noyau que dans le bas. Au final, (Pengfei et al., 2015) remarquent que ces précipités plus nombreux dans la UNZ augmentent sa dureté d'environ 15 HV comparativement à la LNZ, et ce, malgré la taille de grains plus fine dans le bas du noyau. (Sauvage et al., 2008) ont aussi observé que les précipités grossiers retrouvés dans la zone malaxée sont des précipités ayant résisté à la dissolution et ayant profité de la dissolution des plus petits précipités pour grossir. Malgré le raffinement des grains important dans la NZ, un adoucissement significatif (25-40%) du métal de base est généralement observé dans cette zone (Pengfei et al., 2015) (Sato et al., 1999).

Pour les alliages non thermiquement traitables à l'état recuit (O), la dureté dans la zone malaxée est généralement un peu plus élevée que celle du métal de base en raison du raffinement des grains. Par exemple, (Sato et al., 2001) ont observé une dureté d'environ 20 HV dans le noyau, soit une dureté d'environ 10% plus élevée que celle du métal de base (AA1080-O). Dans les alliages initialement écrouis (état H), la recristallisation de la NZ a pour effet de réduire grandement les propriétés mécaniques du matériau, car les déformations de l'écrouissage y sont perdues. Par exemple, (Malopheyev et al., 2014) ont observé que la microdureté de la NZ d'un alliage Al-Mg-Sc-Zr écroui à l'état H18 passe de 155 HV à 120 HV. (Malopheyev et al., 2014) associent cet adoucissement à la perte de l'écrouissage dans la NZ, qui présente une microdureté comparable, mais légèrement plus élevée (~5HV) au même alliage à l'état recuit.

1.2.2 Microstructures et microdureté de la zone affectée thermomécaniquement

La zone affectée thermomécaniquement (TMAZ) est une zone ayant été soumise à des températures élevées et des déformations sans s'être totalement recristallisée. Cette zone se caractérise par ses grains déformés et allongés par l'écoulement de matière généré par l'outil (Mishra & Ma, 2005) (R. Fonda et al., 2013). Cette caractéristique est particulièrement visible du côté avançant (AS) de la soudure. Comme l'illustre la Figure 1-7, les grains du côté avançant sont beaucoup plus déformés que du côté reculant.

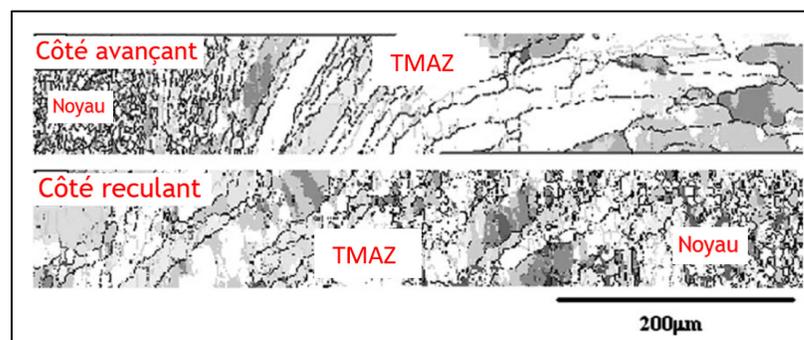


Figure 1-7. Comparaison des TMAZ du côté AS et RS
Adapté de (Jones et al., 2005)

Dans la TMAZ, un réarrangement des dislocations en structure de sous grains (restauration dynamique) a été observé dans plusieurs enquêtes (Sato et al., 2001) (Pengfei et al., 2015) (Jones et al., 2005) comme illustré dans la Figure 1-8. La restauration dynamique est en fait une étape précoce du processus de CDRX décrit dans la section précédente. Pour les alliages non thermiquement traitables, cette structure de sous-grains augmente la dureté dans la TMAZ par écrouissage, la rendant parfois plus dure que le métal de base. Par exemple, (Sato et al., 2001) ont remarqué une augmentation localisée de dureté d'environ 10 HV, très marquée dans la TMAZ, représentant une augmentation d'environ 66% par rapport au métal de base (AA1080-O) qui avait une dureté initiale de 15 HV.

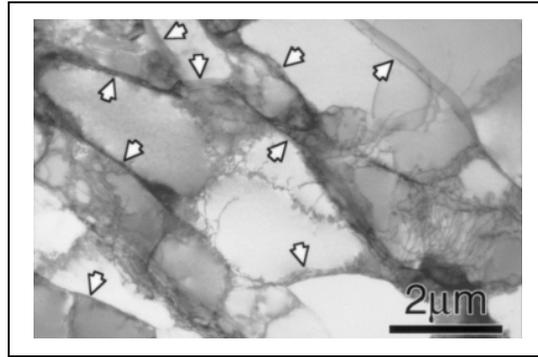


Figure 1-8. Structure de sous-grains dans la TMAZ (Sato et al., 2001)

Dans un AA5083-O, (Sato et al., 2001) n'ont cependant pas observé d'augmentation de microdureté dans la TMAZ, possiblement à cause de la présence de particules Al₆-(Mn, Fe) qui ne sont pas dissoutes durant le soudage et qui demeurent uniformément distribuées dans la soudure. (Sato et al., 2001) concluent donc que, ces particules masquent l'effet de la formation de sous-grains dans la TMAZ et du raffinement des grains dans la NZ, donnant ainsi aux soudures effectuées dans un AA5083-O un profil de microdureté plutôt uniforme. Dans un alliage écroui Al-Mg-Sc-Z -H18, (Malopheyev et al., 2014) ont observé que la TMAZ et le début de la HAZ présentent la plus grande perte de propriétés mécaniques avec une microdureté de 116 HV par rapport au métal de base (155 HV). (Malopheyev et al., 2014) ont expliqué que la TMAZ et la HAZ perdent l'écrouissage du métal de base par restauration, tout en gardant ses grains grossiers originaux, produisant ainsi un adoucissement plus important que dans la NZ, où le raffinement des grains lui donne un léger regain de microdureté.

Dans les alliages thermiquement traitables, cette structure de sous-grains est aussi rapportée par plusieurs chercheurs, sans toutefois avoir un impact significatif sur la dureté, car ces alliages sont beaucoup plus sensibles à l'état des précipités qu'à la structure des grains (Sato et al., 1999). Il a aussi été observé par plusieurs chercheurs que dans la TMAZ, les précipités fins se dissolvent au profit de plus gros précipités (Jones et al., 2005) (Pengfei et al., 2015) (Sato et al., 1999). La Figure 1-9 montre bien cette structure de grains allongés tapissée de gros précipités dans la TMAZ.

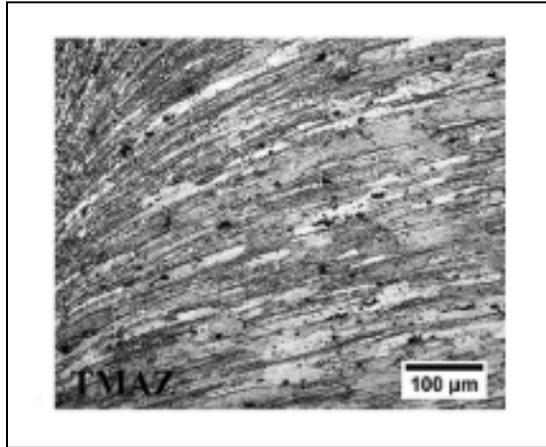


Figure 1-9. Microstructure de la TMAZ dans un AA7075-T651(Pengfei et al., 2015)

Le survieillissement des précipités dans la TMAZ engendre généralement une dégradation des propriétés mécaniques. Par exemple, (Pengfei et al., 2015) observent une dureté d'environ 135 HV dans la TMAZ, soit environ 78% de celle du métal de base. Pour un AA6063-T5, (Sato et al., 1999) rapportent aussi une diminution de dureté dans cette zone. Ils ont observé une dureté d'environ 40 HV dans la TMAZ, soit environ 57% de la dureté du métal de base. Dans tous les cas, cet adoucissement dans la TMAZ est attribué à la dissolution et au survieillissement des précipités, affectant ainsi les propriétés mécaniques.

1.2.3 Microstructure et microdureté de la zone affectée thermiquement

La zone affectée thermiquement (heat affected zone ou HAZ en anglais) est une zone ayant été soumise à des températures élevées sans être déformée. Les grains dans cette zone ont généralement une taille similaire à celle du métal de base (Pengfei et al., 2015) (Sato et al., 1999). La Figure 1-10 présente une microstructure de HAZ observée dans un AA7075.

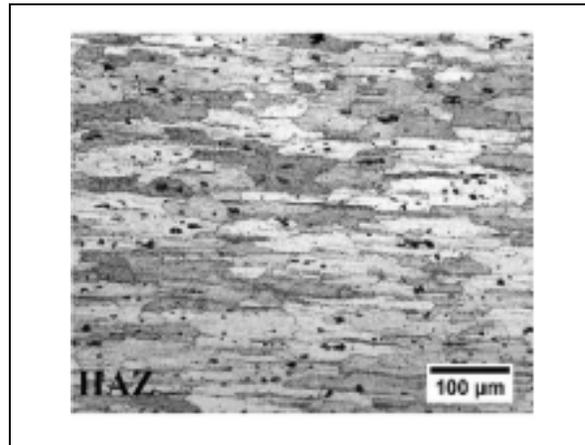


Figure 1-10. Microstructure de la HAZ dans un AA7075-T651 (Pengfei et al., 2015)

Dans les alliages traitables thermiquement, les précipités dans la HAZ sont peut-être atteindre une taille encore plus importante que dans la TMAZ, comme le témoigne la Figure 1-10 tirée de l'étude de (Pengfei et al., 2015). (Jones et al., 2005) ont aussi observés que cette croissance excessive des précipités peut mener à la formation de zones dépourvue de précipités. La HAZ est donc généralement la zone la plus faible des joints FSW en raison de cette distribution hétérogène de gros précipités. Par exemple, (Pengfei et al., 2015) y ont mesuré une dureté minimale de 115 HV, soit 66% de celle du métal de base.

Dans les alliages non traitables thermiquement, la dureté dans cette zone est souvent similaire à celle du métal de base, comme observé par (Sato et al., 2001) dans un AA1080-O et un AA5083-O. En revanche, les alliages ayant subi un traitement d'écrouissage présentent une forte diminution de la dureté dans cette zone après le soudage (Malopheyev et al., 2014). Dépendamment du niveau initial d'écrouissage, la chaleur apportée par le soudage peut être suffisante pour produire une restauration et une recristallisation statique des grains originaux, causant ainsi un retour aux propriétés initiales du matériau de façon similaire à un recuit (Malopheyev et al., 2014).

1.2.4 Récapitulatif sur la microstructure et la microdureté des zones affectées

Il a été observé que dans les alliages d'aluminium thermiquement traitables, les propriétés mécaniques des zones du joint FSW sont majoritairement dictées par l'état des précipités suivant la relation d'Orowan (Verhoeven, 1975) présentée dans l'équation 1.1.

$$\tau_y = \mu b/L \quad (1.1)$$

Où τ_y est la contrainte de cisaillement critique, μ est le module de cisaillement, b est la longueur du vecteur de burger et L est la distance moyenne entre les précipités. Il peut être déduit de cette équation que la résistance diminue en augmentant la distance L entre les précipités. La dissolution, la coalescence et le grossissement des précipités dans les différentes zones affectées par le soudage FSW tendent généralement à réduire la résistance du matériau dont les précipités étaient initialement espacés de façon plus optimale. Dans la NZ, la dissolution presque totale des précipités lui confère une dureté généralement faible comparativement à un métal de base vieilli. Dans la TMAZ et la HAZ, la dissolution et la coalescence des petits précipités au profit de gros précipités réduit aussi considérablement la dureté. Pour cette raison, le début de la HAZ, en bordure de la TMAZ, est souvent la zone la plus faible des joints FSW (Sato et al., 1999) (Jones et al., 2005; Pengfei et al., 2015).

Dans les alliages d'aluminium non thermiquement traitables à l'état recuit, la dureté dans les différentes zones de soudures FSW est majoritairement dictée par la taille des grains et la présence de structures de sous-grains, suivant la relation d'Hall Petch (Hall, 1954) présentée dans l'équation 1.2.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_{yH}d^{-1/2} \quad (1.2)$$

Où σ_0 est une constante reliée à l'activation du mouvement des dislocations dans le matériau, k_{yH} est un coefficient relié à la sensibilité d'un matériau au raffinement des grains et d est la taille moyenne des grains en microns. L'adoucissement causé par le soudage FSW des alliages

non traitables thermiquement et recuits est donc généralement faible, voir, inexistant puisque la taille des grains dans la HAZ demeure similaire à celle du métal de base (Mishra & Ma, 2005) (Sato et al., 2001). Dans les alliages non thermiquement traitables et écrouis (comme celui étudié dans ce projet), la microdureté est principalement dictée par la taille de grains recristallisés dans la NZ ainsi que les différents degrés de restauration et de recristallisation du matériau de base dans la TMAZ et la HAZ. La Figure 1-11 montre la différence des profils de microdureté dans un alliage non écroui (5083-O) et un alliage écroui (5083-H321).

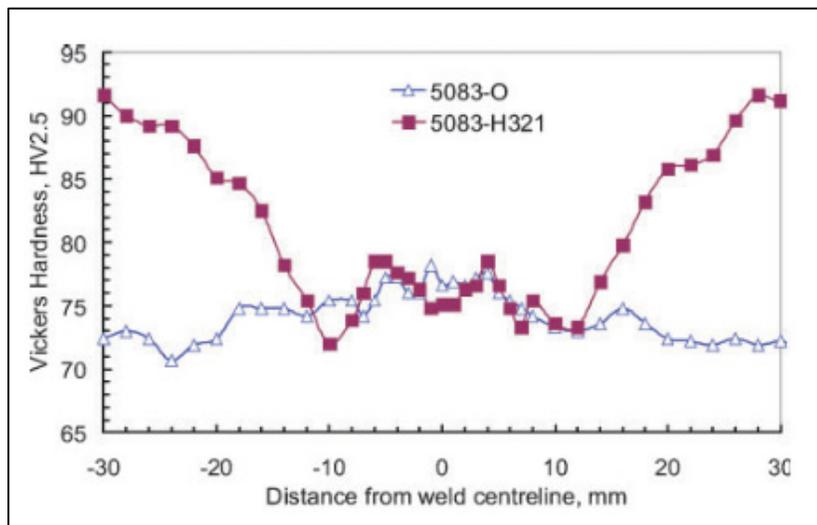


Figure 1-11. Profils de microdureté de soudures FSW dans un alliage 5083-O et 5083-H321 (Malopheyev et al., 2014)

L'adoucissement maximum causé par le soudage FSW de l'alliage écroui est comparable au retour à l'état recuit du matériau de base et se situe en bordure de la TMAZ et du début de la HAZ du côté reculant (Threadgill et al., 2009) (Malopheyev et al., 2014). Dans la Figure 1-11, on peut voir que la NZ (au centre) des deux alliages a une microdureté similaire et légèrement supérieure (~5HV) à celle du métal de base recuit en raison du raffinement des grains. La HAZ de l'alliage écroui (à partir de ± 10 mm du centre) présente un retour progressif vers les propriétés du métal de base s'étalant jusqu'à ± 30 mm du centre de la soudure. Ce retour progressif aux propriétés du métal de base s'explique par la diminution de la fraction recristallisée et du niveau de restauration statique des grains du métal de base qui diminuent

lorsqu'on s'éloigne du centre (Malopheyev et al., 2014). Dans l'alliage non écroui, la microdureté demeure relativement constante à partir de ± 10 mm du centre, car la microstructure de la HAZ demeure similaire à celle du métal de base.

1.3 Les paramètres de soudage et leurs effets sur les soudures

Les paramètres de soudage FSW doivent être soigneusement choisis afin d'assurer des soudures sans défauts et de limiter au maximum la dégradation du métal de base. Or, la sélection des paramètres appropriés peut s'avérer tâche ardue en raison de la grande quantité de paramètres, de l'interaction de ces paramètres entre eux ainsi que des phénomènes thermomécaniques complexes prenant place durant le soudage. Pour ces raisons, la sélection des paramètres est souvent effectuée par essais et erreur et ceux-ci sont rarement transférables d'une application à l'autre. Le but de cette section est de définir, à partir de la littérature, quels sont les paramètres importants et quel est l'effet de la variation de ces paramètres sur les propriétés mécaniques globales et locales des soudures FSW.

1.3.1 Principaux paramètres du procédé

Le soudage FSW comporte beaucoup de paramètres s'affectant les uns les autres de façon complexe. (Rajakumar et al., 2010) ont démontré l'ordre d'importance des paramètres de soudage sur la résistance mécanique globale de joints FSW en faisant une analyse de sensibilité statistique de la résistance globale de joints FSW. L'ordre d'importance des paramètres, selon (Rajakumar et al., 2010), est la suivante :

1. Vitesse de rotation (RPM) ;
2. Vitesse d'avance (mm/min) ;
3. Force axiale appliquée vers le bas (kN) ;
4. Diamètre de l'épaulement (mm) ;
5. Diamètre (mm) et la géométrie du pion ;
6. Dureté du matériau de l'outil (HRC).

Chacun des paramètres influence ultimement deux composantes fondamentales des soudures FSW soit, la chaleur et les déformations induites par l'outil dans le noyau de la soudure. D'autres facteurs importants comme le matériau de l'outil et le matériau de l'enclume (gabarit de soudage) peuvent aussi affecter les soudures. Cependant, ces paramètres sont souvent fixés par les requis de l'application et du montage utilisé.

1.3.2 Influence des paramètres sur les températures de soudage

Il a été observé par plusieurs études que la vitesse de rotation et la vitesse d'avance ont un effet important sur les températures de soudage et, par conséquent, la qualité des soudures. En effet, la variation des températures de soudage entraîne inévitablement des variations de microstructure et de propriétés mécaniques dans les soudures (Threadgill et al., 2009) (Fujii et al., 2006). L'équation 1.3, initialement formulée par (Arbegast, 2003), est largement utilisée dans la littérature pour estimer la température maximale dans la NZ en fonction des vitesses d'avance et de rotation de l'outil.

$$\frac{T}{T_f} = K \left(\frac{\omega^2}{v \times 10^4} \right)^\alpha \quad (1.3)$$

Où T est la température maximale dans la NZ, T_f est la température de fusion du matériau, ω est la vitesse de rotation en rev/sec, v est la vitesse d'avance en mm/sec, α et K sont des constantes respectivement égales à 0.05 et 0.70 dans l'aluminium (Arbegast, 2003). De cette relation, il peut être déduit que la température maximale dans la NZ diminue avec l'augmentation de la vitesse d'avance et augmente avec l'augmentation de la vitesse de rotation. Notons aussi que la vitesse de rotation est élevée au carré, soulignant que son effet est plus important que la vitesse d'avance. (Fujii et al., 2006) ont étudié l'effet de l'avance par tour (rapport du RPM et de la vitesse d'avance) et de la géométrie de l'outil sur les températures de soudage. La Figure 1-12 montre les températures de soudage obtenues par (Fujii et al., 2006) dans un alliage 6061-T6 près de l'épaulement du côté AS et à la racine du noyau de la soudure.

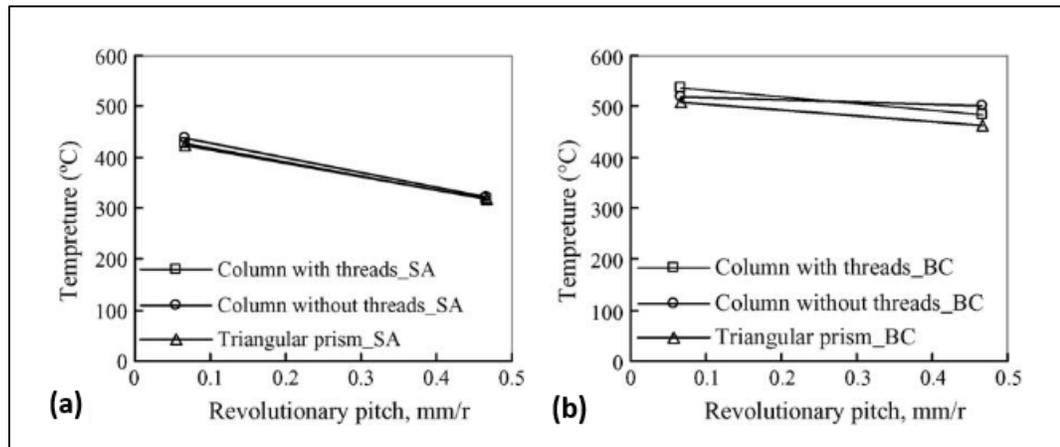


Figure 1-12. Effet de l'avance par tour sur la température du côté avançant près de l'épaulement (a) et à la racine du noyau (b) (Fujii et al., 2006)

Comme observé par (Fujii et al., 2006), l'augmentation de l'avance par tour (revolutionary pitch en anglais) tend à faire diminuer les températures de soudage, avec une diminution de presque 100°C en passant de 0.07 mm/tour à 0.47 mm/tour, et ce, peu importe la géométrie de l'outil. L'augmentation de l'avance par tour à un effet moins important sur la température maximale à la racine du noyau. (Nakamura et al., 2018) ont aussi fait des simulations par éléments finis permettant d'observer le profil de température durant le soudage d'un alliage d'aluminium 5083-O à une vitesse de rotation et d'avance de 900 RPM et 240 mm/min respectivement. La Figure 1-13 présente les résultats d'une de leurs simulations.

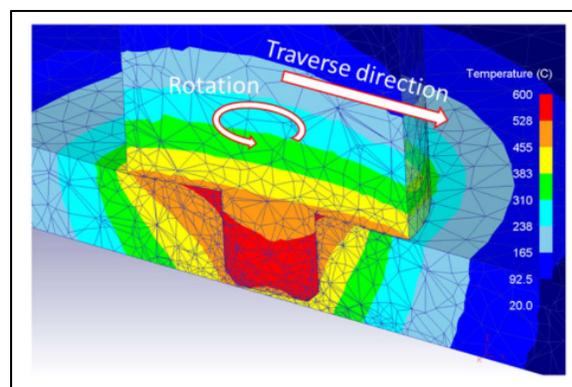


Figure 1-13. Simulation de la distribution de température (Nakamura et al., 2018)

Comme on peut le voir dans la Figure 1-13, les températures maximales ($\sim 540^{\circ}\text{C}$) sont situées à la surface du pion et près de l'épaulement. La majorité de la NZ est cependant moins chaude avec des températures avoisinant les $455\text{-}500^{\circ}\text{C}$ et diminue graduellement en s'éloignant de l'outil. On peut aussi observer la forme évasée des zones isothermes causées par l'épaulement de l'outil. Par exemple, la zone de température $455\text{-}528^{\circ}\text{C}$ (en orangé) a une largeur semblable à celle de l'épaulement en surface du joint et diminue progressivement à une largeur semblable à celle du pion à la racine du joint. La forme évasée des zones isothermes est comparable à la forme des NZ observées plus tôt dans la Figure 1-4.

1.3.3 Influence des paramètres sur les propriétés mécaniques globales

Les variations de propriétés mécaniques globales des soudures sont principalement dictées par la présence de défauts ou non dans la zone malaxée. Beaucoup des travaux quantifiant l'effet des paramètres FSW sur la résistance des joints ne s'attardent donc généralement pas à l'étude des zones individuelles (NZ, TMAZ, HAZ), mais plutôt à la résistance globale des soudures (Elangovan, Balasubramanian, & Valliappan, 2008a) (Elangovan, Balasubramanian, & Valliappan, 2008b) (Fujii et al., 2006) (Rajakumar, Muralidharan, & Balasubramanian, 2011). Dans ces études, il a été observé que, pour chacun des six paramètres énumérés plus tôt, il existe une valeur optimale pour laquelle la résistance globale des joints est maximale. En s'éloignant de part et d'autre de ces paramètres optimaux, la résistance des joints diminue rapidement. Cette diminution est causée par l'apparition de défauts dans la zone malaxée lorsqu'au la soudure est trop chaude ou trop froide. La formation de défauts causée par un apport de chaleur inadéquat a été documentée de façon intensive par plusieurs chercheurs dans une grande variété d'alliages d'aluminium (Threadgill et al., 2009) (Rajakumar & Balasubramanian, 2012) (Elangovan et al., 2008a) (Elangovan et al., 2008b). Une soudure trop chaude se caractérise par une fluidité trop élevée du matériau résultant en un écoulement turbulent de la matière qui encourage la formation de défauts macroscopiques. Les causes suivantes sont souvent associées à des soudures trop froides (Rajakumar et al., 2011):

- Vitesse de rotation trop élevée ;
- Vitesse d'avance trop faible ;
- Force axiale trop élevée ;
- Diamètre de l'épaulement trop gros ;
- Diamètre du pion trop petit ;
- Dureté de l'outil trop élevée.

Un écoulement turbulent entraîne généralement la formation de vides dans la soudure, réduisant ainsi drastiquement sa résistance globale. À l'inverse, une soudure trop froide entraîne une fluidité insuffisante de la matière pouvant aussi mener à la formation de vides, une pénétration insuffisante, ou un manque de consolidation des pièces à souder. Les causes suivantes sont souvent associées à des soudures trop froides (Rajakumar et al., 2011) :

- Vitesse de rotation trop faible ;
- Vitesse d'avance trop élevée ;
- Force axiale trop faible ;
- Diamètre de l'épaulement trop petit ;
- Diamètre du pion trop gros ;
- Dureté de l'outil trop faible.

Dans les soudures trop froides, des vides sont formés en raison du manque de matière plastifiée et de son écoulement insuffisant. Un manque de consolidation peut aussi survenir quand l'agitation est insuffisante pour briser efficacement la couche d'oxyde présente à l'interface des composants soudés (Rajakumar et al., 2011) (Elangovan et al., 2008b). La facilité de formation de vides est aussi fortement affectée par la résistance à la déformation à du matériau haute température qui peut grandement varier selon l'alliage utilisé (Fujii et al., 2006). Par exemple, le Tableau 1-1 présente les résistances à chaud de différents alliages d'aluminium.

Tableau 1-1. Propriétés mécaniques à chaud d'alliages d'aluminium (ASM, 1990)

Alliage	σ_{ut} à 370 °C (MPa)	σ_y 0.2% à 370°C (MPa)
1050-H14	14	11
5083-O	41	29
6061-T6	21	12

Il peut être déduit du Tableau 1-1 que l'alliage 5080-O a des propriétés mécaniques à chaud nettement plus élevées que les alliages 1050-H14 et 6061-T6. La haute résistance à chaud de l'alliage 5083-O le rend beaucoup plus difficile à souder par FSW, car il conserve une haute viscosité lors du soudage, ce qui nuit à l'écoulement de matière et encourage la formation de défauts (Nakamura et al., 2018) (Fujii et al., 2006). Dans les travaux de (Fujii et al., 2006), la diminution de la vitesse de rotation et l'utilisation d'un pion d'outil avec une géométrie plus agressive (fileté ou triangulaire) semble aider à l'élimination des défauts dans cet alliage. (Nakamura et al., 2018) ont aussi réussi à éliminer les vides en passant d'un outil lisse à un outil fileté. La Figure 1-14 montre bien l'effet de la géométrie d'outil sur la formation de défauts dans un AA5083-O.

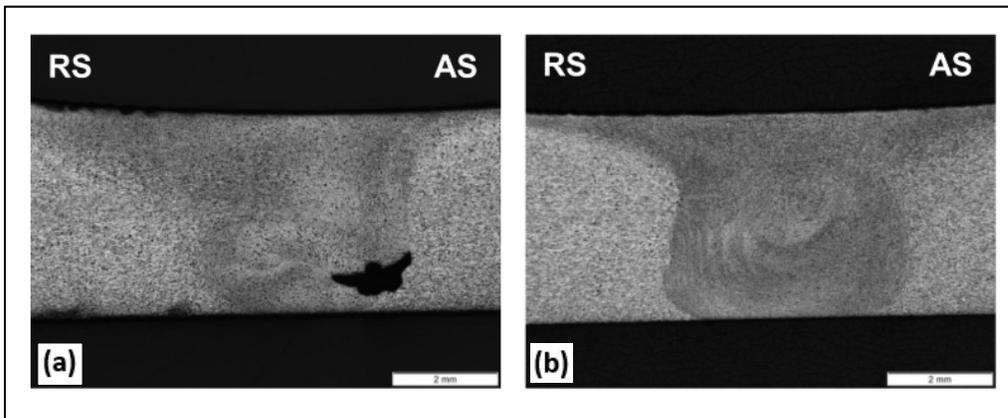


Figure 1-14. Soudures effectuées avec un outil lisse (a) et un outil fileté (b) (Nakamura et al., 2018)

1.3.4 Influence des paramètres sur les propriétés mécaniques locales

Bien que la résistance globale des joints FSW soit majoritairement dictée par la présence de défauts, les paramètres FSW influencent aussi la microstructure et les propriétés mécaniques dans les zones affectées par le soudage. En l'absence de défauts, les propriétés mécaniques globales et locales des soudures FSW sont donc fortement liées aux paramètres utilisés. Comme mentionné dans la section 1.2, les propriétés mécaniques locales sont dictées par deux principaux mécanismes métallurgiques, soit, la restauration/recristallisation et la précipitation. Dans les alliages thermiquement traitables, la dissolution, grossissement et la coalescence des précipités sont les sources principales des variations de propriétés mécaniques locales alors que dans les alliages non traitables thermiquement, c'est la taille des grains et des sous-grains qui causent des variations. Or, ces phénomènes dépendent des températures induites par le soudage, qui sont fortement affectées par les vitesses d'avance et de rotation utilisées.

Il existe cependant très peu d'études portant sur l'effet des paramètres de soudage FSW sur les profils de microdureté dans les alliages non traitables thermiquement. La majorité des études étant effectuées dans des alliages traitables thermiquement, cette section analysera l'effet des paramètres de soudage sur les propriétés mécaniques locales de ces alliages. L'effet des paramètres sur la précipitation dans les différentes zones affectées par le soudage pourra quand même offrir des indices sur ce qui pourrait se passer dans un alliage non traitable thermiquement, comme celui qui sera étudié dans ce projet. La Figure 1-15 présente des cartes de microdureté de soudures effectuées à différentes vitesses d'avance dans un alliage 7075-T651 (Feng, Chen, & Ma, 2010).

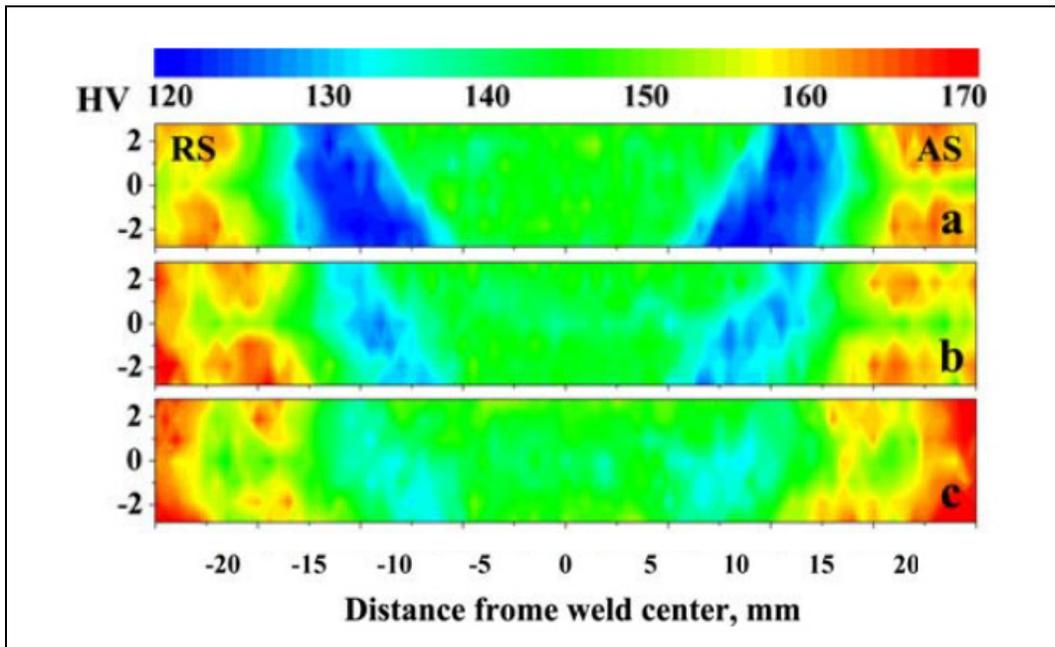


Figure 1-15. Effet de la vitesse d'avance sur la microdureté d'un alliage 7075-T651
(a) 100 mm/min, (b) 200 mm/min, (c) 400 mm/min (Feng et al., 2010)

Dans la Figure 1-15, on peut observer que la vitesse d'avance a un effet important sur les profils de microdureté des soudures. Les analyses de (Feng et al., 2010) ont révélés que tous les précipités initiaux ont été dissouts dans la NZ. La taille moyenne des grains dans la NZ devient aussi de plus en plus fine en augmentant la vitesse de soudage, passant de $6.7 \mu\text{m}$ à $4.6 \mu\text{m}$ pour les soudures effectuées à 100 mm/min et 400 mm/min respectivement. Le raffinement des grains ne semble cependant pas affecter significativement la microdureté de la NZ, suggérant que l'état des précipités masquent l'effet de la taille des grains dans cet alliage. La soudure effectuée à 100 mm/min présente une large zone de faible microdureté (120-130HV) en bleu foncé, associée au début de la HAZ. En augmentant la vitesse de soudage à 200mm/min, la taille de cette zone molle diminue significativement. Ensuite, elle disparaît presque entièrement lorsque la vitesse est de 400 mm/min, atteignant une dureté similaire à celle de la NZ ($\sim 140\text{-}150 \text{ HV}$). (Feng et al., 2010) ont observés que cette zone molle contient de gros précipités survieillis dans la soudure effectuée à 100 mm/min. La taille des précipités diminue ensuite progressivement en augmentant la vitesse d'avance en raison des températures et temps de refroidissement moins élevés, limitant ainsi l'adoucissement dans la HAZ. La taille de la HAZ semble aussi diminuer à mesure que l'on augmente la vitesse d'avance. On peut

d'ailleurs voir qu'à 100 mm/min, la HAZ s'étend sur toute la largeur de la carte alors qu'à 400 mm/min la microdureté du métal de base (~170 HV) peut être observée à ± 20 mm du centre.

De façon similaire, un alliage non traitable thermiquement et initialement écroui subira un adoucissement moins sévère et aura une HAZ moins large en augmentant la vitesse d'avance. Dans la NZ, l'augmentation de la vitesse d'avance peut aussi produire une réduction de la taille des grains (Hirata et al., 2007). Le mécanisme d'adoucissement dans la HAZ est cependant différent des alliages traitables thermiquement. En effet, dépendamment du niveau d'écrouissage initial, une recristallisation statique peut prendre place à haute température, produisant une restauration partielle ou complète des grains initialement écrouis et une réduction de la microdureté. En augmentant la vitesse d'avance, la largeur de la HAZ restaurée pourrait donc aussi diminuer de façon comparable à ce qui était montré dans la Figure 1-15.

1.4 Méthodes d'évaluation des propriétés mécaniques locales

Dans la littérature scientifique, il existe très peu d'information sur l'évaluation des propriétés mécaniques locales de soudures FSW. Cependant, il est très important de connaître les propriétés mécaniques locales de soudure FSW afin de comprendre comment celles-ci varient à travers les différentes zones affectées par le soudage. Une compréhension approfondie des propriétés mécaniques locales et du comportement des soudures durant la déformation pourrait permettre d'optimiser la conception de composants soudés par FSW autant pour leur fabrication que pour leur utilisation.

La majorité des études utilisent la microdureté comme indicateur principal des propriétés mécaniques locales de soudures FSW. Or, la microdureté n'offre qu'une estimation de ces propriétés et est souvent peu représentative des sollicitations mécaniques rencontrées dans l'utilisation de composants soudés. De plus, le comportement du matériau durant sa déformation n'y est pas capturé. D'autres études ont aussi tenté d'évaluer les propriétés mécaniques locales de la NZ d'une soudure FSW en effectuant des essais de microtension sur des éprouvettes miniatures (Sutton et al., 2004). Ce type d'étude n'est cependant pas optimale

pour évaluer de façon précise les propriétés locales de chacune des zones affectées, car celles-ci sont souvent trop petites par rapport à la taille des échantillons de microtension, et leurs géométries irrégulières les rendent difficiles à isoler.

Pour pallier aux lacunes des essais de microdureté et de microtension, une méthode d'essais par poinçonnage (Shear Punch Test ou SPT en anglais) a été adoptée par (Hornbuckle et al., 2017). Dans cette étude, les auteurs utilisent un petit poinçon de 1 mm de diamètre pour cartographier les propriétés mécaniques (τ_{ut} et τ_y) d'une section de soudure effectuée dans un alliage d'aluminium 2139-T8. Au total, 144 essais de poinçonnage ont été effectués dans une soudure FSW comme illustré dans la Figure 1-16. Cette méthode a aussi été utilisée dans les travaux de maîtrise d'une étudiante de notre groupe de recherche à l'ÉTS (Zoghلامي, 2017) pour étudier l'influence des bandes alternées (onion rings) sur les propriétés mécaniques de la NZ de soudures FSW.

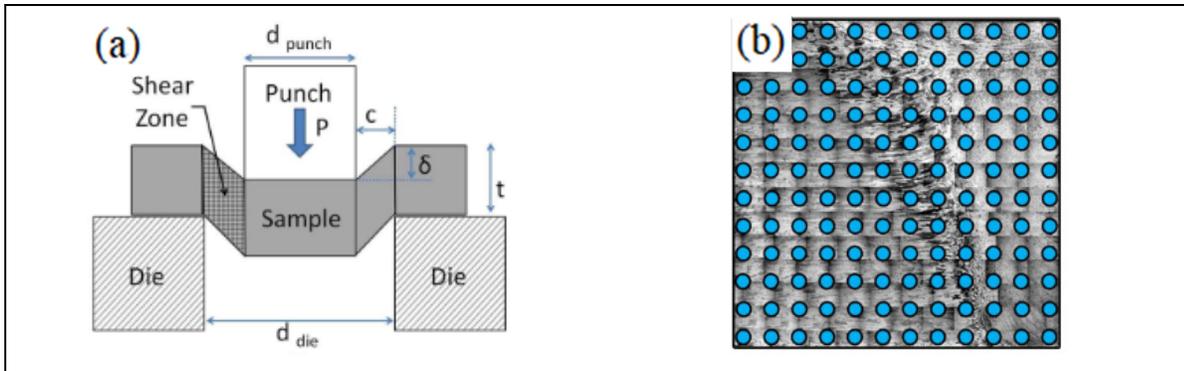


Figure 1-16. Schémas du principe de poinçonnage (a) et positionnement des essais dans une soudure FSW (b) (Hornbuckle et al., 2017)

Les résultats SPT obtenus par (Hornbuckle et al., 2017) présentés dans la Figure 1-17, permettent de visualiser les variations de propriétés mécaniques locales et de cibler précisément les différentes zones affectées par le soudage.

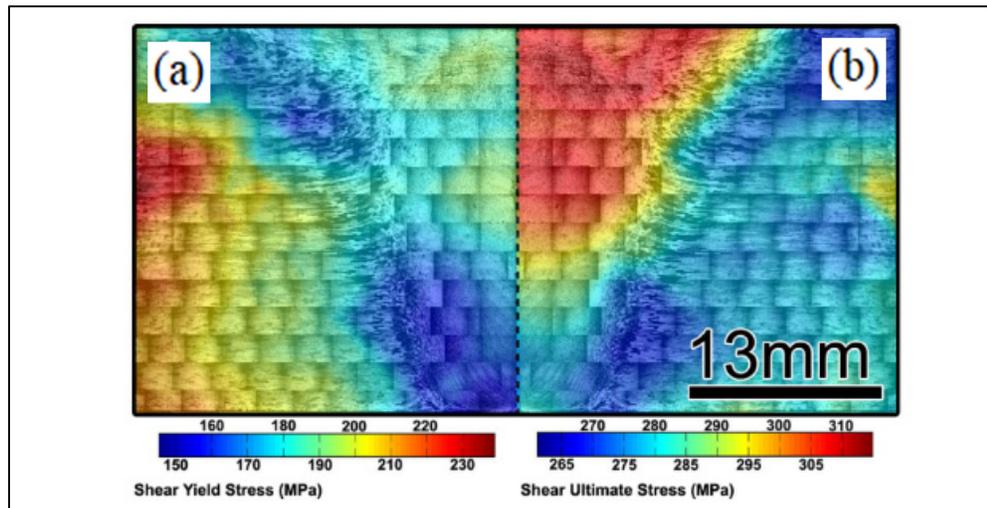


Figure 1-17. Cartographies 2D des contraintes d'écoulement (a) et ultime (b) en cisaillement SPT dans une soudure FSW (Hornbuckle et al., 2017)

De façon similaire aux profils de microdureté rapportés dans la littérature (sections 1.2 et 1.3), la zone de résistance ultime en cisaillement la plus faible se situe à l'interface TMAZ/HAZ. Pour la contrainte d'écoulement en cisaillement, la zone la plus faible semble se concentrer dans la TMAZ. Les propriétés mécaniques remontent ensuite graduellement vers les propriétés du métal de base en s'éloignant du centre de la soudure. Puisqu'il s'agit d'un alliage 2139-T8 traité thermiquement, les auteurs attribuent la majorité de ces variations à l'état des précipités dans les différentes zones, suivant la relation d'Orowan, comme décrit plus tôt dans la section 1.2.4.

L'étude de (Hornbuckle et al., 2017) se concentrant sur l'analyse d'une seule soudure, il serait intéressant d'étudier la variation de ces propriétés mécaniques locales avec les paramètres de soudage afin d'apprécier leur importance et de quantifier leurs effets sur les soudures. De plus, il pourrait s'avérer pertinent d'utiliser le SPT dans un alliage non traitable thermiquement, où différents mécanismes métallurgiques dictent les propriétés mécaniques locales. Ces mécanismes différents pourraient avoir un effet sur le comportement en SPT des zones affectées par le soudage. Le SPT permettra aussi d'extraire des courbes contrainte-déformation similaires à celles obtenues durant un essai de traction/compression pour faire des analyses

détaillées du comportement du matériau durant sa déformation. Pour approfondir ces aspects, un alliage non traitable thermiquement et fortement écroui (Al-6%Mg-H18) sera utilisé dans ce projet. Celui-ci sera soudé à différentes vitesses d'avance et les propriétés mécaniques locales seront évaluées de façon similaire à (Hornbuckle et al., 2017).

1.5 Alliages Aluminium-Magnésium (Al-Mg)

Les alliages d'aluminium-magnésium corroyés (Al-Mg) sont des alliages non thermiquement traitables largement utilisés dans l'industrie automobile et navale en raison de leur haute résistance à la corrosion, leurs bonnes propriétés mécaniques et leur excellente formabilité. Dans ces alliages, l'augmentation du %Mg augmente la résistance du matériau par solution solide, tout en conservant une bonne ductilité (ASM, 1990) (Poznak, Freiberg, & Sanders, 2018) (Ryen et al., 2006) (Jobba, Mishra, & Niewczas, 2015). Les alliages commerciaux (série 5000) se limitant généralement à un taux de Mg d'environ 5%, les alliages contenant plus de 5% de Mg ont rarement été étudiés pour des applications industrielles comme le soudage FSW. Pour ce projet, KITECH a fait parvenir à l'ÉTS des plaques d'Al-Mg contenant 6% et 8% de magnésium. Comme mentionné dans la section 1.3.3, les alliages Al-Mg sont particulièrement difficiles à souder en raison de leur haute résistance à chaud. De plus, cette résistance à chaud augmente avec le taux de Mg en solution solide (Jeong, Han, & Kim, 2019). Suites à plusieurs essais préliminaires, il a été convenu que l'alliage contenant 8% de Mg était difficilement soudable sur l'équipement disponible. Par conséquent, les essais de cette recherche seront effectués dans un alliage d'aluminium contenant 6% massique de magnésium. Le but de cette section est de comprendre quel est l'effet du %Mg sur les propriétés mécaniques et l'évolution de la microstructure lors de cycles thermomécaniques comme le soudage FSW.

1.5.1 Effet du %Mg sur les propriétés mécaniques des Al-Mg

(Ryen et al., 2006) et (Jobba et al., 2015) ont étudiés extensivement l'effet de l'augmentation du %Mg sur les propriétés mécaniques des aluminiums. Le Tableau 1-2 contient les compositions chimiques de chaque alliage étudié par (Ryen et al., 2006). La Figure 1-18

présente l'évolution des courbes contrainte-déformation pour différents taux de Mg. Un alliage AA1050, sans Mg, est utilisé comme référence.

Tableau 1-2. Compositions chimiques (en % massique)
Adapté de (Ryen et al., 2006)

Alloy	Mg	Mn	Si	Fe
AA1050	—	—	0.09	0.27
AA1200	—	—	0.13	0.52
Al-Mg0.5	0.48	—	0.04	0.18
Al-Mg1	1.01	—	0.06	0.19
Al-Mg3	2.93	—	0.06	0.20
AA5182*	4.55	0.27	0.11	0.21

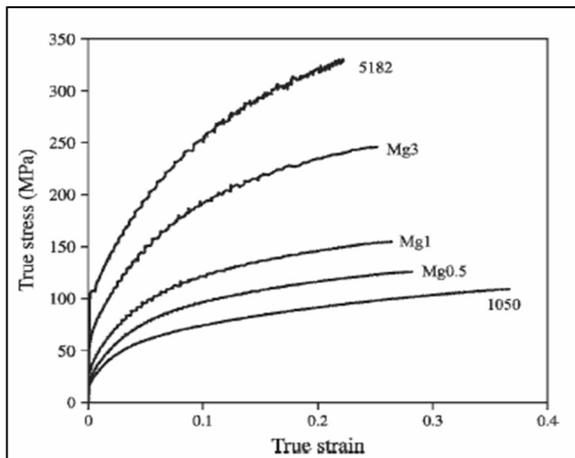


Figure 1-18. Courbes contrainte-déformation pour différents alliages Al-Mg (Ryen et al., 2006)

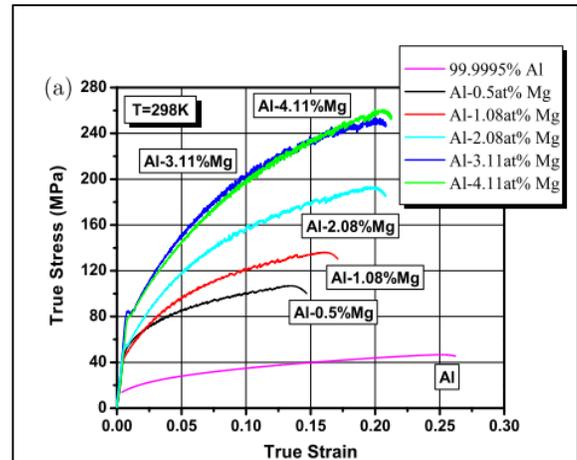


Figure 1-19. Courbes contrainte-déformation pour différents alliages Al-Mg (Jobba et al., 2015)

À partir de la Figure 1-18, les observations suivantes peuvent être faites: Premièrement, il y a une diminution de la ductilité (environ 10%) dès qu'une petite quantité de Mg est ajoutée (1050 VS 0.5%Mg). Pour les augmentations subséquentes du %Mg, la diminution de ductilité est beaucoup moins importante, mais tout de même significative. Une étude similaire effectuée par (Jobba et al., 2015) présente aussi des résultats comparables (Figure 1-19), cependant dans l'étude de (Jobba et al., 2015), la ductilité semble augmenter avec le %Mg, passant de 13% pour 0.5%Mg à 20% pour un alliage contenant 3.11%Mg. Cette différence pourrait être attribuable à la taille moyenne des grains des alliages utilisés par (Jobba et al., 2015) qui était

plus fine (~40µm) comparativement à ceux de (Ryen et al., 2006) qui était entre 68 µm et 117 µm.

Deuxièmement, le %Mg en solution solide augmente drastiquement la résistance mécanique de l'aluminium. Dans les études de (Ryen et al., 2006) et (Jobba et al., 2015), l'augmentation du taux de Mg de 0.5% à 3% augmente la résistance mécanique d'environ 120 MPa. Dans l'alliage 5182 de (Ryen et al., 2006), le %Mg est de 4.5% et sa résistance est d'environ 325 MPa. Contrairement à (Ryen et al., 2006), (Jobba et al., 2015) n'ont pas observé d'augmentation significative de la résistance mécanique en passant de 3.11%Mg à 4.11% Mg. Notons cependant que l'alliage 5182 utilisé par (Ryen et al., 2006) est un alliage commercial qui contient aussi une quantité non négligeable de manganèse. Le manganèse est souvent ajouté aux aluminiums pour contrôler sa restauration et sa recristallisation en formant, avec le Fer et/ou le Silicium, des particules favorisant la nucléation de nouveaux grains et servant d'obstacles à la migration des joints de grains, limitant leurs grossissements (Ryen et al., 2006). Le manganèse est aussi un durcisseur efficace de l'aluminium lorsqu'il est en solution solide (ASM, 1990). Ceci pourrait donc expliquer pourquoi l'alliage 5182 a une résistance aussi élevée comparativement à l'alliage 4.11%Mg de (Jobba et al., 2015).

La contrainte d'écoulement semble aussi augmenter avec le %Mg. À partir de leurs résultats, (Ryen et al., 2006) déduisent une dépendance presque linéaire entre la concentration de Mg et la contrainte d'écoulement en traction. L'équation 1.4 permet de calculer la contrainte d'écoulement d'un alliage d'aluminium binaire selon sa concentration de Mg en solution solide.

$$\sigma = \sigma_{pur} + Hc^n \quad (1.4)$$

Où, σ_{pur} est la contrainte d'écoulement (0.2%) de l'aluminium pur estimé à 19.5 MPa par (Ryen et al., 2006), C est la concentration atomique en magnésium, n est une constante généralement estimée entre 0.5 et 0.75 par (Sherby et al. 1951) mais qui serait plus près de 1 selon (Ryen et al., 2006), H est une constante reliée au type d'élément d'alliage qui est estimé à environ 15

MPa par pourcentage atomique de Mg (Sherby et al. 1951). Puisque, selon (Ryen et al., 2006), l'exposant n serait près de 1, on peut déduire de l'équation 1.4 que la contrainte d'écoulement augmente de 15 MPa par % atomique de Mg ou 16.7 MPa par % massique de Mg. À partir de cette relation, la contrainte d'écoulement d'alliages contenant 6% et 8% massique de magnésium serait d'environ 120 MPa et 153 MPa respectivement. Le Tableau 1-3 compare les contraintes d'écoulements calculées avec l'équation 1.2 avec celles fournies par KITECH, le fournisseur de l'alliage utilisé dans ce projet.

Tableau 1-3. Comparaison des contraintes d'écoulement théoriques et les données d'essais de traction de KITECH

Alliage	σ_y 0.2% (MPa) Éq. 1.2	σ_y 0.2% (MPa) Essais de KITECH
Al-6%Mg	120	118 ±2.1
Al-8%Mg	153	149 ±2.2

Comme on peut voir dans le Tableau 1-3, l'équation 1.2 semble prédire avec une excellente précision les contraintes d'écoulement dans les alliages contenant 6% et 8% de Mg. Il semble donc que, contrairement à ce qui avait été observé par (Jobba et al., 2015), l'augmentation du %Mg au-delà de 3.11% continu de produire une augmentation significative de la contrainte d'écoulement.

1.5.2 Précipitation des Al-Mg

Les alliages Al-Mg (série 5000) sont souvent considérés comme des alliages non traitables thermiquement. Cependant, la solubilité du Mg dans l'aluminium à température ambiante étant de moins de 1% (voir Figure 1-20), la majorité des Al-Mg sont susceptibles à la précipitation d'une la phase secondaire $\beta - Al_3-Mg_2$ (Starink & Zahra, 1997). La précipitation de la phase $\beta - Al_3-Mg_2$ est cependant très lente et inhomogène, se produisant principalement aux joints de grains. Par conséquent, le durcissement par précipitation des Al-Mg n'est pas aussi important que dans les alliages traitables thermiquement (Poznak et al., 2018) (Nozato & Ishihara, 1980).

Il est toutefois bien connu qu'une précipitation indésirable de la phase β – $\text{Al}_3\text{-Mg}_2$ peut se produire lors d'une exposition prolongée à des températures de services aussi basses que 50°C (Poznak et al., 2018). Cette précipitation peut rendre l'alliage susceptible à la corrosion intergranulaire en raison de la nature anodique de la phase β – $\text{Al}_3\text{-Mg}_2$ qui crée un couple galvanique entre les joints et l'intérieur des grains (Davis, 1999). Il est donc important de s'assurer que cette phase ne se forme pas lors du soudage FSW des Al-Mg puisque ces alliages sont souvent utilisés dans des applications structurelles en milieu marin ou dans les automobiles qui sont des milieux propices à la corrosion.

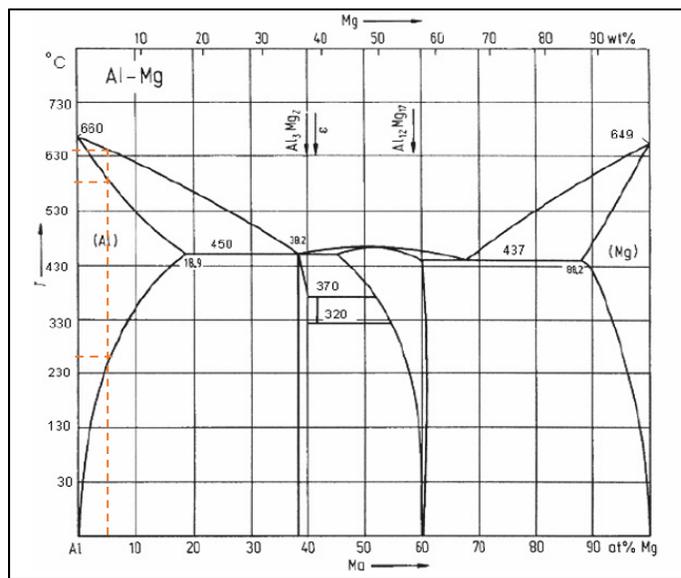


Figure 1-20. Diagramme des phases Al-Mg
(Landolt & Börnstein, 1993)

La Figure 1-20 nous permet aussi d'observer trois points importants. Premièrement, pour un Al-6Mg, la température requise pour dissoudre tout le Mg est d'environ 250°C . Un maintien sous cette température produira donc la précipitation de la phase β – $\text{Al}_3\text{-Mg}_2$. Lors du soudage FSW, le refroidissement des composants soudés pourrait donc entraîner la précipitation de cette phase. Deuxièmement, lorsque la température se situe entre 580°C et 640°C , la phase β – $\text{Al}_3\text{-Mg}_2$ est en phase liquide à l'intérieur de la matrice Al solide. Cette coexistence de liquide et de solide peut produire des vides microscopiques lors de la solidification de la phase β – $\text{Al}_3\text{-Mg}_2$, réduisant grandement la résistance des soudures FSW si ces températures sont

atteintes et que des précipités sont initialement présents dans l'alliage. En soudage FSW, des températures en surface de l'outil se rapprochant des 540°C ont été observées dans des simulations par éléments finis effectués par (Nakamura et al., 2018). L'utilisation de vitesses de rotation d'outil excessivement hautes ou de vitesses d'avances excessivement basses pourrait donc possiblement produire une fusion des précipités si ceux-ci sont présents avant le soudage. Finalement, le point de fusion d'un Al-6Mg peut être estimé à 640°C. Cette température nous sera utile lors de la prédiction des températures de soudage avec l'équation 1.3 présentée dans la section 1.3.2. Afin de mieux comprendre la dynamique de précipitation des Al-Mg, des analyses de calorimétrie à balayage différentiel (Differential Scanning Calorimetry ou DSC en anglais) tirée d'une étude de (Nozato & Ishihara, 1980) sont présentées à la Figure 1-21. La vitesse de chauffage utilisée dans l'étude est de 20 K/min.

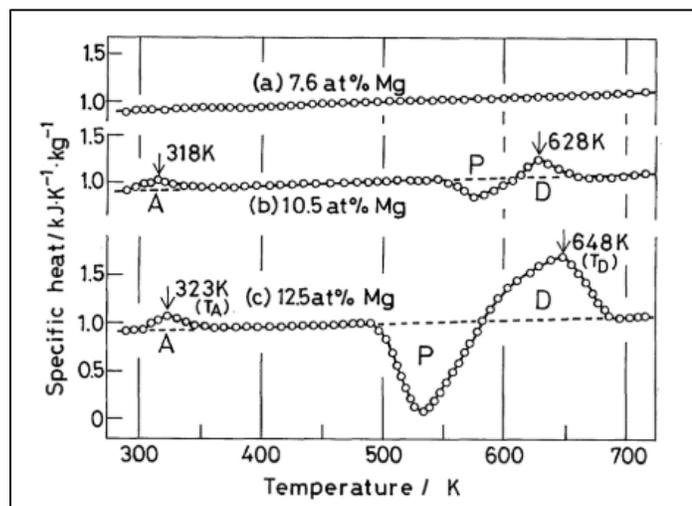


Figure 1-21. Analyses DSC pour différents Al-Mg initialement mis en solution (Nozato & Ishihara, 1980)

(Nozato & Ishihara, 1980) n'ont remarqué ni dissolution ni précipitation significative dans l'alliage contenant 7.6% de Mg, comme le témoigne la Figure 1-21. En revanche, l'alliage contenant 12.5% de Mg présente des points de dissolutions et de précipitation évidents. Le point A (323K ou 50°C) est associé à la dissolution des zones de Guinier-Preston (GP). Les GP sont des zones riches en Mg présentes aux stades précoces de la précipitation. Ensuite, le point P (~500-590K ou ~230- 320°C) est associé à la précipitation de la phase β – Al_3Mg_2 et

le point **D** (590-680K ou 320-407°C) est associé à leur dissolution. Avec la vitesse de chauffage de 20 K/min utilisée dans cette étude, on peut estimer les temps de dissolution et de précipitation à environ 4.5 minutes dans l'alliage 12.5% Mg et 2.5 min dans un alliage Al-10.5Mg. En FSW, les Al-12%Mg et Al-10.5Mg pourraient donc produire une certaine précipitation durant le refroidissement des soudures qui prend typiquement 1-2 minutes (Threadgill et al., 2009). Par contre, par l'absence de réactions dans l'alliage 7.6% Mg, il peut être déduit que le soudage de l'alliage Al-6Mg utilisé dans ce projet ne devrait pas produire de précipitation significative lors du refroidissement des soudures.

1.6 Conclusion de la revue de littérature

La présente revue de littérature a permis d'explorer et de comprendre le fonctionnement du procédé de soudage FSW ainsi que ses implications sur le plan métallurgique et mécanique des pièces soudées. Les travaux de plusieurs chercheurs s'accordent pour dire que les paramètres de soudage, dont la vitesse de rotation et d'avance de l'outil, ont un effet important sur les températures, les microstructures et les propriétés mécaniques dans les différentes zones affectées par le soudage. Il a été trouvé que les mécanismes métallurgiques gérant les propriétés mécaniques locales de soudures FSW varient selon le type d'alliage d'aluminium utilisé. Pour les alliages traitables thermiquement, la dissolution, la coalescence et le grossissement des précipités sont les principales causes expliquant les variations des propriétés mécaniques locales des soudures. Dans les alliages non traitables thermiquement et recuits, les variations de propriétés mécaniques sont relativement faibles et sont principalement visible dans la NZ, où le raffinement des grains est le mécanisme principal affectant les propriétés mécaniques. Dans les alliages écrouis et non traitables thermiquement, la taille des grains dans la NZ et la TMAZ et le niveau de restauration/recristallisation statique dans la HAZ sont les causes principales expliquant les variations de propriétés mécaniques. Tous ces aspects de la microstructure sont intimement liés aux températures de soudage et, par conséquent, aux paramètres de soudage utilisés. L'augmentation de la vitesse de rotation et la diminution de la vitesse d'avance tendent donc à augmenter les températures de soudage et à accentuer les dégradations de propriétés mécaniques dans les matériaux ayant initialement subi un traitement thermique ou un écrouissage. L'étude des Al-Mg a aussi révélé que l'augmentation du %Mg

augmente significativement les propriétés mécaniques de l'aluminium tout en ayant un faible impact sur ductilité, les rendant particulièrement propices à des applications structurelles. En revanche, l'augmentation du %Mg peut aussi causer une précipitation inhomogène et indésirable de la phase $\beta - Al_3Mg_2$, qui n'affecte pas beaucoup les propriétés mécaniques, mais qui peut compromettre la résistance à la corrosion de ces alliages.

La revue de littérature a aussi permis de cibler quelques lacunes dans l'information disponible. Premièrement, il y a très peu d'études portant spécifiquement sur l'effet des paramètres de soudage sur les propriétés mécaniques locales des alliages écrouis. Aussi, les études portant sur les propriétés mécaniques locales se limitent principalement aux essais de microdureté. L'utilisation d'essais de poinçonnage SPT pourrait permettre de dresser un portrait plus complet des propriétés mécaniques locales et de quantifier l'effet de l'augmentation de la vitesse d'avance sur chacune des zones affectées. De plus, il existe très peu d'étude explorant l'effet des paramètres de soudage dans un alliage durcis par écrouissage. Pour ces raisons, ce projet de recherche sera effectué dans un alliage Al-6%Mg-H18, développé et fourni par KITECH (Korea Institute of Industrial Technology). D'ailleurs, il n'existe présentement aucune étude publiée sur le soudage FSW de cet alliage. Pourtant, le haut taux de Mg en solution solide et le fort écrouissage appliqué lui confèrent d'excellentes propriétés mécaniques, le rendant très attrayant pour des applications structurelles dans le milieu marin et automobile. Afin de combler les lacunes observées dans la littérature, les objectifs suivants ont été fixés pour le présent projet de recherche :

1. Utiliser la méthode d'essais SPT pour quantifier l'influence de la vitesse d'avance FSW sur les propriétés mécaniques locales et la microstructure d'un alliage Al-6Mg-H18.
2. Lier les propriétés mécaniques locales aux microstructures des zones affectées par le soudage.
3. Documenter l'effet du soudage FSW sur la microstructure et les propriétés mécaniques d'un alliage Al-6Mg-H18.

Le prochain chapitre décrira la méthodologie expérimentale adoptée dans ce projet pour répondre aux objectifs fixés.

CHAPITRE 2

MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE

Précisons d'abord que le but de ce travail n'est pas de produire de « bonnes » ou de « mauvaises » soudures. Il s'agit plutôt d'une étude sur l'évaluation des propriétés mécaniques locales et leur corrélation avec les phénomènes métallurgiques prenant place durant le soudage FSW. Dans cet optique, nous poseront les deux hypothèses de recherche suivantes :

1. La vitesse d'avance a une influence sur les propriétés mécaniques locales de soudures FSW ;
2. Ces variations de propriétés mécaniques locales peuvent être mesurées par la méthode SPT.

Pour vérifier ces hypothèses, deux soudures aux microstructures et propriétés mécaniques distinctes ont été produites en faisant varier la vitesse d'avance afin d'obtenir une soudure « chaude » avec une énergie de soudage élevée et une soudure « froide » avec une énergie de soudage faible. Notons que les termes « soudure chaude » et « soudure froide » ne sont employés qu'à des fins de concision et ne devraient pas être considérés comme une évaluation de la qualité des soudures. L'effet de la vitesse d'avance sur la microstructure des zones affectées a d'abord été analysé de façon quantitative par microscopie EBSD. Ensuite, les propriétés mécaniques locales des soudures ont été évaluées par des essais de microdureté, permettant ainsi d'établir une base comparative pour la validation des essais de poinçonnage qui feront partie intégrante de l'originalité scientifique de ce projet. Les variations de microduretés ont été liées aux données de la microstructure, préalablement acquises par EBSD. Finalement, des essais de poinçonnage ont été effectués pour évaluer l'effet de la vitesse d'avance sur les propriétés mécaniques locale et le comportement mécanique des zones affectées par le soudage.

2.1 Production des soudures

Les échantillons soudés sont des plaques de 50mm x 300 mm avec une épaisseur de 3 mm. Le but de ce travail étant d'analyser les propriétés mécaniques locales de soudures FSW, il n'est pas nécessaire d'effectuer la jointure de deux plaques en bout à bout. Par conséquent, le soudage par friction malaxage est appliqué sur une seule plaque par essais. On appelle ce type d'opération « traitement par friction malaxage » (Friction Stir Processing ou FSP en anglais). Pour des fins de compréhension, les termes « FSW », « soudures » et « joints » seront quand même utilisés tout au long de ce mémoire. Notons aussi que le fait de ne pas souder 2 plaques élimine plusieurs facteurs pouvant affecter les soudures FSW, comme la variabilité de l'épaisseur ou le jeu entre les plaques non-uniforme. Il sera donc plus facile de comparer les résultats entre eux car il y aura moins de source potentielle d'erreur. Même si ce choix peut sembler moins représentatif de l'industrie, il en améliore toutefois la valeur scientifique en se rapprochant d'un modèle théorique parfait. Ces résultats pourraient donc être plus facilement utilisables pour valider d'éventuelles simulation numérique en soudage FSW dans cet alliage.

2.1.1 Machine, outil et montage utilisés pour le soudage

Les essais ont été effectués sur une fraiseuse à commande numérique Bridgeport Interact 400 installée au centre de technologies thermiques (CTT) de l'ÉTS. Un gabarit est utilisé pour maintenir rigidement les plaques lors du soudage. La Figure 2-1 présente une photo de la machine et des éléments importants du montage. Le soudage a été effectué avec un outil conique lisse en carbure de tungstène. Les diamètres de bout et de la base du pion sont de 1.77 mm et 5 mm respectivement. La hauteur du pion est de 2.8 mm et l'épaule a un diamètre de 16 mm.

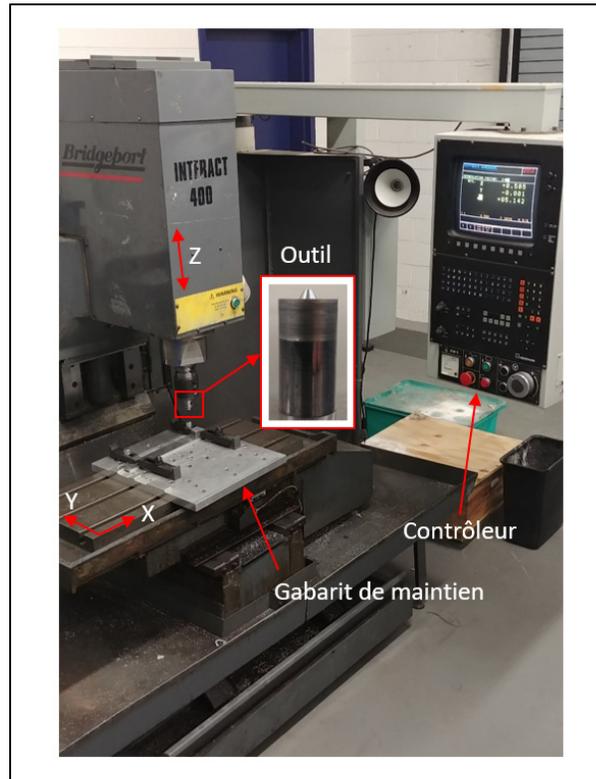


Figure 2-1. Machine et outil utilisés pour la production des soudures

2.1.2 Paramètres de soudage utilisés

Deux soudures ont été produites à différentes vitesses d'avance, soit, 50 mm/min et 120 mm/min. Dans les deux cas, une vitesse de rotation constante de 800 tours/min (RPM) ainsi qu'une inclinaison du montage de 2° ont été utilisées. Ces paramètres ont été déterminés à partir de la littérature en se basant sur les travaux (Fujii et al., 2006) qui utilisent un AA5083 et un outil de soudage similaires à celui utilisé dans ce projet. La soudure produite à 50 mm/min représente une soudure chaude où la dégradation du matériau de base sera importante. La soudure à 120 mm/min représente une soudure plus froide avec une dégradation des propriétés mécaniques du métal de base moins importante. Au-delà de 120 mm/min, des défauts importants devenaient visibles en surface du joint, limitant la plage de vitesses possibles pour une vitesse de rotation donnée. Les vitesses d'avance et de rotation respectivement de 120 mm/min et 800 RPM semblent aussi appropriées pour souder ce type d'alliage, comme

documenté dans des études effectués dans un alliage 5083, similaires à celui étudié dans ce projet (Fujii et al., 2006) (Hirata et al., 2007). Dans un AA5083, (Vijayan, Raju, & Rao, 2010) ont aussi déterminé des vitesses de rotation et d'avance optimale de 650 RPM et 115 mm/min, ce qui est similaire aux paramètres utilisés pour la soudure froide. L'inclinaison du montage de 2°-3° est aussi une pratique courante en FSW pour améliorer l'écoulement de matière.

2.1.3 Mesure de la température

Pour mesurer l'évolution de la température durant le soudage, les deux plaques ont chacune été munies de quatre thermocouples de type K de 0.5 mm de diamètre. Ceux-ci ont été installés sous la plaque à 2 mm et 4 mm du centre du joint, de chaque côté du joint (AS et RS) et à une profondeur de 1.5 mm (mi- épaisseur des plaques). Les thermocouples sont maintenus en place par de la pâte thermique Thermigrease TG 20033 pour assurer un bon transfert thermique. L'acquisition des températures en temps réel a été effectuée avec un module d'acquisition MIDI GRAPHTEC GL240 réglé à une fréquence d'acquisition de 4 Hz. Le positionnement des thermocouples et de l'échantillonnage sont illustrés dans le schéma de la Figure 2-2. Les évolutions de températures serviront de base comparative pour tenter d'expliquer les différentes microstructures qui seront observées dans les soudures.

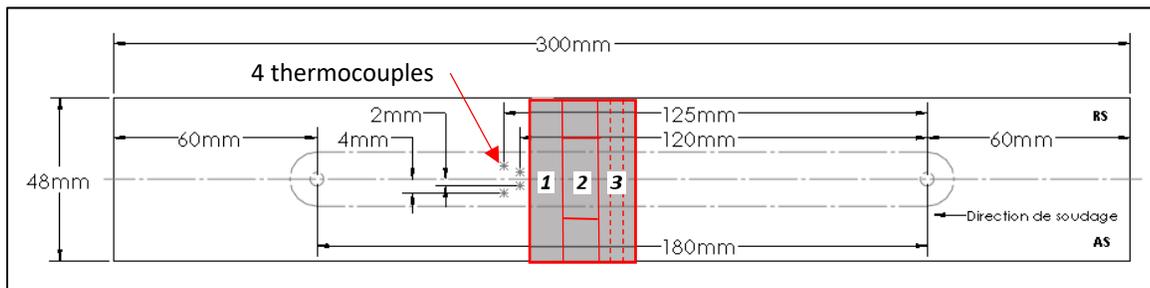


Figure 2-2. Schémas de positionnement des thermocouples et de l'échantillonnage

2.1.4 Prélèvement des échantillons

Dans la Figure 2-2, l'encadré rouge indique l'endroit où les échantillons ont été prélevés. Pour s'assurer que les échantillons sont prélevés dans une zone de soudage en régime permanent, tous les échantillons ont été prélevés à plus de 100 mm du point de départ des soudures. La zone d'échantillonnage se divise en trois sections distinctes d'une largeur de 5 mm chacune, numérotées de 1 à 3 dans la Figure 2-2. La section 1, qui servira aux essais de dureté et à la microscopie optique, a été montée en résine époxy dans un moule fait sur mesure pour accommoder toute la largeur de l'échantillon. La section 2 fut subdivisée en trois sections pour permettre un montage en résine conductrice pour les analyses EBSD. Finalement, la section 3 servira aux essais de poinçonnage. Cette section a été subdivisée en trois tranches minces afin de pouvoir répéter trois fois les essais de poinçonnage et d'assurer la validité des résultats.

2.2 Préparation des échantillons

2.2.1 Échantillons des essais de microdureté et de microscopie optique

Les échantillons destinés aux essais de microdureté ont été coupés à la scie abrasive et montés en résine époxy dans un moule de 55mm de diamètre. Un sablage humide jusqu'à un papier abrasif de grade 800 a ensuite été effectué pour éliminer toute rayures apparentes. À ce stade, un nettoyage de 10 minutes dans un bain ultrasonique a été effectué pour éliminer toutes particules d'abrasif restantes. Les échantillons ont ensuite été polis sur un feutre de polissage avec une solution de suspension diamantée de 9 μm , puis 3 μm , puis 1 μm avec un temps de polissage de 5 minutes par étape pour obtenir une surface au fini miroir. Un nettoyage ultrasonique de 5 minutes a aussi été effectué entre chaque étape de polissage.

Une machine de microdureté Vickers automatique Clemex CMT a été utilisée pour faire l'acquisition des profils de duretés des soudures sur toute leur largeur et à trois différentes profondeurs par rapport au-dessus des plaques. Une charge de 50g est appliquée pendant 10 secondes pour chaque indentation. La Figure 2-3 montre l'emplacement des indentations sur un des échantillons. Au total, 144 indentations divisés sur trois rangées ont été effectuées sur chacun des échantillons. La rangée du haut est positionnée à 0.5 mm du bord supérieur de la

soudure et les rangées du centre et du bas sont positionnées respectivement à 1.25 mm et 2mm du bord supérieur de la soudure. Cet arrangement a été choisi afin d'obtenir trois profils de dureté à différentes distances de l'épaulement de l'outil afin de capturer les changements de propriétés mécaniques en fonction de la profondeur. Malgré l'absence de répétition de mesures, cette configuration des essais de microdureté est souvent utilisée dans la littérature, car elle permet d'obtenir une représentation en 2D des variations de microdureté dans les différentes zones des joints FSW.

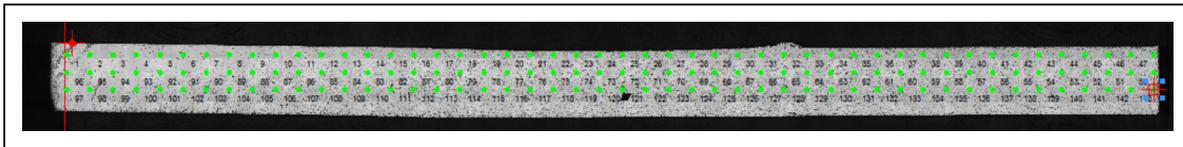


Figure 2-3. Emplacement des indentations de microdureté Vickers

Suite aux essais de microdureté, les échantillons ont été sablés et polis à nouveau pour éliminer les indentations en suivant la même procédure que celle décrite précédemment. Ensuite, une attaque chimique a été effectuée par immersion dans l'agent Keller (100 ml H₂O + 3 ml HNO₃ + 2 ml HCl + 1 ml HF) durant 1 minute pour révéler la microstructure des échantillons. Notons cependant que l'attaque chimique des Al-Mg est souvent très inhomogène et produit piqûres de corrosion localisées qui rendent très difficile l'analyse des joints de grains. Les images prises par microscopie optique seront donc principalement utilisées pour l'analyse macroscopique des soudures et la production de figures.

2.2.2 Échantillons de microscopie EBSD

Les échantillons destinés aux analyses EBSD ont subi la même procédure de sablage et de polissage que les échantillons de microdureté. Ensuite, les échantillons ont été placés sur un feutre dans une polisseuse vibratoire avec une solution de silice colloïdale de 0.05 µm pendant 24 heures. De plus, un usinage ionique a été réalisé dans une machine Hitachi IM4000 durant 8 minutes avec une tension de 4kV juste avant l'acquisition des images. Les images EBSD ont été prises dans un microscope électronique à balayage Hitachi SU-8230 avec un haut voltage de 20 kV et un pas de 0.32 µm dans le noyau et 1.08 µm dans les autres zones

des soudures. Dans ce projet, la microscopie EBSD a été utilisée pour obtenir des données quantitatives sur la taille moyenne des grains et le niveau de déformation dans chaque zone affectée par le soudage. Six zones d'intérêt par soudures ont été choisies en se basant sur les profils de microduretés et sur les connaissances acquises dans la littérature par rapport aux différentes zones affectées par le soudage. Les emplacements de ces zones (sauf une à 20mm AS) sont illustrés dans la Figure 2-4. Une carte EBSD a aussi été acquise dans le métal de base pour sa caractérisation.

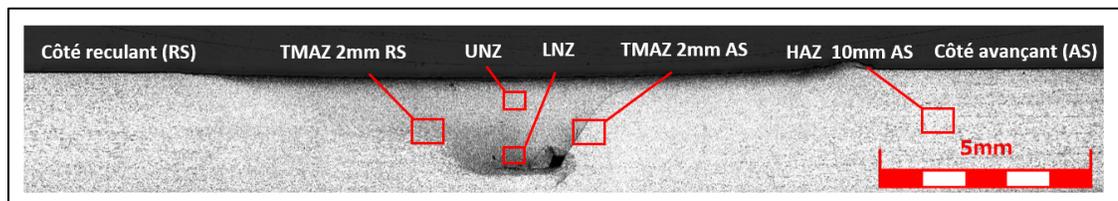


Figure 2-4. Emplacements des zones d'acquisition EBSD

Sachant que l'épaulement de l'outil induit beaucoup plus déformations et de chaleur dans le haut de la NZ (Threadgill et al., 2009) (Mishra & Ma, 2005), cette zone a été divisée en deux parties, soit, la UNZ (Upper Nugget Zone) et la LNZ (Lower Nugget Zone). La revue de littérature avait aussi révélé qu'une asymétrie des microstructures peut prendre place de chaque côté (AS et RS) de la NZ. Comme mentionnée dans la revue de littérature, (Jones et al., 2005) avait observés que cette asymétrie est particulièrement visible dans les TMAZ. Par conséquent, des cartes EBSD ont été acquises dans les TMAZ des deux côtés de la NZ. Pour la HAZ, les positions 10mm et 20mm du côté AS ont été choisies en se basant sur les caractéristiques des profils de microdureté qui montrait des signes variation de microstructures à ces endroits.

Les cartes EBSD acquises ont été analysées dans le logiciel de traitement de données EBSD Esprit 2.2. Trois types de cartes ont été extraites des données EBSD, soit, les cartes d'orientation des grains, les cartes de joints de grains et de sous-grains et les cartes de désorientation Kernel moyenne (Average Kernel Misorientation ou KAM en anglais). Les données extraites des cartes d'orientation des grains ont été utilisées pour déterminer l'étendue et la taille moyenne des grains dans chacune des zones ainsi que pour observer de façon

qualitative les caractéristiques des microstructures. Les cartes de joints de grains ont été utilisées pour extraire les fractions de joints de grains à faible angle (Low Angle Grain Boundary ou LAGB en anglais). Les LAGB fournissent un indicateur quantitatif de la quantité de sous-grains et donc, de la quantité de déformation présente dans les différentes zones. Finalement, les cartes KAM seront aussi utilisées comme un indicateur quantitatif des déformations, mais, cette fois, pour estimer la quantité de dislocations géométriquement nécessaires pour accommoder la désorientation cristallographique. Les analyses des cartes KAM sont basées sur plusieurs travaux disponibles dans la littérature. Celles-ci seront explorées en détail dans la section 3.9 de ce mémoire.

2.2.3 Échantillons des essais de poinçonnage (Shear Punch Test ou SPT)

Les échantillons de poinçonnage ont été obtenus en coupant trois tranches d'environ 1 mm d'épaisseur dans chaque soudure. Celles-ci ont ensuite été sablées jusqu'à une épaisseur d'environ 0.65mm. Notons que l'uniformité de l'épaisseur des échantillons est critique pour obtenir des résultats de poinçonnage consistants sur toute la largeur de l'échantillon. Un soin particulier a été porté pour obtenir des variations d'épaisseurs de moins de 10 μm sur toute la surface des échantillons. Une fois l'épaisseur désirée est presque atteinte, un sablage jusqu'à un papier abrasif de grade 800 est effectué ainsi qu'un polissage avec une suspension diamantée de 1 μm . Une légère attaque chimique avec l'agent Keller est aussi requise afin de révéler la position du joint. Normalement, un sablage final au papier abrasif de grade 600 est acceptable pour ce type d'essais (Guduru et al., 2005). Cependant, puisque le positionnement des zones de poinçonnage est important pour évaluer les propriétés mécaniques locales d'un joint FSW, une attaque chimique est requise pour rendre la zone malaxée visible à l'œil nu. Un fini de surface impeccable n'est donc pas nécessaire, mais doit tout de même être suffisamment lisse pour que l'attaque chimique fonctionne. Chaque échantillon a été poinçonné sur toute sa largeur (± 22 mm du centre) avec un espacement de 2mm entre chaque zone de poinçonnage comme illustré dans la Figure 2-5. Ainsi, 23 trous ont été poinçonnés dans chacun des 3 échantillons produits par soudure, pour un total de 69 essais de poinçonnage dans chacune des deux soudures. Notons que la Figure 2-5 illustre la taille réelle du poinçon de 1 mm de

diamètre. Plus de détails sur la procédure expérimentale de poinçonnage seront fournis dans la section 3.9, qui présente les résultats de ces essais.

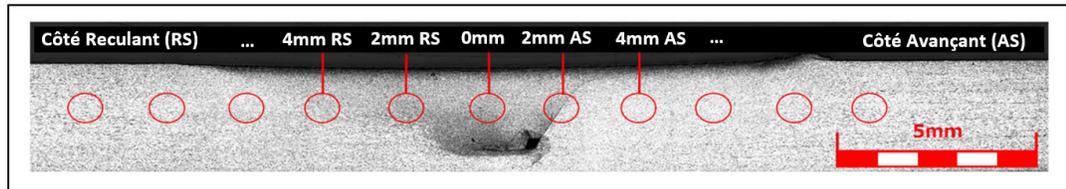


Figure 2-5. Emplacement des zones de poinçonnage (taille réelle du poinçon)

2.3 Analyse des incertitudes

Une analyse de l'incertitude associée à chaque type essai expérimental a été effectuée pour assurer la validité des résultats et de leurs analyses.

2.3.1 Incertitude sur la microdureté

La machine utilisée pour la microdureté utilise un logiciel d'analyse d'image pour mesurer la taille des indentations et calculer la microdureté. Une erreur de $\pm 0.25 \mu\text{m}$ sur la mesure des indentations est rapportée dans le manuel technique du fabricant de la machine. Ceci se traduit en une incertitude sur la microdureté (50gf) de $\pm 1 \text{ HV}$. Puisque les indentations sont mesurées par caméra, une autre source d'erreur peut aussi être associée à la qualité du fini de surface des échantillons. Cependant, cette erreur n'est pas quantifiable étant donnée la nature qualitative et inhomogène des variations du fini de surface. Un soin particulier a donc été porté à la qualité du fini de surface des échantillons. Lors de l'analyse des microdureté, nous verrons que les variations dans les zones fortement adoucies par le soudage sont plutôt faibles (1-2 HV). Cependant, les variations semblent devenir de plus importantes (5-10 HV) dans les zones fortement écrouies en raison de la microstructure plus grossière et de l'hétérogénéité de la restauration d'un grain à l'autre. De plus, 10 indentations choisies à intervalle régulier ont été mesurées manuellement pour confirmer la validité des mesures automatiques rapportées par le

logiciel d'acquisition d'image. Pour les 10 indentations, les différences entre les mesures automatiques et manuelles étaient inférieures à 1 HV, ce qui est acceptable.

2.3.2 Incertitude sur les essais de poinçonnage

L'incertitude sur les essais de poinçonnage se rapporte à plusieurs facteurs. En effet, le montage de poinçonnage comporte beaucoup de composants mécaniques usinés qui ont tous leurs propres tolérances géométriques. Les tolérances associées aux composants du montage (poinçon-matrice) ont été fournies par le fabricant. De plus, un jeu de poinçons-matrices neuf a été utilisé pour les essais. Le Tableau 2-1 rassemble les incertitudes associées au montage de poinçonnage utilisé.

Tableau 2-1. Incertitudes sur les essais de poinçonnage

Source d'incertitude	Incertitude
Diamètre du poinçon (mm)	-0.005 ; +0.000
Diamètre de la matrice (mm)	-0.000 ; +0.005
Mesure de l'épaisseur de l'échantillon (mm)	±0.01
Cellule de charge (%) *	0.5

*Information tirée de (Dahlberg, 2001)

L'équation qui sera utilisée pour calculer la contrainte de cisaillement de poinçonnage est la suivante :

$$\tau = \frac{P}{2\pi r_{avg} t}$$

Où P est la charge appliquée (N), t est l'épaisseur du spécimen (mm) et r_{avg} est le rayon moyen entre le poinçon et la matrice $\left(\frac{r_{poinçon} + r_{matrice}}{2}\right)$. L'incertitude sur r_{avg} issu des tolérances de fabrication est de ± 0.00125 mm. En utilisant l'équation ci-haut, l'incertitude totale sur la contrainte de cisaillement τ est de $\pm 0.0054 \times P$. La charge maximale utilisée dans les essais étant estimée à 550 N, cette incertitude représente une erreur de ± 2.95 MPa.

Notons cependant que ces incertitudes ne tiennent pas compte de l'erreur de positionnement du spécimen durant l'essai. En effet, le positionnement manuel du spécimen dans le montage pourrait aussi grandement affecter les résultats puisque les zones affectées par le soudage sont très petites (voir Figure 2-5). Une déviation de $\pm 1\text{mm}$ pourrait donc affecter les résultats de façon beaucoup plus significative que l'incertitude du montage calculée plus tôt. Puisque ce positionnement est fait à l'œil et qu'il est entièrement dépendant de l'expérience et de la patience de l'opérateur, il est difficile de quantifier cette erreur. C'est pour cette raison que trois spécimens par soudures ont été produits. La répétition des essais permet d'obtenir, en moyenne, des résultats beaucoup plus fiables et l'écart type sur ces trois mesures peut être utilisé pour obtenir une incertitude expérimentale beaucoup plus représentative.

Une autre source d'incertitude importante apparaît lorsqu'on utilise les courbes force-déplacement des essais de poinçonnage pour évaluer la contrainte d'écoulement et l'allongement à la rupture. Ces mesures étant acquises à partir des déplacements enregistrés par la traverse mobile de la machine, les déformations du poinçon ne sont pas considérées. Afin de compenser les déformations du poinçon, un essai de calibration a été effectué en poinçonnant un échantillon d'acier trempé (~ 50 HRC) de 3mm d'épaisseur. Cette méthode de calibration a aussi été utilisée dans les travaux de (Karthik et al., 2009) et semble aider diminuer les variations associées au montage SPT. L'essai est effectué à la même vitesse qu'un essai normal (1.6 mm/min) et est arrêté lorsque la charge atteint 800 N. Puisqu'il s'agit d'un échantillon très rigide et épais, la droite force-déplacement enregistrée représente les déformations élastiques associées au montage. Cette droite de déformation du montage peut donc ensuite être soustraite aux essais de poinçonnage subséquents pour corriger les déplacements enregistrés.

2.3.3 Incertitude sur les données EBSD

L'incertitude associée à la mesure de la désorientation par EBSD peut varier de $0.1-1^\circ$ dépendamment des conditions d'observation et de la qualité des motifs de diffraction EBSD

(Wilkinson, 2001). À titre de comparaison, les désorientation moyennes calculées dans les cartes KAM de ce projet sont d'environ 1-5°. L'incertitude est donc significative devant ces données. Cependant, une méthode de quantification du bruit de mesure basée sur la littérature (Kamaya, 2011) (Imam et al., 2017) permettra de réduire significativement cette incertitude. Cette méthode sera expliquée en détail dans la section 3.8.1 de ce mémoire, lorsque les cartes KAM seront présentées et analysées.

CHAPITRE 3

RÉSULTATS ET DISCUSSIONS

3.1 Caractérisation du métal de base

Le matériau étudié est un alliage Al-6%Mg-H18 contenant du magnésium comme principal élément d'alliage. Une analyse dispersive en énergie (Energy Dispersive Spectroscopy ou EDS en anglais) a été effectuée sur le matériau reçu pour connaître sa composition chimique exacte. Un microscope électronique à balayage (MEB) Hitachi TM3000 a été utilisé. Les résultats sont présentés dans le Tableau 3-1.

Tableau 3-1. Composition chimique du matériau étudié

Élément	% Massique	% Atomique
Aluminium	94.08	93.76
Magnésium	5.56	6.15
Argent	0.36	0.09

Des essais de traction ont aussi été effectués selon la norme ASTM E8/E8M – 6a pour évaluer les propriétés mécaniques en traction du métal de base. Les résultats présentés dans le Tableau 3-2 sont issus de la moyenne de trois essais et l'erreur représente l'écart type sur ces trois essais.

Tableau 3-2. Propriétés mécaniques du métal de base

σ_{UT} (MPa)	σ_y 0.2% (MPa)	A%
372.5 ± 0.22	307.5 ± 3.53	8.55 ± 0.1

L'analyse chimique a permis de révéler la présence de 5.56% massique de Mg ainsi qu'une faible quantité d'argent (0.36% massique). Les travaux (Polmear & Sargent, 1963) ont montré que l'ajout d'une petite quantité d'argent (~0.3% massique) accélère la cinétique de précipitation des Al-Mg et augmente la dureté maximale pouvant être atteinte au vieillissement. Un article de (Guo et al., 2019) a aussi révélé que, dans un Al-4.5%Mg-0.6%Ag, le vieillissement optimal (8h à 210 °C) peut produire une augmentation d'environ 20 HV par rapport à l'état de mise en solution. Pour un vieillissement de 1h, cette augmentation est cependant faible (<5HV). Dans un échantillon initialement écroui à 40%, le vieillissement a produit une légère perte de dureté par restauration (~5HV) après 5h, suivi d'une augmentation de 10 HV entre 5h et 8h associée à la précipitation de la phase β – Al₃-Mg₂ (Guo et al., 2019). Ces informations permettent de faire la supposition informée que, dans l'alliage étudié dans ce projet, l'effet du vieillissement causé par le cycle thermique FSW sera négligeable en raison de son court temps de maintien à haute température (1-2 min). De plus, si des petits précipités étaient présents au départ en raison du vieillissement naturel, ceux-ci devraient se dissoudre durant le chauffage (ou diminuer de taille) sans grossir de façon significative durant le refroidissement. Aussi, l'analyse EDS présentée à la Figure 3-1 n'a pas révélé la présence de particules contenant du Mg. Elles pourraient cependant exister à l'échelle nanométrique. Cet aspect ne sera cependant pas analysé dans ce projet vu leur faible effet sur les propriétés mécaniques, tel que documenté par la littérature dans la section 1.5.2. Par contre, des particules grossières (~1-4 μ m) contenant du Fe ont été observées comme le témoigne la Figure 3-1.

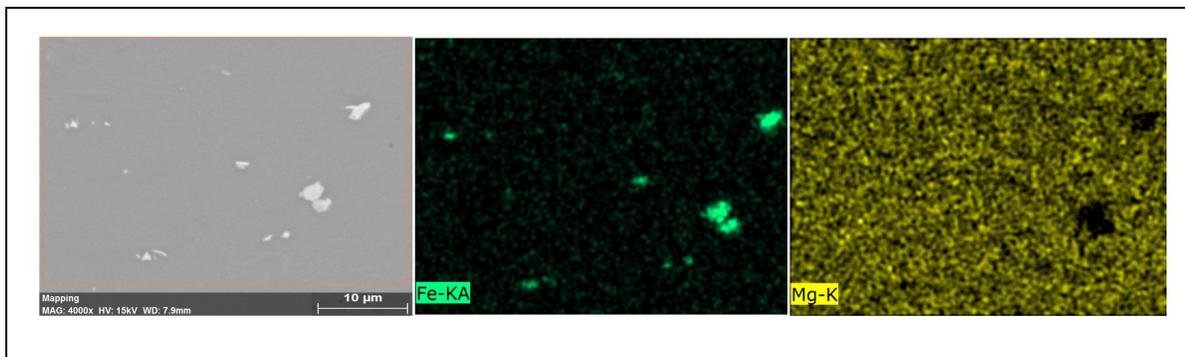


Figure 3-1. Particules détectées dans le métal de base par EDS

Comme documenté plus tôt dans la section 1.5.1 de la revue de littérature, ces particules sont souvent présentes dans les alliages de la série 5000 sous la forme de $Al_6(Mn, Fe)$ (Poznak et al., 2018) (Ryen et al., 2006). (Sato et al., 2001) ont observé que ces particules grossières demeurent uniformément dispersées dans les soudures FSW et que les températures de soudage ne sont pas suffisantes pour les dissoudre puisque leur température de dissolution est plus élevée que la température de fusion de l'aluminium. (Sato et al., 2001) ont aussi remarqué que ces particules semblent se fragmentés en plus petites particules sous l'action de l'outil de soudage, sans toutefois observer un impact significatif sur la microdureté. Ces particules ne devraient donc pas affecter les analyses de cette étude puisqu'elles ne seront pratiquement pas affectées par la variation des paramètres de soudage.

La cartographie EBSD du métal de base Al-6Mg-H18 est présentée dans la Figure 3-2. Notons que les zones noires sont des zones non-indexées car le matériau est très déformé.

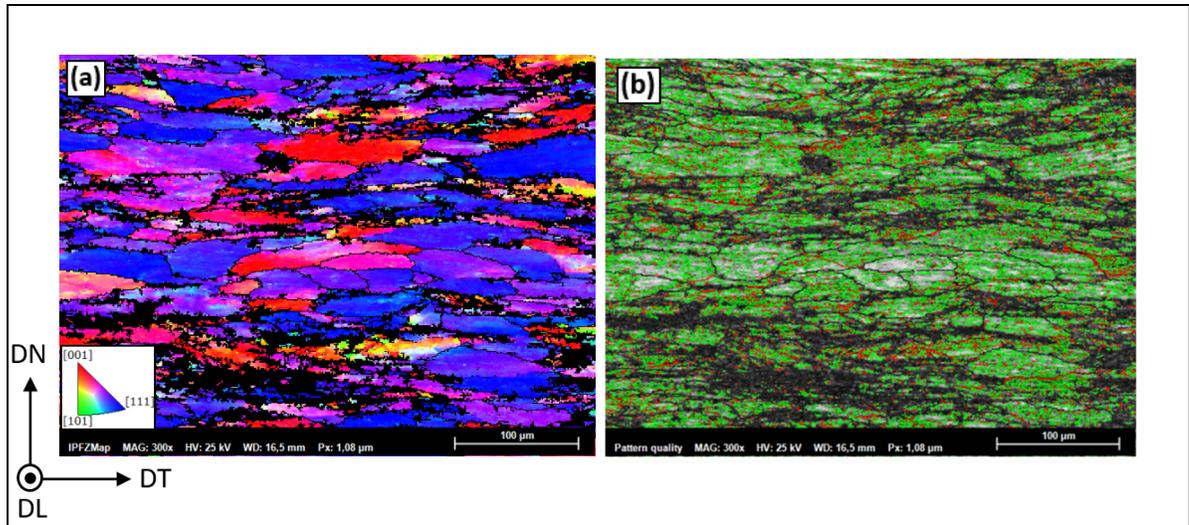


Figure 3-2. Cartographie EBSD du métal de base, DL est la direction de laminage carte d'orientation des grains (a) et carte des joints de grains (b)

Le métal de base est initialement à l'état H18, ce qui représente un écrouissage de 75% de réduction de section sans traitement de revenu appliqué après le travail à froid. Notons que la direction de laminage (DL) est normale à la surface analysée par EBSD. Cet écrouissage se traduit en une structure de grains allongés avec une taille moyenne de 54 μm et une forte

orientation dans la direction [111], visibles par la forte proportion de grains bleus dans la Figure 3-2 (a). De plus, une très grande quantité de LAGB (2° - 15°) peut être observée dans la carte des joints de grains. Les joints de sous-grains en vert ont une désorientation de 2° à 5° , les joints de sous grains en rouge ont une désorientation de 5° à 15° et les joints de grains en noir ont une désorientation supérieure à 15° et sont considérés comme des HAGB. La forte texture peut être observée dans la distribution de désorientation de la Figure 3-3 qui compare la fraction de désorientation du métal de base par rapport à une distribution aléatoire d'un métal non déformé (Mackenzie, 1958).

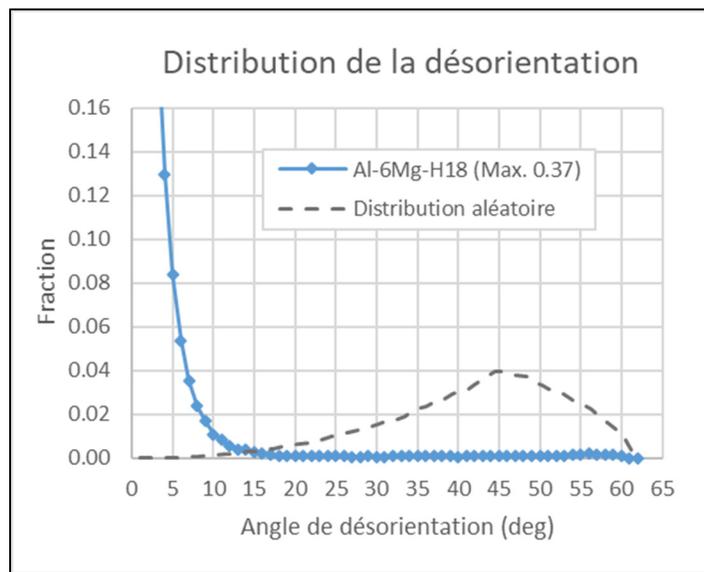


Figure 3-3. Distribution de la désorientation dans le métal de base

À partir des données utilisées pour tracer la Figure 3-3, on peut calculer la fraction de LAGB, fixée entre 2° et 15° , et la fraction HAGB avec plus de 15° . Par rapport à la distribution aléatoire, on peut observer une forte fraction (95.4%) de LAGB. Cette distribution de désorientation que la quantité de sous-grains est très élevée en raison de l'écrouissage appliqué sur le matériau. Notons cependant que la qualité des cartes EBSD acquises dans le métal de base est plutôt basse ($\sim 25\%$ de points non résolus) à cause des distorsions importantes du réseau cristallin. La qualité d'acquisition semble particulièrement basse à proximité des joints de grains. La fraction de LAGB rapportée constitue donc une surestimation de sa valeur réelle.

3.2 Macroscopie des soudures

La Figure 3-4 présente les macrographies des deux soudures étudiées. Les images ont été acquises sur un microscope confocal au laser LEXT4100.

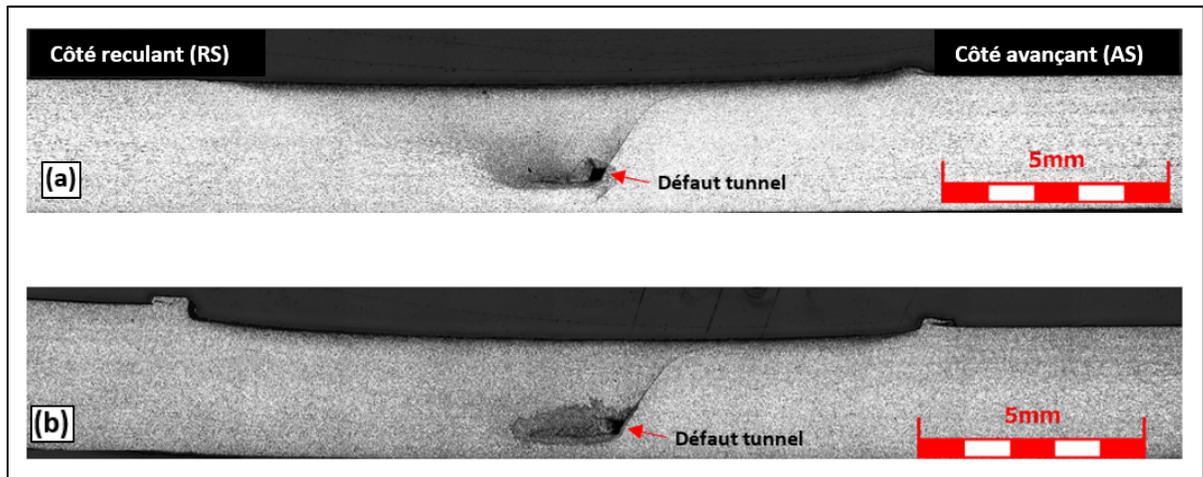


Figure 3-4. Macroscopie d'une section des soudures 120 mm/min (a) 50 mm/min (b)

Les deux soudures présentent un défaut de type tunnel à la racine de la NZ, du côté avançant. Ces défauts peuvent être causés par un malaxage inadéquat du matériau dans cette zone. Des défauts similaires ont été observés dans un AA5083 par plusieurs chercheurs (Nakamura et al., 2018) (Fujii et al., 2006). Ces chercheurs ont obtenu ces défauts en utilisant un avec un pion lisse similaire à celui utilisé dans ce projet. Pour les besoins de ce projet, les soudures produites sont tout de même acceptables vu la petite taille des défauts. Aussi, leur position n'affectera pas les essais mécaniques prévus.

3.3 Évolution de la température

La Figure 3-5 présente les évolutions de température enregistrées par les thermocouples durant la production des deux soudures. Notons que les thermocouples placés à 2mm du centre (près du pion de l'outil) des deux soudures ont bougé durant le soudage. Les données acquises par ces thermocouples ne sont donc pas valides et ne seront pas abordées dans les analyses.

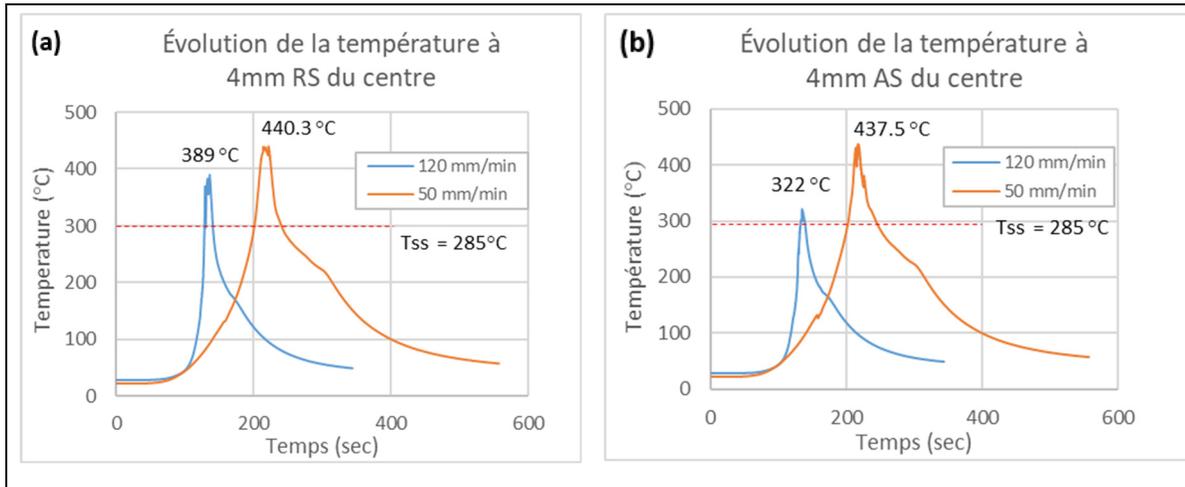


Figure 3-5. Cycles thermiques à 4mm du centre des soudures côté RS (a) et AS (b)

Comme anticipé dans la revue de littérature, les cycles thermiques observés varient grandement avec la vitesse d'avance. À vitesse de rotation constante, l'augmentation de la vitesse d'avance diminue la quantité de chaleur injectée par unité de longueur de soudure. Les données pertinentes des cycles thermiques ont été compilées dans le Tableau 3-3.

Tableau 3-3. Données des cycles thermiques

Donnée	50 mm/min		120 mm/min	
	AS - 4mm	RS - 4mm	AS - 4mm	RS - 4mm
Tmax (°C)	437.5	440.3	322	389
Temps de dissolution (Sec) (T > 285 °C)	49.5	47	9	13
Temps de refroidissement (Sec) Tmax → 150°C	127	123	47	47

Par rapport à la soudure froide, les températures maximales mesurées dans la soudure chaude sont 50 °C plus élevés du côté RS et 115°C plus élevés du côté AS. Dans la soudure froide, il y a une différence de 67°C entre le côté AS et le côté RS alors que dans la soudure chaude les températures sont similaires des deux côtés de l'outil. Les temps de maintien au-dessus de Tss (température de mise en solution de 6%Mg dans l'aluminium) sont aussi similaires des deux côtés de la soudure chaude (49.5 sec du côté AS et 47 sec du côté RS) et sont nettement plus

courts dans la soudure froide (9 sec côté AS et 13 sec côté RS). Le temps de refroidissement est aussi beaucoup plus long dans la soudure chaude (~125 sec) que dans la soudure froide (~47 sec). Les grandes différences de cycles thermiques observés entre les deux soudures nous permettent de confirmer que l'augmentation de la vitesse de soudage de 50 mm/min à 120 mm/min a un effet significatif sur le cycle thermique FSW.

3.3.1 Prédiction de la température dans la NZ

Puisque les thermocouples placés à 2mm du centre ont bougé durant le soudage, la présente section portera sur l'estimation des températures atteintes dans la NZ, qui aurait initialement dû être mesurée par ces thermocouples. Comme mentionné dans la revue de littérature, (Arbegast, 2003) ont déterminé une façon d'estimer la température maximale dans la soudure à partir des paramètres de soudage. Cette relation avait été présentée dans la section 1.3.2 de la revue de littérature mais est rapportée ici, dans l'équation 3.1, pour les besoins de cette analyse.

$$\frac{T}{T_f} = K \left(\frac{\omega^2}{v \times 10^4} \right)^\alpha \quad (3.1)$$

Où, **T** est la température maximale dans la **NZ**, **T_m** la température de fusion du matériau, évaluée plus tôt à 640°C, **ω** est la vitesse de rotation (13.33 rev/sec) , **v** est la vitesse d'avance en mm/sec , **α** et **K** sont des constantes respectivement égales à 0.05 et 0.70 dans l'aluminium (Arbegast, 2003).

Les températures maximales calculées avec l'équation 3.1 sont de 354°C et 370°C dans la soudure froide ($v = 120 \text{ mm/min} = 2 \text{ mm/sec}$) et chaude ($v = 50 \text{ mm/min} = 0.83 \text{ mm/sec}$) respectivement. L'équation 3.1 semble grandement sous-estimer les températures maximales par rapport à celle mesurée à ±4mm du centre (voir Tableau 3-3). Une autre méthode d'estimation de la température dans la NZ doit donc être utilisée.

Dans le travail de (Tang et al., 1998), la température dans la NZ est environ 20°C au-dessus de la température à 4mm RS du centre, et ce, de façon consistante pour plusieurs vitesses de rotation (300-1200 RPM). Ces observations peuvent être utilisées pour estimer la température dans la NZ des soudures à 410 °C et 460 °C pour la soudure froide et la soudure chaude respectivement. Notons aussi que ces températures sont similaires aux résultats de (Fujii et al., 2006) présentés dans la revue de littérature, qui obtenait environ 480°C dans la NZ, avec des paramètres et un outil comparables à ceux utilisés pour produire les soudures de cette étude. Les températures estimées dans la NZ serviront plus tard à prédire la taille des grains théorique dans cette zone. Ces estimations de températures seront donc considérées comme suffisantes pour les besoins de cette analyse.

3.4 Effet de la vitesse d'avance sur la microstructure de la NZ

Les cartographies EBSD effectuées dans le haut du noyau (Upper nugget zone ou UNZ) et le bas du noyau (Lower nugget zone ou LNZ) des deux soudures sont présentées dans la Figure 3-6.

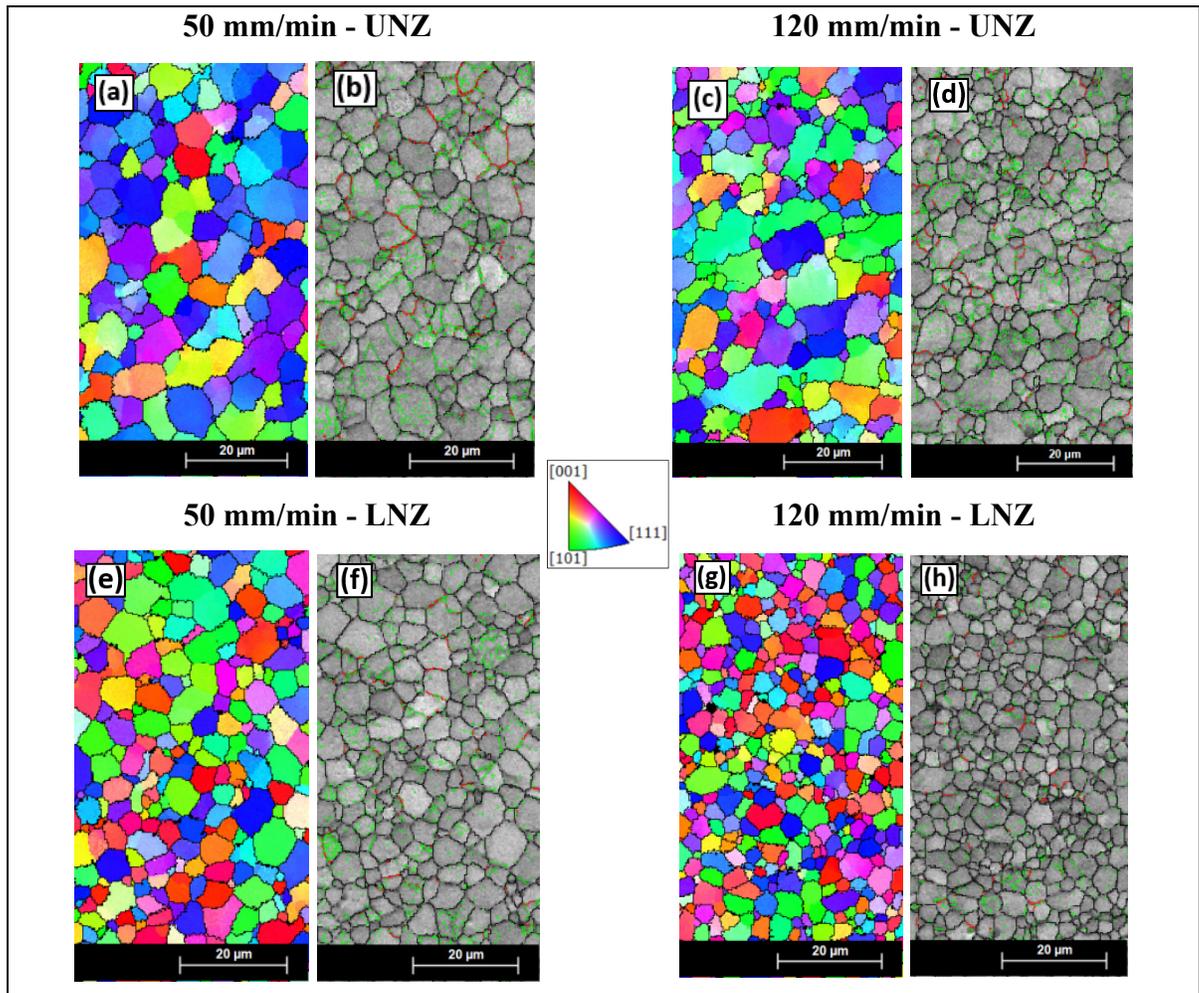


Figure 3-6. Cartographies EBSD des UNZ et LNZ des soudures :
Orientation des grains (a, c, e, g) et joints de grains (b, d, f, h)

À première vue, les microstructures dans la UNZ et la LNZ des deux soudures semblent similaires. Les deux soudures présentent des UNZ et LNZ composés de grains fins équiaxes entièrement recristallisés avec une faible quantité de sous-grains. Selon (Gourdet & Montheillet, 2000), la présence de certains grains contenant une grande quantité de joints de sous-grains (en vert et rouge) est un bon indicateur que cette zone a subi une recristallisation dynamique continue (CDRX), typiquement observée dans la NZ de soudures FSW des aluminiums (Mishra & Ma, 2005). Par rapport à la soudure chaude, la taille des grains semble légèrement plus fine dans la soudure froide. Les LNZ des deux soudures présentent aussi une

taille de grains plus fine et une plus faible quantité de sous-grains par rapport à leurs UNZ respectives.

3.4.1 Taille des grains dans la NZ

L'effet de la vitesse d'avance sur la taille des grains peut être observé dans les distributions de la Figure 3-7.

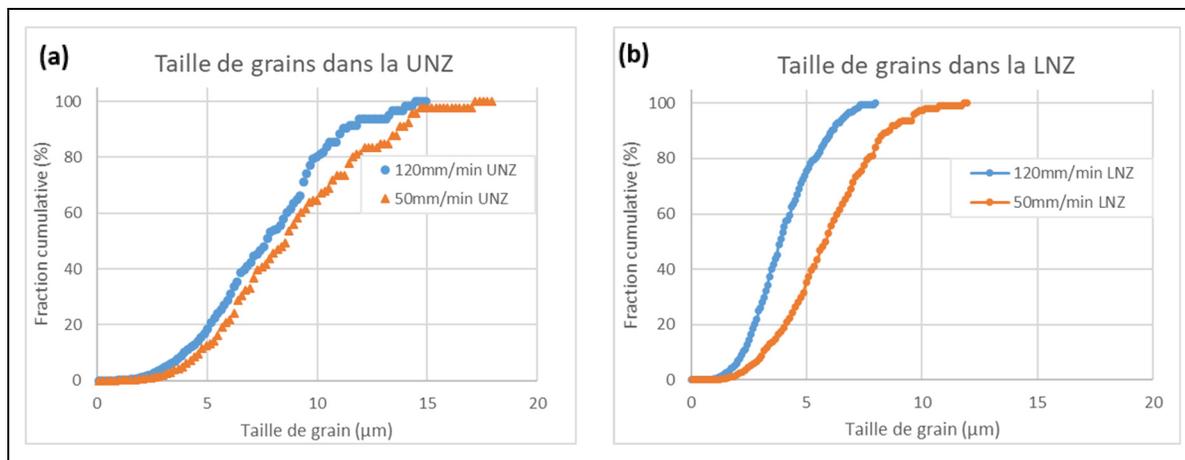


Figure 3-7. Distributions cumulatives de la taille des grains dans la UNZ (a) et la LNZ (b)

Dans la UNZ, la taille moyenne des grains est de $8.9 \mu\text{m}$ dans la soudure chaude et de $7.8 \mu\text{m}$ dans la soudure froide. L'étendue de la taille des grains est de $0.8 \mu\text{m}$ à $17.2 \mu\text{m}$ dans la soudure chaude et de $0.8 \mu\text{m}$ à $14.5 \mu\text{m}$ dans la soudure froide, avec une légère tendance vers des grains plus gros dans la distribution de la soudure chaude. L'augmentation de la vitesse d'avance n'a donc pas un grand impact sur la taille des grains dans la UNZ, mais la différence est quand même observable sur les distributions de la Figure 3-7. Dans la LNZ, la taille moyenne des grains est $5.9 \mu\text{m}$ dans la soudure chaude et de $4.1 \mu\text{m}$ de dans la soudure froide. Ici, une différence significative peut-être observée entre les distributions de la taille de grains des deux soudures. Premièrement, l'étendue de la taille des grains de la soudure chaude est de $0.8 \mu\text{m}$ à $11.8 \mu\text{m}$ alors que dans la soudure froide l'étendue est de $0.8 \mu\text{m}$ à $8 \mu\text{m}$. Une tendance marquée vers des grains plus fins peut aussi être observée par la pente plus abrupte de la distribution dans la soudure froide. L'augmentation de la vitesse d'avance a donc permis

d'obtenir une réduction de la taille moyenne des grains d'environ 12% dans la UNZ et de 31% dans la LNZ.

Les différentes tailles de grains observées entre la UNZ et la LNZ, ainsi que les soudures entrent elles, peuvent être attribuées aux différents taux de déformation et températures maximales atteintes durant le soudage. Ces deux paramètres se combinent pour former le paramètre de Zener-Hollomon, bien connu en métallurgie, qui se calcule avec l'équation 3.2.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.2)$$

Où Q est l'énergie d'activation (152.7×10^3 J/mol selon les données de KITECH), R la constante de gaz universelle (8.314 J/mol kg), $\dot{\epsilon}$ le taux de déformation (en s^{-1}) et T la température en Kelvin. Avec l'équation 3.2, il peut être déduit que le paramètre Z augmente avec l'augmentation du taux de déformation et diminue avec l'augmentation de la température.

Selon les travaux de (Sharghi & Farzadi, 2018) et (Nakamura et al., 2018), la vitesse de déformation maximale en FSW se situe en bordure de l'épaule de l'outil. (Kumar, Pancholi, & Bharti, 2018) ont aussi montré que la vitesse de déformation est principalement contrôlée par la vitesse de rotation de l'outil et est équivalente à environ 60% de sa vitesse tangentielle en bordure de l'outil. Celle-ci diminue ensuite drastiquement lorsque l'on s'éloigne de la surface de l'outil. (Ghosh et al., 2013) ont aussi évalué l'effet de la vitesse d'avance sur la vitesse de déformation et ont trouvé qu'à 1000 RPM, le taux de déformation causé par l'avance de l'outil augmente de 2.5 sec^{-1} à 4 sec^{-1} pour des vitesses d'avance de 75mm/min et 125 mm/min respectivement. L'effet de la vitesse d'avance sur le taux de déformations est donc petit devant les déformations causées par la rotation de l'outil qui sont d'environ un ordre de grandeur plus élevée ($25\text{-}30 \text{ sec}^{-1}$) (Chang, Lee, & Huang, 2004). (Wu et al., 2019) ont aussi confirmé que l'effet de la vitesse d'avance sur le taux de déformation est faible. Les variations du taux de déformation causé par la vitesse d'avance peuvent donc être négligé puisqu'il est petit devant l'effet de la rotation de l'outil. L'équation 3.3, originellement formulée par (Chang et al., 2004), peut donc servir à estimer la vitesse de déformation moyenne

dans la NZ en supposant que la vitesse moyenne de l'écoulement est la moitié la vitesse de rotation de l'outil.

$$\dot{\epsilon} = \frac{R_m \cdot 2\pi r_e}{L_e} \quad (3.3)$$

Où **re** et **Le** sont le rayon et la profondeur de la NZ évalué à 1.75mm et 2.75mm respectivement et **Rm** est la moitié de la vitesse de rotation de l'outil (0.5 x 800 RPM = 6.67 rev/sec).

Le taux de déformation estimé pour les soudures de ce projet est de 29.3 sec⁻¹. Puisque les deux soudures ont été effectuées à 800 RPM, le taux de déformation est considéré comme constant dans les deux soudures. (Heidarzadeh & Saeid, 2018) ont indiqués que le paramètre de Zener-Hollomon est négativement corrélé avec la taille de grain et peut être estimée via la relation 3.4.

$$d = A \times Z^b \quad (3.4)$$

Où **Z** est le paramètre de Zener-Hollomon, **A** et **b** sont des constants déterminés à 1.135x10⁻³ et - 0.2197 respectivement par (Wu et al., 2019) dans un Al-Zn-Mg (série 7000). L'exposant **b** étant négatif, la taille de grains **d** diminuera avec l'augmentation de **Z**. En d'autres mots, la taille de grains augmente lorsque la température augmente et que le taux de déformation diminue.

Après la recristallisation, les grains grossissent lors du refroidissement de la soudure (Li, Murr, & McClure, 1999) (Sato, Urata, & Kokawa, 2002). Cela explique la taille de grains plus élevée dans la UNZ, qui subit typiquement des températures plus élevées que la LNZ à cause de l'apport supplémentaire de chaleur généré par l'épaulement (Tang et al., 1998). Le même raisonnement peut être appliqué à la taille de grains plus grossière dans la NZ de la soudure chaude qui a une température maximale plus élevée et un temps de refroidissement plus long que la soudure froide. (Sato et al., 2002) ont d'ailleurs observé une bonne relation entre la

température maximum de soudage et la taille des grains dans la NZ en considérant la température de la NZ et le temps de refroidissement. L'équation 3.5 est utilisée par (Sato et al., 2002) pour estimer la taille des grains dans la NZ.

$$\ln D = \frac{-Q}{2RT} + \frac{\ln(A \cdot t)}{2} \quad (3.5)$$

Où, **Q** est l'énergie d'activation (152.7×10^3 J/mol), **R** est la constante de gaz universelle (8.314 J/mol kg), **T** est la température maximale de la NZ, **t** est le temps de croissance des grains (sec) et **A** une constante. À partir de cette équation, (Sato et al., 2002) présentent un graphique (Figure 3-8) superposant la courbe de l'équation 3.5 adapté aux tailles de grains mesurées de façon expérimentale. Ce graphique peut donc être utilisé pour prédire la taille des grains dans les soudures chaudes et froides avec les températures maximales estimées plus tôt.

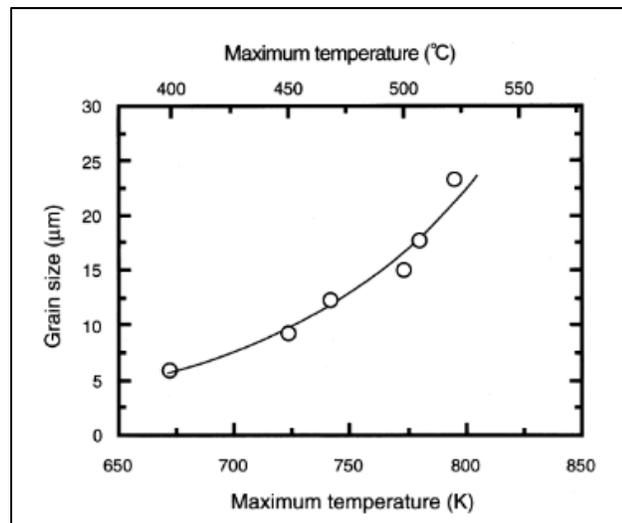


Figure 3-8. Effet de la température sur la taille des grains dans la NZ (Sato et al., 2002)

En utilisant les équations 3.2 à 3.4 et la Figure 3-8, deux tailles de grains théoriques peuvent être déterminées pour les conditions de soudage étudiées. Le Tableau 3-4 compile les résultats de ces calculs et les compare aux tailles de grains réelles observées par EBSD.

Tableau 3-4. Comparaison de la taille de grains dans la NZ avec la littérature

Vitesse d'avance	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	T _{NZ} (°C)	ln(Z)	d _{théo.} (μm) (Eq 3.4)	d _{théo.} (μm) (Figure 3-8)	d _{exp} (μm)
50 mm/min	29.3	460	28.43	2.2	11	9.76
120 mm/min	29.3	410	30.67	1.47	6.25	6.38

La taille de grains théorique calculée à partir du paramètre de Zener-Hollomon semble sous-estimer les tailles des grains réelles observées. Puisque le cycle de refroidissement n'est pas considéré dans l'équation 3.4, le grossissement des grains après la déformation n'y est pas reflété. La taille de grains calculée à partir de du paramètre **Z** serait donc une estimation de la taille des grains fraîchement recristallisés, avant leur grossissement durant le refroidissement. La taille de grains théoriques déterminés à partir de la Figure 3-8 de (Sato et al., 2002) semble toutefois donner des résultats plus fidèles aux tailles de grains expérimentales mesurées. D'après ces résultats, la température maximale et le temps de refroidissement seraient donc plus appropriés pour expliquer l'évolution de la taille des grains dans la NZ.

3.4.2 Désorientation des grains dans la NZ

Un autre aspect important de la microstructure est la désorientation des grains. La distribution de désorientation permet de visualiser rapidement l'état de déformation dans un matériau en la comparant avec une distribution aléatoire. La Figure 3-9 illustre l'effet de la vitesse d'avance sur la distribution de la désorientation dans les UNZ et LNZ des soudures. Le Tableau 3-5 compile les fractions de LAGB calculées à partir des données de la Figure 3-9.

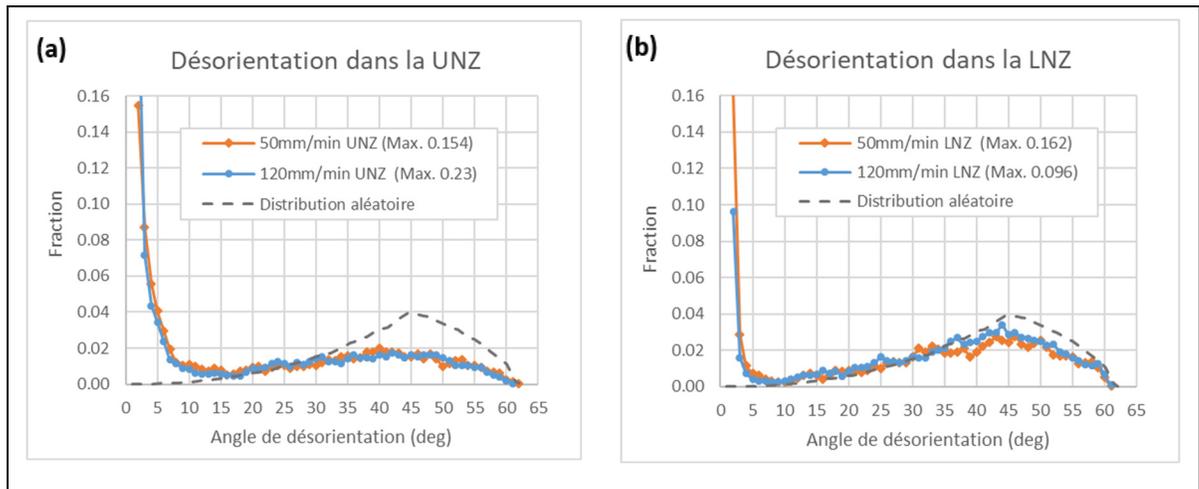


Figure 3-9. Distributions de la désorientation dans la UNZ (a) et la LNZ (b)

Tableau 3-5. Fractions de LAGB et HAGB dans la UNZ et la LNZ

Vitesse d'avance	Zone	Fraction de LAGB (%)
50 mm/min	UNZ	46.3
	LNZ	25.7
120 mm/min	UNZ	47.6
	LNZ	16.8

À partir des distributions de désorientation et du Tableau 3-5, on peut voir que la vitesse d'avance a un effet significatif sur la fraction de LAGB dans les LNZ des soudures. Dans les UNZ, cet effet est cependant faible, comme le témoigne la similitude des deux courbes de la Figure 3-9. Celles-ci sont cependant bien différentes de la distribution aléatoire par la haute fraction de LAGB, indiquant que beaucoup de déformations ont été appliquées par l'épaulement de l'outil après la recristallisation. Il est intéressant de noter que la fraction de LAGB dans la LNZ de la soudure chaude est plus élevée que dans la soudure froide avec 25.7% et 16.8% respectivement. Ceci peut s'expliquer par la très faible taille des grains ($\sim 4 \mu\text{m}$) dans la soudure froide. À cette échelle, il se peut que la résolution des cartes EBSD ne soit pas suffisante pour détecter correctement les joints de sous-grains qui ont une taille probablement très près de la taille des pixels de $0.32 \mu\text{m}$ utilisée dans cette carte EBSD. Remarquons aussi que les distributions de désorientation dans la LNZ se rapprochent beaucoup plus de la

distribution aléatoire comparativement à la UNZ. Ceci soutient aussi l'hypothèse que la LNZ subit moins de déformations que la UNZ, créant ainsi une structure recristallisée moins déformée et donc plus près d'une distribution aléatoire.

3.5 Effet de la vitesse d'avance sur la microstructure de la TMAZ

La Figure 3-10 présente les cartographies EBSD effectuées à 2mm du côté AS de l'outil pour les deux vitesses d'avance utilisées.

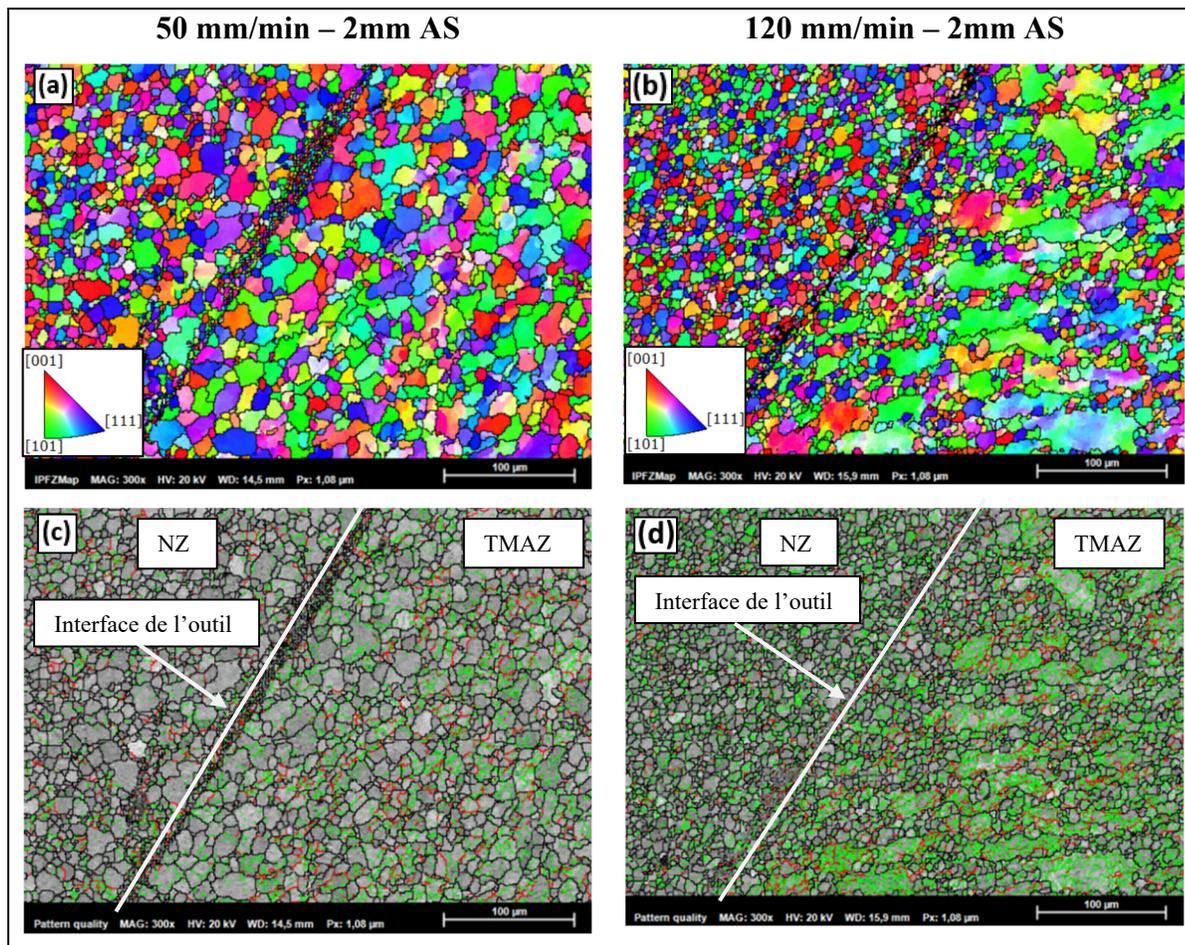


Figure 3-10. Cartographies EBSD à 2mm AS du centre des soudures:
Orientation des grains (a, b) et joints de grains (c, d)

Dans la Figure 3-10, on peut clairement voir la ligne de transition correspondant à l'interface du pion de l'outil. Cette ligne délimite la fin de la NZ et le début de la TMAZ. Dans la soudure chaude, les microstructures de chaque côté de l'interface de l'outil sont entièrement recristallisées alors que dans la soudure froide on peut voir une grande quantité de gros grains originaux du métal de base ayant résisté à la recristallisation dès que l'on dépasse cette interface.

À première vue, il n'y a pas de signe évident de TMAZ à droite de la ligne de transition, car les grains originaux de la soudure froide ne semblent pas être particulièrement déformés. Par contre, leur orientation est différente de l'orientation initialement observée dans le métal de base. En effet, ici, les grains originaux y sont fortement orientés dans la direction [101] (en vert), alors que ceux-ci étaient majoritairement orientés dans la direction [111] dans le métal de base laminé. Ceci est une bonne indication que, malgré une rupture apparente de l'écoulement de matière à l'interface de l'outil, une certaine quantité de déformations est transmise au-delà de l'interface de l'outil. L'orientation dominante des grains non recristallisés dans la TMAZ est une caractéristique bien connue dans la littérature scientifique et a été rapportée dans plusieurs travaux (R. W. Fonda, Bingert, & Colligan, 2004) (Jones et al., 2005) (Nourani, Milani, & Yannacopoulos, 2015) (Bin et al., 2015). Dans ces études, la transition NZ/TMAZ est cependant beaucoup moins brusque et les grains y sont aussi fortement allongés vers le fond du joint en raison de la composante verticale de l'écoulement de matière généré par des filets sur le pion de l'outil (Jones et al., 2005). L'absence de filet sur l'outil utilisé dans la présente étude pourrait expliquer l'absence de distorsions des grains originaux vers le fond du joint comparativement à la littérature. Il a aussi été démontré que le mouvement d'avance et de rotation de l'outil induit aussi des distorsions des grains de la TMAZ dans la direction de soudage. Ces distorsions sont dans le même sens que l'avance de l'outil du côté AS et dans le sens contraire à l'avance de l'outil du côté RS (R. W. Fonda et al., 2004). Il est donc plausible que l'orientation [101] observée dans les grains originaux de la TMAZ de la soudure froide soit causée par le mouvement d'avance et de rotation de l'outil.

Dans la soudure chaude, la recristallisation complète des grains originaux semble avoir dissimulé les caractéristiques de la TMAZ observées dans la soudure froide. Cette différence est attribuable aux températures plus élevées observées dans la soudure chaude. La température mesurée de la soudure froide (322°C à 4mm du centre) serait donc insuffisante pour enclencher une recristallisation complète des grains originaux contrairement à la soudure chaude (440°C à 4mm du centre). De plus, ceci pourrait indiquer que des déformations plus importantes ont été appliquées dans la TMAZ de la soudure chaude, encourageant encore plus la recristallisation dynamique des grains. Afin de vérifier l'étendue de la TMAZ du côté AS, des cartes EBSD additionnelles ont été acquises à 4mm AS du centre des soudures et sont présentés dans la Figure 3-11 .

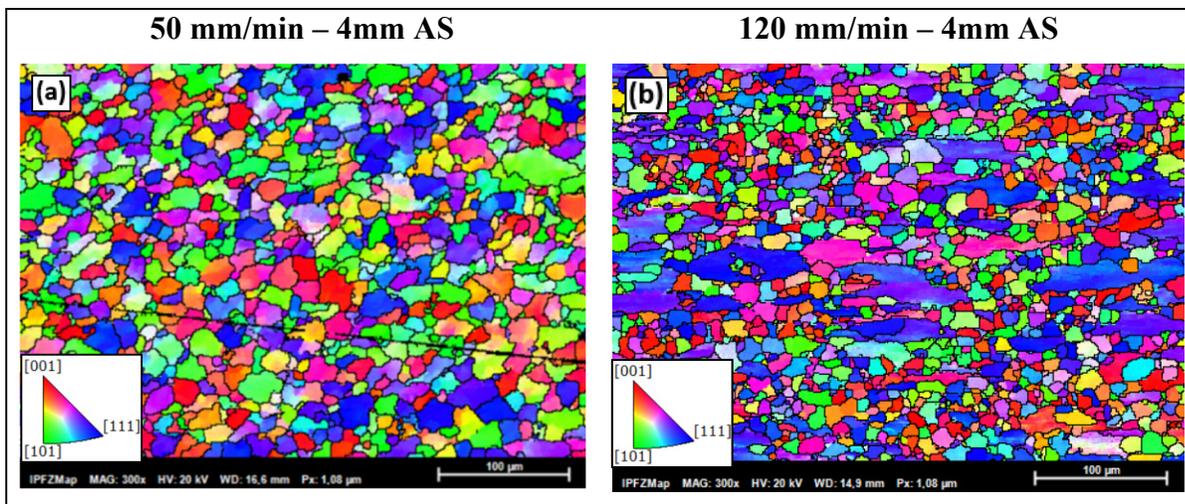


Figure 3-11. Cartographies EBSD à 4mm RS du centre des soudures 50 mm/min (a) et 120 mm/min (b)

Ici, la microstructure de la soudure chaude est très similaire à celle observée à 2mm AS du centre. Les grains originaux n'y étant pas discernables, il n'est pas possible de dire si la TMAZ s'étend jusqu'à cet endroit. Dans la soudure froide, en revanche, les originaux sont encore plus nombreux qu'à 2mm AS du centre. Ceux-ci ont une forte orientation dans la direction [111] qui avait été observée dans le métal de base et qui est différente de la TMAZ (Figure 3-10 (b)) où les grains originaux étaient majoritairement orientés dans la direction [101]. Ceci indique qu'ici, on se trouve dans la HAZ, où aucune déformation n'a été appliquée. On peut donc dire

que la TMAZ de la soudure froide se termine quelque part entre 2mm et 4mm du centre alors que dans la soudure chaude, la TMAZ est entièrement recristallisée et non discernable.

La Figure 3-12 présente les cartographies EBSD effectuées à 2mm RS de l'outil pour les deux vitesses d'avance utilisées.

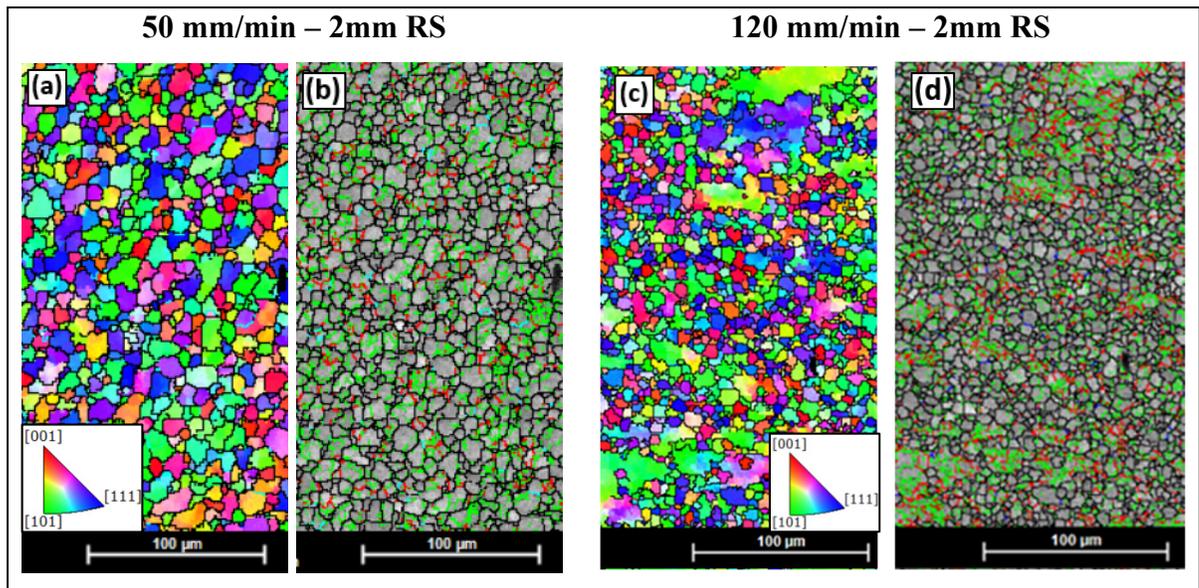


Figure 3-12. Cartographies EBSD à 2mm RS du centre des soudures:
Orientation des grains (a, c) et joints de grains (b, d)

Comme pour le côté AS, le côté RS de la soudure chaude est entièrement recristallisé en grains très fins alors que quelques grains originaux contenant beaucoup de dislocations semblent avoir subsistés dans la soudure froide. Ceux-ci sont moins nombreux que du côté AS, mais semblent tout de même majoritairement orientés dans la direction [101], suggérant qu'on se trouve dans la TMAZ. La frontière de l'interface de l'outil observé du côté AS n'est cependant pas visible du côté RS. Dans la soudure chaude, les températures atteintes ici sont similaires à celles observées du côté AS alors que dans la soudure froide, ce côté de la soudure était 67°C plus chaud que le côté AS. Ceci explique la recristallisation plus avancée dans la TMAZ du côté RS de la soudure froide. Comme pour le côté AS, la TMAZ n'est pas discernable dans la soudure chaude en raison de sa recristallisation avancée.

Puisque la TMAZ de la soudure froide semble s'étendre au-delà de la carte EBSD de la Figure 3-12, des cartes EBSD additionnelles ont été acquises à 4mm RS du centre des soudures et sont présentées dans la Figure 3-13.

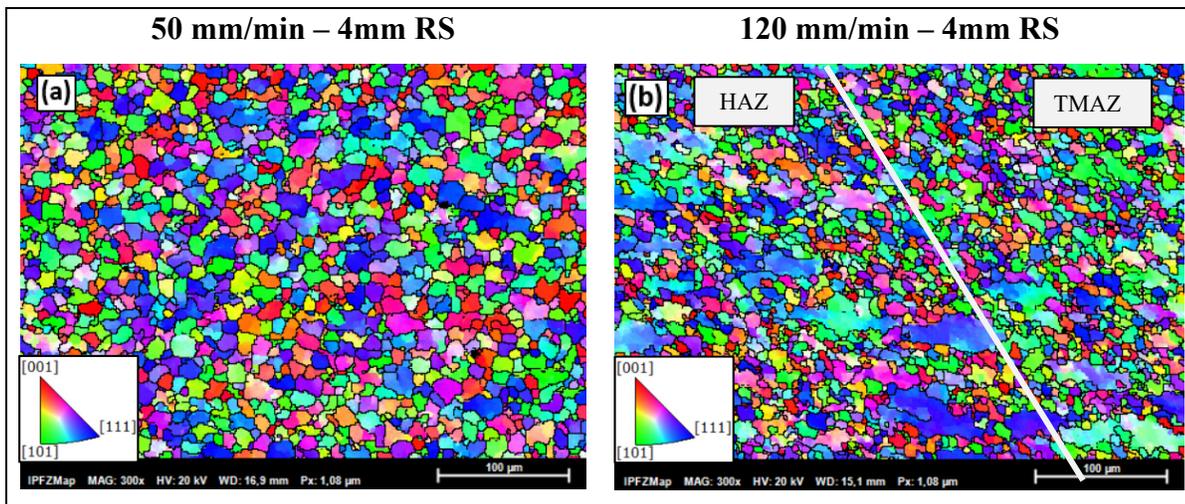


Figure 3-13. Cartographies EBSD à 4mm RS du centre des soudures 50 mm/min (a) et 120 mm/min (b)

Ici, la carte EBSD de la soudure chaude est similaire à celle acquise à 2mm RS. La TMAZ n'y est toujours pas discernable, car la recristallisation y est trop importante. La soudure froide semble toutefois présenter une transition d'orientation des grains originaux, majoritairement orientés dans la direction [101] dans la portion de droite de la carte à une direction [111] dans la portion de gauche de la carte, comme montré dans la Figure 3-13. On peut donc dire que, dans la soudure froide, la TMAZ s'étend jusqu'à près de 4mm du côté RS alors que, dans la soudure chaude, la TMAZ est entièrement recristallisée et non discernable.

3.5.1 Taille des grains dans les TMAZ à ± 2 mm du centre

Les distributions cumulatives de la taille des grains dans la TMAZ des deux soudures sont présentées dans la Figure 3-14. Pour obtenir des statistiques propres à la TMAZ, les cartes EBSD prises à 2mm AS (Figure 3-10) ont été coupées pour exclure la NZ à gauche de l'interface de l'outil.

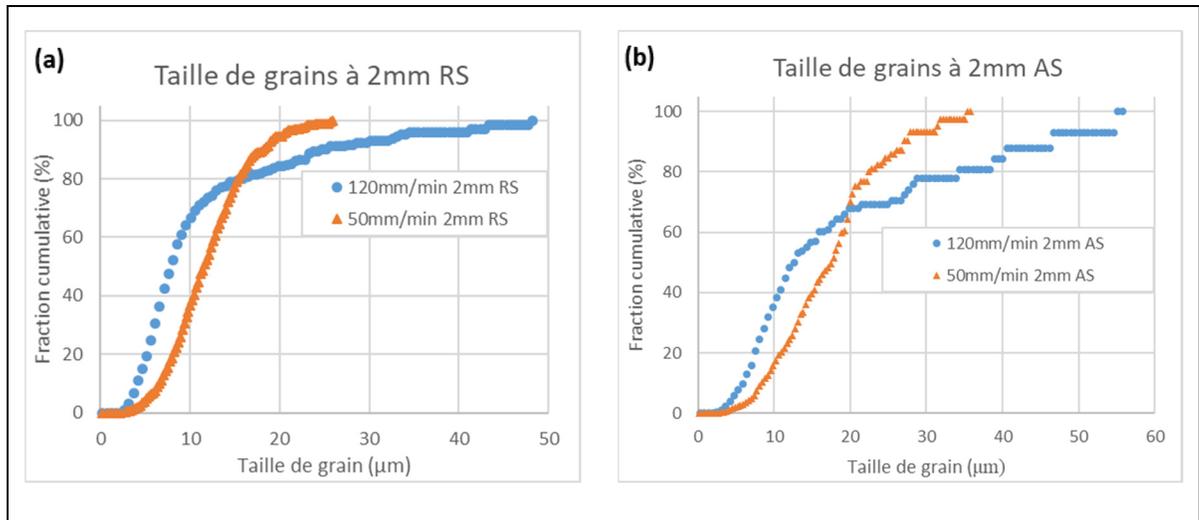


Figure 3-14. Distributions cumulatives de la taille des grains dans la TMAZ du côté RS (a) et du côté AS (b)

La taille moyenne des grains dans la TMAZ du côté AS est de 17.5 μm avec une étendue de 2.7 à 35.4 μm dans la soudure chaude et de 19.9 μm avec une étendue de 2.5 à 55.1 μm dans la soudure froide. Lorsqu'on augmente la vitesse d'avance, la taille moyenne des grains demeure relativement similaire entre les deux soudures. Toutefois la grande étendue de taille des grains dans la soudure froide témoigne de la présence de gros grains originaux comparativement à la soudure chaude qui comporte une recristallisation plus homogène et une étendue de taille de grains moins large. Ces différences peuvent s'expliquer par l'écart de température d'environ 115°C mesuré entre les deux soudures du côté AS. Les températures plus élevées de la soudure chaude pourraient aussi avoir augmenté la fluidité du matériau et ainsi aider à la transmission de plus de déformations dans la TMAZ. Une étude de (Jeong et al., 2019) permet de supporter cette hypothèse. En effet, lors d'essais de compression à chaud sur un alliage Al-5%Mg similaire à celui utilisé dans ce projet, les auteurs ont déterminé qu'à haut taux de déformation (10 s^{-1}) l'augmentation de la température de 325 °C à 425°C permet de réduire la contrainte d'écoulement du matériau, passant de 163 MPa à 125 MPa, soit une diminution de 23% pour une augmentation de 100 °C. On peut donc déduire de cette étude que l'écoulement de matière dans la soudure chaude sera facilité par l'augmentation de la

température de soudage de 115°C et ainsi augmenter l'étendue de la TMAZ dans la soudure chaude. L'augmentation de l'étendue de la TMAZ avec la température de soudage a d'ailleurs aussi été observée par (Nourani et al., 2015) dans un AA6061-T6.

Du côté RS, la taille moyenne des grains est de 11.8 μm avec une étendue de 2.8 à 25.9 μm dans la soudure chaude et de 11.8 μm avec une étendue de 2.7 à 48.3 μm dans la soudure froide. Ici encore, l'augmentation de la vitesse n'a pas d'impact sur la taille moyenne des grains, mais a un effet significatif sur l'étendue de la distribution, qui est près de deux fois plus large dans la soudure froide. Une autre caractéristique intéressante des courbes cumulative sur la taille des grains est leur aspect saccadé. Ceci s'explique par la recristallisation non uniforme dans les zones plus froides, où la présence de gros grains originaux produit des sauts dans la distribution cumulative des tailles de grains. Cette caractéristique est particulièrement visible du côté AS de la soudure froide qui est moins recristallisée. Des microstructures partiellement recristallisées ont aussi été observées dans les TMAZ de plusieurs travaux effectués dans différents alliages d'aluminiums (R. W. Fonda et al., 2004) (Jones et al., 2005) (Nourani et al., 2015). L'intensité de la recristallisation observée dans les TMAZ de ces études est cependant beaucoup moins importante que celles observées dans les TMAZ de l'étude actuelle où les grains du métal de base écrouis étaient initialement saturés en dislocations. Comme décrit par (Gourdet & Montheillet, 2000), les grains saturés en dislocations forment rapidement des sous grains et des nouveaux grains par CDRX lors de cycles thermomécaniques. Les auteurs soulignent aussi que l'augmentation de la température facilite encore plus la recristallisation statique et dynamique des grains. Le fort écrouissage du matériau de base le rend donc propice à la recristallisation lorsque des températures élevées sont atteintes, expliquant les forts niveaux de recristallisations observés dans les TMAZ des soudures. Dans un AA5251-H14 écrouis, une étude de (Etter et al., 2007) a d'ailleurs aussi révélé une CDRX partielle similaire à celle observée dans la TMAZ de la soudure froide.

3.5.2 Désorientation dans la TMAZ à ± 2 mm du centre

La Figure 3-15 illustre l'effet de la vitesse d'avance sur la distribution de la désorientation dans les TMAZ des deux côtés des soudures et le Tableau 3-6 compile les fractions de LAGB calculées à partir des données de la Figure 3-15.

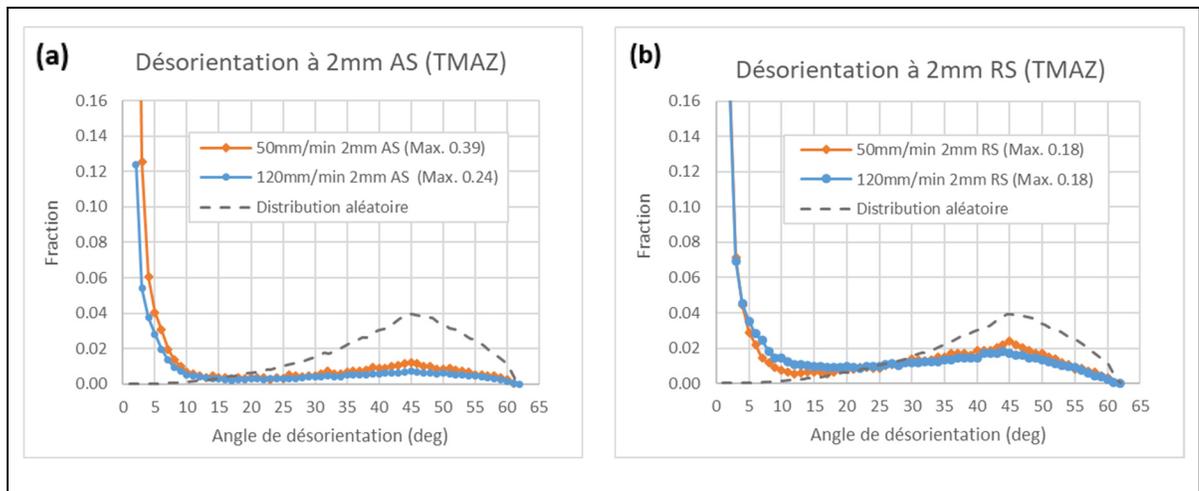


Figure 3-15. Distributions de la désorientation dans les TMAZ du côté AS (a) et du côté RS (b)

Tableau 3-6. Fractions de LAGB dans les TMAZ à ± 2 mm du centre

Vitesse d'avance	Côté	Fraction de LAGB (%)
50 mm/min	AS	54.0
	RS	42.2
120 mm/min	AS	65.9
	RS	48.1

À partir des distributions de désorientation de la Figure 3-15 et du Tableau 3-6, on peut voir que la vitesse d'avance a un effet significatif sur la fraction de LAGB dans les TMAZ des soudures. Les courbes de distribution de la désorientation sont toujours bien différentes de la courbe aléatoire, suggérant qu'un certain niveau de déformation est présent dans la TMAZ des deux soudures. Ces déformations seraient, d'une part, liées aux déformations induites par l'outil et, d'une autre part, attribuées à l'écrouissage du métal de base. Du côté AS, la fraction de LAGB passe de 54% à 65.9% lorsqu'on augmente la vitesse d'avance alors que du côté RS,

la fraction de LAGB passe de 42.2% à 48.1%. Ces observations concordent avec la littérature montrant que, lorsque la température maximale diminue, la fraction de LAGB est plus élevée, car la recristallisation est moins importante (Gourdet & Montheillet, 2000). L'écart de températures entre la soudure chaude et la soudure froide étant plus grand du côté AS, la différence de fraction de LAGB y est aussi plus grande comparativement au côté RS.

3.6 Effet de la vitesse d'avance sur la microstructure de la HAZ

La Figure 3-16 présente les cartographies EBSD effectuées à 10mm AS du centre des soudures.

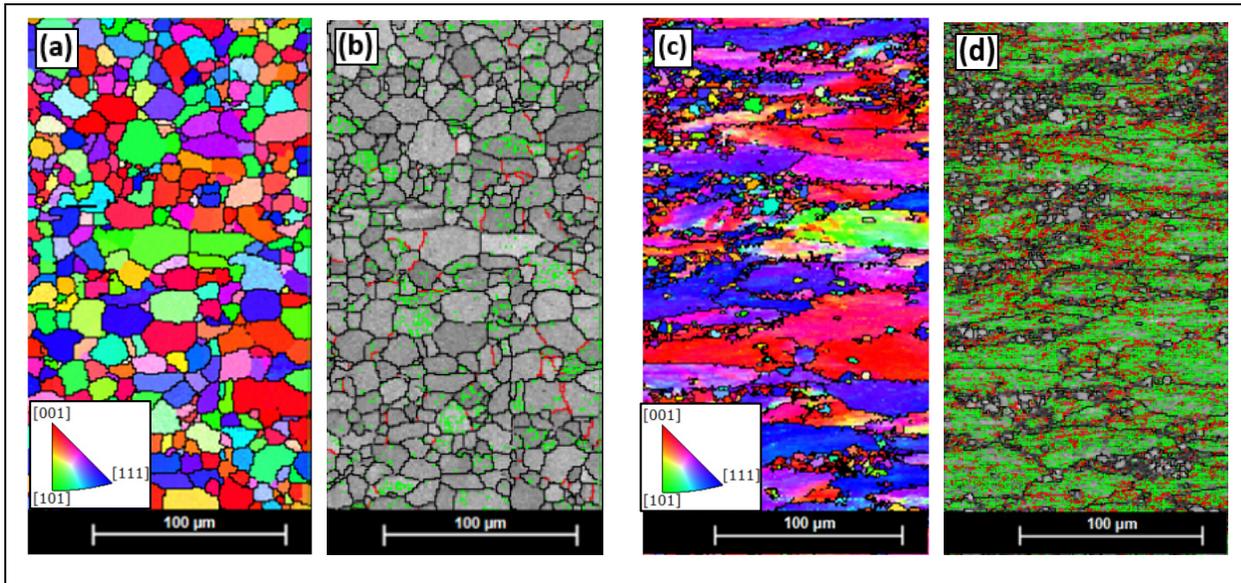


Figure 3-16. Cartographie EBSD à 10mm AS du centre des soudures 50 mm/min (a) et 120 mm/min (b)

À 10mm AS, la microstructure de la soudure froide est très différente de la soudure chaude. Dans la soudure chaude, les grains originaux y sont toujours fortement recristallisés alors que dans la soudure froide, seuls quelques grains recristallisés sont présents. Ces images témoignent de l'étendue de la HAZ, beaucoup moins large dans la soudure froide. La densité de sous-grains dans la soudure chaude est aussi très faible comparativement à la soudure froide qui est majoritairement composée de grains contenant beaucoup de dislocations. Comme expliqué plus tôt pour la TMAZ, la combinaison du fort écrouissage et des températures

élevées produit une recristallisation importante des grains originaux. Dans la soudure chaude, la température dans la HAZ est, à elle seule, suffisante pour produire une recristallisation statique presque complète des grains originaux malgré l'absence de déformations additionnelles dans cette zone.

3.6.1 Taille des grains dans les HAZ à 10 mm AS du centre

Les distributions cumulatives de la taille des grains dans la HAZ à 10mm AS des deux soudures sont présentées dans la Figure 3-17.

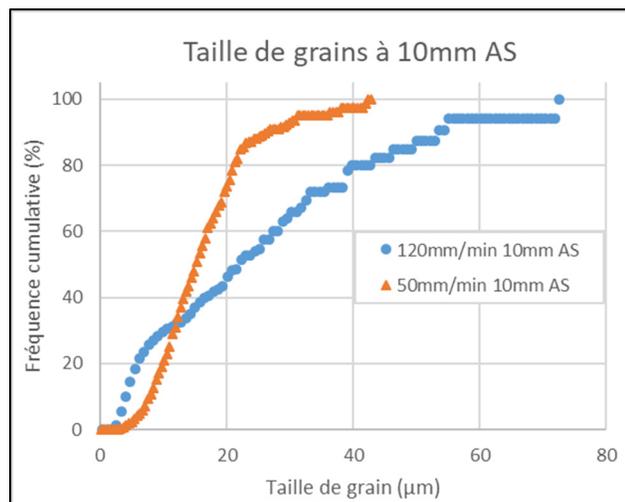


Figure 3-17. Distributions cumulatives de la taille des grains à 10mm AS du centre des soudures

Dans la Figure 3-17, on peut facilement distinguer l'effet de la vitesse de soudage sur la taille moyenne des grains dans la HAZ. Dans la soudure chaude, la taille moyenne des grains est de 16.6 µm avec une étendue de 2.8 à 42.4 µm alors que dans la soudure froide la taille moyenne est de 25.8 µm avec une étendue de 2.6 à 72.6 µm. Comme du côté AS, la soudure froide présente ici aussi une distribution des grains avec une forte tendance vers des grains grossiers avec plus de 50% des grains ayant une taille supérieure à 20 µm. Dans les deux soudures, la taille moyenne et l'étendue de la taille des grains tendent tout de même à augmenter à mesure que l'on s'éloigne du centre de la soudure, car la recristallisation y est de moins en moins forte.

L'étude de (Etter et al., 2007) sur le soudage FSW d'un alliage AA5251-H14, a aussi révélé une recristallisation statique partielle similaire à celle observée dans la HAZ de la soudure froide. Dans cette étude, des grains originaux écrouis contenant beaucoup de dislocations sont entourées de grains statiquement recristallisés contenant peu de dislocations.

3.6.2 Désorientation dans la HAZ à 10 mm AS du centre

La Figure 3-18 illustre l'effet de la vitesse d'avance sur la distribution de la désorientation dans les HAZ à 10mm AS des deux soudures et le Tableau 3-7 compile les fractions de LAGB et HAGB calculés à partir des données de la Figure 3-18.

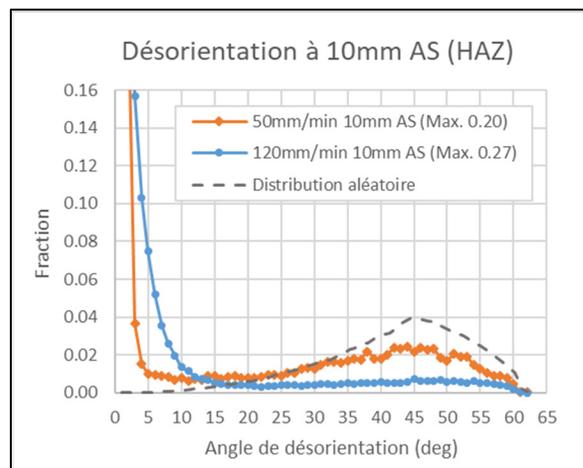


Figure 3-18. Distributions de la désorientation à 10mm AS du centre des soudures

Tableau 3-7. Fraction de LAGB dans les HAZ à 10mm AS du centre des soudures

Vitesse d'avance	Fraction de LAGB (%)
50 mm/min	33.7
120 mm/min	78.6

L'effet de l'augmentation de la vitesse d'avance sur la désorientation est très important dans cette zone comme le témoigne l'augmentation drastique de la fraction de LAGB qui passe de 33.7% à 78.6% pour la soudure chaude et froide respectivement. Ici, la distribution de la désorientation dans la soudure chaude se rapproche de la distribution aléatoire, mais contient tout de même plus de LAGB, suggérant qu'une certaine quantité des déformations de l'écroutissage y sont toujours présentes. Dans la soudure froide, la distribution de désorientation s'apparente beaucoup à celle du métal de base malgré la présence de quelques grains recristallisés.

3.7 Récapitulatif de la microstructure

Les graphiques de la Figure 3-19 résument les principales informations tirées des microstructures locales de chaque soudure.

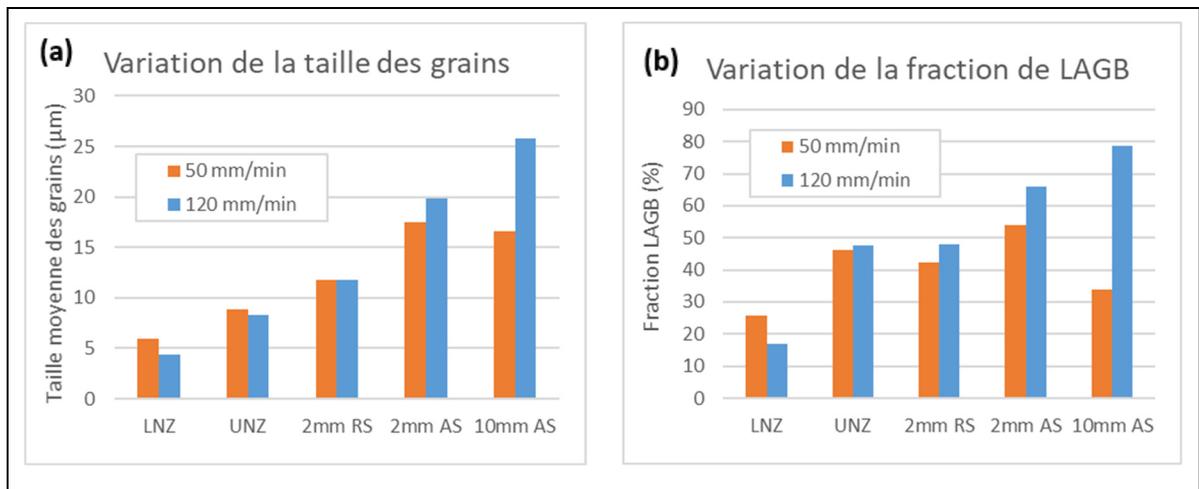


Figure 3-19. Graphique récapitulatif de la taille des grains (a) et de la fraction de LAGB (b)

L'augmentation de la vitesse d'avance sur la taille des grains peut se résumer comme suit :

- Dans la UNZ et la LNZ, la taille des grains est plus fine dans la soudure froide. La température moins élevée limite la croissance des grains comparativement à la soudure chaude. Cette différence est toutefois plus marquée dans la LNZ que dans la UNZ.
- Dans chaque soudure, la UNZ contient des grains plus grossiers que la LNZ en raison de l'apport supplémentaire de chaleur et de déformations apporté par l'épaulement de l'outil.
- La taille de grains moyenne dans la NZ a été reliée de façon satisfaisante à la température maximale de soudage en suivant une relation empirique (eq. 3.5) élaborée par (Sato et al., 2002) dans un AA6063. La concordance des tailles de grains observés avec ceux de (Sato et al., 2002) montre que cette relation est aussi valide dans un alliage Al-6%Mg.
- Dans la TMAZ (± 2 mm du centre), l'augmentation de la vitesse d'avance réduit l'intensité et l'étendue de la recristallisation. Dans la soudure chaude, les grains originaux sont entièrement recristallisés, alors que dans la soudure froide quelques grains originaux ont persistés après le soudage.
- Dans la HAZ (± 10 mm du centre), la taille des grains est aussi plus grossière dans la soudure froide, car elle contient plus de grains originaux. Plus on s'éloigne du centre de la soudure, plus la différence de la taille des grains est importante, car la recristallisation dans la soudure chaude semble s'étendre au-delà de 10mm du centre.

L'augmentation de la vitesse d'avance sur la fraction de LAGB peut se résumer comme suit :

- Dans la LNZ, la fraction de LAGB est moins élevée dans la soudure froide, mais ceci peut être causé par la résolution inadéquate de la carte EBSD devant une si petite taille de grains.
- Dans la UNZ, la fraction de LAGB est similaire dans les deux soudures et est supérieure à celle de la LNZ en raison des déformations additionnelles apportées par l'épaulement de l'outil.

- Dans la TMAZ, la fraction de LAGB est plus élevée dans la soudure froide, car des grains originaux écrouis contenant beaucoup de dislocations ont persistés après le soudage. La différence de fraction de LAGB est plus importante du côté AS des soudures en raison de l'écart de température plus élevée de ce côté.
- Dans la HAZ, la fraction de LAGB est plus élevée dans la soudure froide et cette différence augmente rapidement lorsqu'on s'éloigne du centre de la soudure. Ici encore, la recristallisation avancée de la soudure chaude bien au-delà de 10mm du centre réduit considérablement la quantité de LAGB comparativement au même endroit dans la soudure froide, où il y a beaucoup des grains originaux écrouis qui contiennent beaucoup de LABG.

Les fractions de LAGB observées dans les TMAZ et les HAZ semblent d'ailleurs varier linéairement avec les températures de soudage mesurées à $\pm 4\text{mm}$ du centre des soudures, comme le témoigne la Figure 3-20.

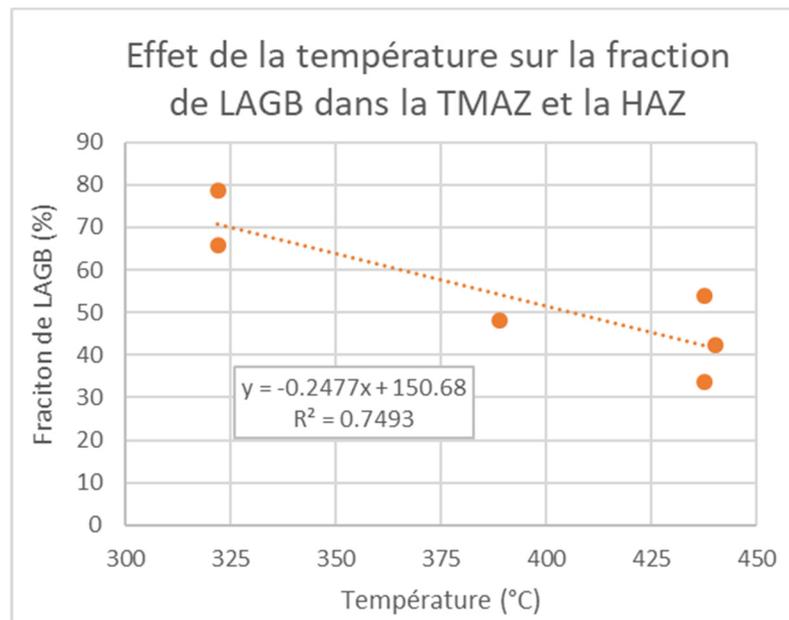


Figure 3-20. Effet de la température sur la fraction de LAGB dans la TMAZ et la HAZ

Puisque très peu d'études dans la littérature étudient l'effet des paramètres de soudage FSW sur des alliages écrouis, la quantification de l'évolution de la fraction de LAGB avec la température de soudage a donc rarement été abordée. En l'absence d'écrouissage initial, les variations de la fraction de LAGB se résument généralement en une augmentation de la fraction de LAGB dans la NZ et la TMAZ en raison des déformations induites par l'outil de soudage dans ces zones (Etter et al., 2007) (Bin et al., 2015) (Imam et al., 2017). Or, dans la présente étude, la fraction de LAGB est plus basse à travers toutes les zones soudures comparativement au métal de base. Puisque la densité de dislocations était initialement très élevée dans le matériau de base, il est ici possible d'observer un effet significatif des températures de soudage sur le comportement de ces dislocations. Ces différences de microstructures entre les deux soudures et de leurs zones entre elles démontrent que la vitesse d'avance influence grandement l'intensité de la recristallisation et de la restauration dans les zones affectées par le soudage. Ces variations de microstructures auront sans doute un effet sur les propriétés mécaniques respectives de chacune de ces zones, tel que décrit dans la revue de littérature. Dans la prochaine section, une quantification de l'effet de chacun des facteurs microstructuraux sur les propriétés mécaniques sera donc effectuée pour lier la microstructure aux résultats des essais mécaniques.

3.8 Effet de la vitesse d'avance sur la microdureté

L'objectif de cette section est de lier les propriétés mécaniques locales aux microstructures précédemment observées dans chaque zone des soudures. La microdureté sera ici utilisée comme indicateur principal des propriétés mécaniques locales et sera ensuite corrélée aux propriétés mécaniques issues des essais de poinçonnage. Les graphiques de la Figure 3-21 illustrent l'évolution de la microdureté à trois profondeurs de chaque soudure. Des cartes 2D en couleur ont été produites (Figure 3-22) à partir des données de la Figure 3-21 pour mieux visualiser la microdureté de chaque soudure.

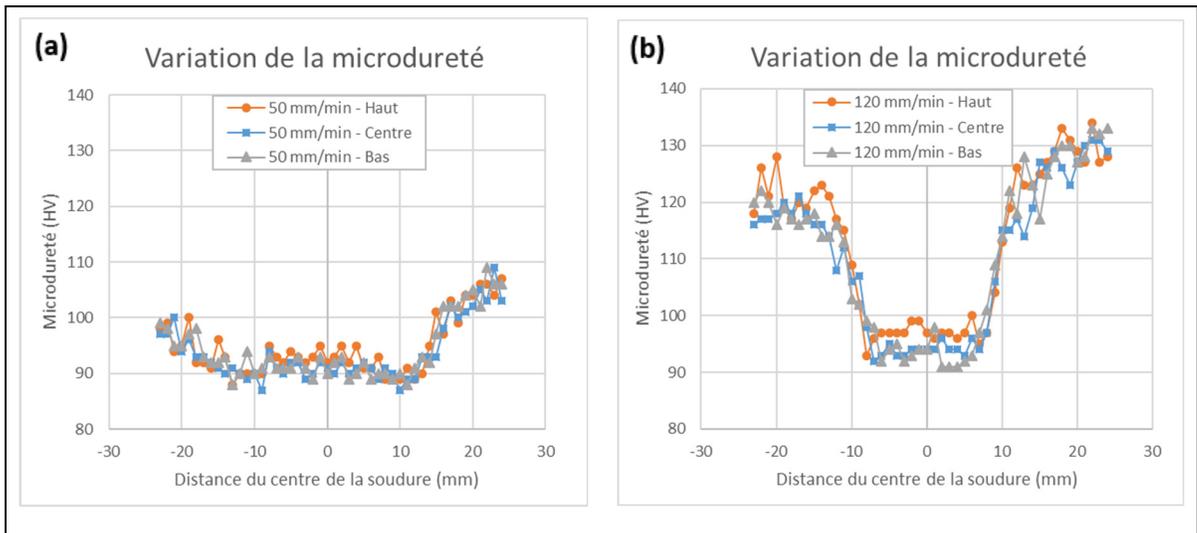


Figure 3-21. Variation de la microdureté de la soudure chaude (a) et de la soudure froide (b)

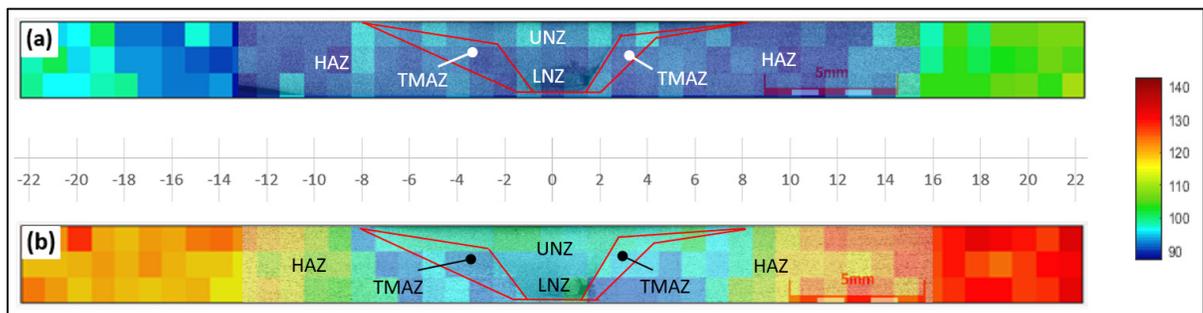


Figure 3-22. Cartes 2D de microdureté Vickers des soudures 50mm/min (a) 120 mm/min (b)

Comme on peut le voir dans la Figure 3-21 et la Figure 3-22, les deux soudures présentent des profils de microdureté bien différents en raison des variations de microstructures observées et résumées dans la section 3.7. Dans la soudure chaude, la microdureté est presque uniforme ($\sim 87\text{-}93$ HV) jusqu'à environ ± 14 mm du centre. Ceci concorde bien avec la microstructure fortement recristallisée observée à plus de 10 mm du centre de cette soudure. La soudure chaude ne présente donc pas de différence majeure entre la microdureté de la NZ, de la TMAZ, et du début de la HAZ. Aussi, il n'y a pas de différence significative entre les profils de duretés des différentes profondeurs dans la soudure chaude. À partir ± 14 mm dans la HAZ, la microdureté remonte progressivement jusqu'à 99 HV du côté RS et 109 HV du côté AS. Ce retour

progressif de la microdureté est plus rapide du côté AS de la soudure. Une microdureté minimum de 87 HV est observée à ± 10 mm, bien au-delà de la NZ et de la TMAZ. En effet, la zone 10mm AS de la soudure chaude comportait la plus grosse taille des grains ainsi que la plus faible fraction de LAGB, expliquant ainsi la microdureté minimum observée à cet endroit. Un léger regain de microdureté peut être observé entre les points de dureté minimum et le centre de la soudure. Notons cependant que des variations de 3-4 HV sont présentes sur toute la largeur des profils de dureté et rendent cette observation à peine significative.

Dans la soudure froide, le profil de microdureté s'apparente beaucoup plus à ce qui avait été observé dans la littérature par (Malophejev et al., 2014) dans un AA5083-H321 et par (Etter et al., 2007) dans un AA5251-H14. Une microdureté minimum de 91 HV observée du côté AS à 2mm du centre, en bordure de la LNZ. Elle remonte légèrement à 94 HV dans la NZ. Contrairement à la soudure chaude, on peut distinguer que la UNZ est légèrement plus dure ($\sim 3-4$ HV) que la LNZ, car les variations de mesures semblent moins importantes que dans la soudure chaude. De plus, cette microdureté légèrement plus élevée semble correspondre avec le diamètre de l'épaulement de l'outil (16mm ou ± 8 mm du centre). À partir de ± 8 mm du centre, la microdureté remonte rapidement pour atteindre 115 HV à 10mm AS, soit, 28 HV plus dur qu'au même endroit dans la soudure chaude. À 20mm AS du centre, la microdureté est équivalente à celle du métal de base (130 HV) alors que le côté RS est légèrement moins dur avec environ 120 HV. Ici encore, les observations sont compatibles avec les températures et les microstructures observées plus tôt. En effet, à 10mm AS, la microstructure de la soudure froide était comparable à celle du métal de base alors que la soudure chaude était entièrement recristallisée à cet endroit. Puisque les microstructures concordent bien avec les propriétés microduretés mesurées, la prochaine section abordera la quantification des contributions en microdureté des aspects microstructuraux mesurés par EBSD dans les sections 3.4 à 3.7.

3.8.1 Facteurs microstructuraux affectant la microdureté

Le but de cette section est de déterminer l'influence de différents aspects de la microstructure sur les propriétés mécaniques locales des soudures FSW. Les microduretés théoriques y sont calculées à l'aide des données extraites des analyses EBSD et de différentes relations tirées de la littérature. Les microduretés théoriques seront ensuite comparées à celle obtenue de façon expérimentale. Les analyses suivantes sont inspirées des travaux de (Jeong et al., 2019) qui ont aussi tenté d'expliquer la dureté d'alliages Al-Mg suite à des essais de compression à chaud.

La microdureté dans un alliage d'aluminium peut être calculée par quatre facteurs microstructuraux :

1. La quantité de Mg en solution solide ;
2. La taille de grains par la relation de Hall-Petch ;
3. La densité de dislocations ou l'écrouissage ;
4. Le durcissement par précipitation par le principe d'Orowan.

Comme expliqué dans la revue de littérature et l'analyse du métal de base, le cycle thermique FSW n'est pas suffisamment long (moins de 2 min) pour produire une précipitation significative dans un Al-6%Mg. De plus, les analyses EDS n'ont pas révélé la présence de précipités contenant du Mg. Finalement, le matériau reçu n'a pas subi de traitement vieillissement ni de recuit avant ou après l'écrouissage. Ces informations justifient donc l'omission du durcissement par précipitation dans l'alliage. L'équation 3.6 peut donc être utilisée pour estimer la microdureté dans les différentes zones d'une soudure FSW.

$$\Delta H = \Delta H_{SS} + \Delta H_{GB} + \Delta H_{dist} \quad (3.6)$$

Où, ΔH_{SS} est le durcissement par solution solide du Mg, ΔH_{GB} est le durcissement par raffinement des grains, et ΔH_{dis} est le durcissement apporté par les dislocations.

La contribution de dureté apportée par la solution solide du Mg peut être calculé avec la relation 3.7 proposée par (Ryen et al., 2006).

$$\Delta H_{SS} = HC^{\alpha} \quad (3.7)$$

Où, **C** est la concentration de Mg en solution solide en % massique, **H** et **α** sont des constantes égales à 19.8 et 0.3 respectivement qui ont été déterminé expérimentalement par (Jeong et al., 2019) pour une concentration de Mg allant de 5 à 13% Mg. Pour la concentration de Mg de 5.56% mesurée dans l'alliage étudié, la contribution de dureté apportée par la solution solide du Mg est d'environ 71.7 HV. Une analyse EDS dans la NZ des soudures a d'ailleurs été effectuée et a permis de valider que la concentration de Mg demeure relativement constante ($\pm 0.1\%$ massique) à travers les soudures.

La contribution de dureté apportée par la taille de grains peut être calculée par la relation d'Hall-Petch, présenté dans l'équation 3.8 (Hall, 1954).

$$\Delta H_{GB} = k_y H d^{-1/2} \quad (3.8)$$

Où **k_y** est la pente de Hall-Petch associée à la dureté et **d** est la taille moyenne de grains. Dans leurs travaux, (Hasegawa et al., 1999) ont estimé que la pente de Hall-Petch (**k_y**) varie d'environ 3.26 HV $\mu\text{m}^{1/2}$ par % massique de Mg. Pour un aluminium pur (Hasegawa et al., 1999) obtiennent une pente Hall-Petch de 19 HV $\mu\text{m}^{1/2}$. Dans un Al- 5.56% Mg, **k_y** devrait donc être d'environ 37.12 HV $\mu\text{m}^{1/2}$.

La contribution de dureté apportée par la densité de dislocation peut être estimée par le modèle de Taylor présenté dans l'équation 3.9.

$$\Delta H_{disl} = \frac{P\alpha M G b}{9.807} \sqrt{\rho_{GND} + \rho_{SSD}} \quad (3.9)$$

Où P (=2.7) est le facteur de conversion dureté-résistance estimé par (Tiryakioğlu et al., 2015) dans un alliage 7010, α est une constante égale à 0.3 (Ashby, 1970), G est le module de cisaillement (25.4 GPa) déterminé par (Frost & Ashby, 1982), b est la longueur du vecteur de Burger estimé à 2.86×10^{-10} m dans un Al-2.5Mg (Liu, Juul Jensen, & Hansen, 1998), et M (=3.06) est le facteur de Taylor pour les matériaux cristallins cubiques à faces centrées (Stoller & Zinkle, 2000), ρ_{GND} est la densité de dislocation géométriquement nécessaire pour accommoder la désorientation et ρ_{SSD} est la densité de dislocations statistiquement entreposées dans le matériau. Les densités ρ_{GND} et ρ_{SSD} sont toutes deux présentes dans le matériau de base à cause de l'écroutissage. Il n'est cependant pas possible d'estimer la densité ρ_{SSD} par EBSD, car elle n'influence pas la désorientation des sous-grains. Elle ne sera pas considérée dans les calculs, car celle-ci est difficile à mesurer et requiert des analyses intensives avec un microscope électronique à transmission (TEM). Les articles effectuant des analyses similaires omettent aussi généralement la densité ρ_{SSD} (Jeong et al., 2019) (Moussa et al., 2015). La densité de dislocations géométriquement nécessaires ρ_{GND} peut être calculée avec l'équation 3.10 proposée par (Liu et al., 1998).

$$\rho_{GND} = \frac{\alpha \theta}{bx} \quad (3.10)$$

Où, θ est l'angle moyen de désorientation obtenue à partir des cartes EBSD KAM (Kernel Average Misorientation), b est le vecteur Burger (2.86×10^{-10} m), α (=2) est une constante qui sert à estimer une densité ρ_{GND} en 3D à partir des données 2D des cartes EBSD (Liu et al., 1998). Notons que pour calculer l'angle moyen de désorientation θ dans une carte KAM, les données brutes ont été exportées sous forme de tableau et l'angle moyen KAM est calculé en faisant la moyenne pondérée de la désorientation selon l'équation 3.11.

$$\theta_{KAM} = \frac{\sum(\text{Angle de désorientation} \times \text{Nombre d'instance})}{\text{Nombre total d'instances}} \quad (3.11)$$

Pour obtenir les cartes KAM, le logiciel de traitement des données EBSD calcule la désorientation de chaque pixel par rapport à une grappe de points (Kernel en anglais) qui entourent le point analysé. Une désorientation moyenne est ensuite attribuée à chaque pixel de la carte EBSD en se basant sur son entourage. La Figure 3-23 illustre ce principe.

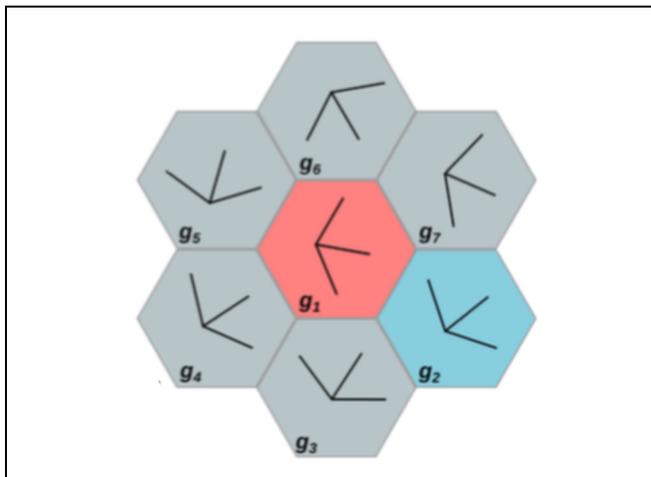


Figure 3-23. Désorientation moyenne d'un (Kernel)

Tiré de : <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2017/3D.png>

Les cartes KAM ont été utilisées par plusieurs chercheurs pour visualiser et/ou quantifier les déformations plastiques dans un matériau (Jeong et al., 2019) (Moussa et al., 2015) (Kamaya, 2011). Cette méthode n'est cependant qu'une estimation des déformations présente dans le matériau. En effet, l'estimation de ρ_{GND} à partir des cartes KAM est une sous-estimation de la densité réelle de dislocation géométriquement nécessaire. Cette méthode ne considérant que les distorsions du réseau cristallin dans le plan 2D de la surface analysée, la composante de ces distorsions dans la direction normale à la surface n'est pas incluse dans les cartes KAM. C'est pourquoi la constante $\alpha=2$ est utilisée dans l'équation 3.10 pour compenser l'absence de la troisième dimension.

Deux paramètres importants doivent être choisis pour produire les cartes KAM. Premièrement, le rayon du Kernel (Kernel Radius), déterminé par la multiplication de la taille d'un pixel par le nombre de pixels voisins utilisés (fixé à 3, 5 ou 7 dans le logiciel) pour calculer la désorientation moyenne. Deuxièmement, la limite d'angle de désorientation fixée (typiquement entre 5° et 15°). La Figure 3-24 illustre l'effet de ces deux paramètres sur la désorientation moyenne calculée dans la UNZ de la soudure effectuée à 120 mm/min.

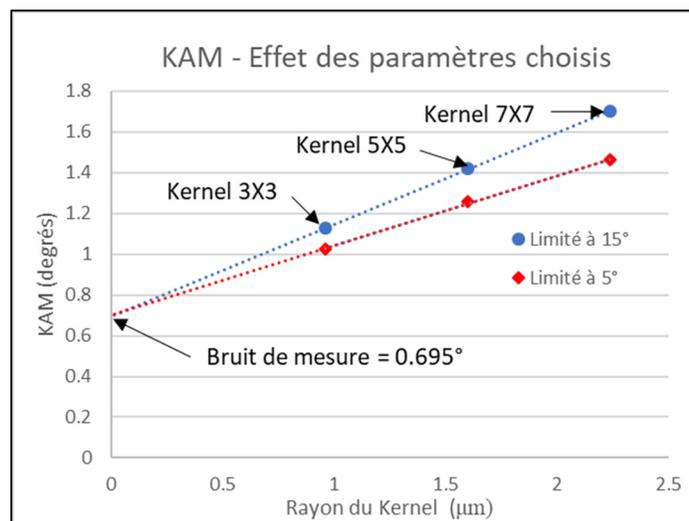


Figure 3-24. Effet des paramètres KAM sur la désorientation moyenne

À partir de la Figure 3-24, on peut constater que l'angle de désorientation moyen augmente de façon linéaire avec le nombre de pixels voisins choisis. Aussi, lorsque l'angle de désorientation est limité à 5°, l'effet de l'augmentation du nombre de pixels voisins est moins important, mais tout de même significatif. Ces caractéristiques sont d'ailleurs aussi rapportées par (Moussa et al., 2015) et (Kamaya, 2011). Un Kernel de 3X3 pixel sera utilisé pour les analyses subséquentes, car il offre des densités de dislocations plus fidèles à ce qui avait été observé dans le travail de (Jeong et al., 2019). Cet article ne mentionne cependant pas le rayon de Kernel utilisé. Notons aussi que le Kernel 3X3 sera fixé pour toutes les analyses subséquentes, permettant ainsi d'avoir une base comparative entre les différentes microstructures analysées. De plus, un angle maximum de 15° sera utilisé, car une grande quantité de joints de sous-grains d'angles de désorientations entre 5° et 15° ont été observés dans certaines zones des soudures.

Notons aussi que, peu importe la limite d'angle choisie, les deux droites de la Figure 3-24 ont une ordonnée à l'origine de 0.695° . Cette valeur est attribuée au bruit de mesure de la désorientation moyenne, comme démontré dans les travaux de (Kamaya, 2011). Les auteurs ont montré que théoriquement, lorsque le rayon du Kernel approche de 0, la désorientation moyenne devrait aussi s'approcher de 0. Or, le fait que les droites ne passent pas par (0,0) indique qu'un bruit de mesure est présent et que celui-ci peut être estimé par l'ordonnée à l'origine de la droite. Le bruit de mesure de 0.695° sera donc soustrait aux désorientations moyennes calculées. Ce bruit de mesure est d'ailleurs similaire à celui de 0.89° observé par (Moussa et al., 2015) dans un alliage de tantale fortement déformé.

Les cartes KAM de chaque zone étudiée sont présentées dans la Figure 3-25. Dans ces cartes, les HAGB sont représentés en noir et l'intensité de la désorientation KAM est représentée selon la règle de couleurs.

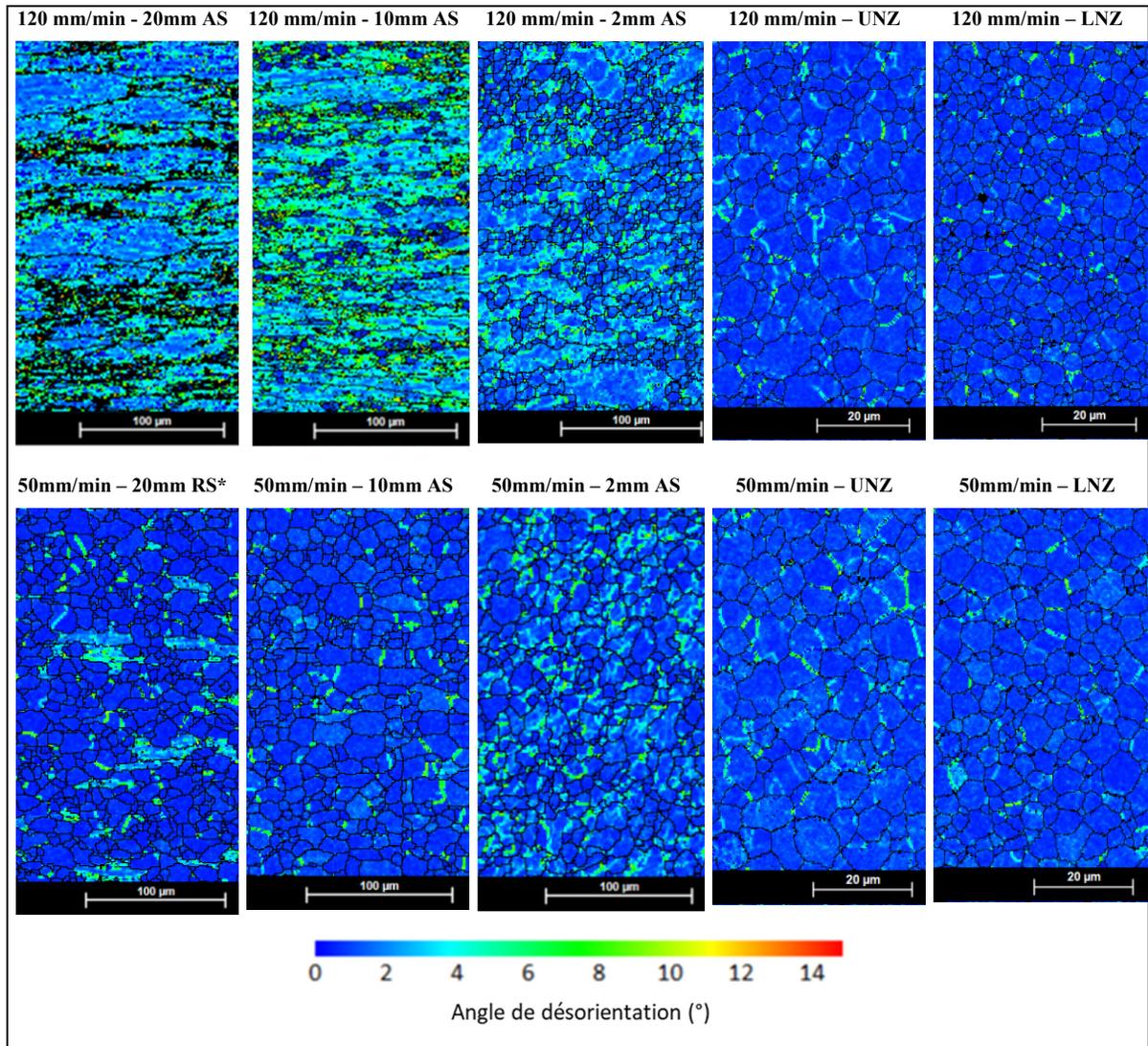


Figure 3-25. Cartes KAM à différentes positions du centre des soudures

* Le côté RS a été observé par erreur au lieu du côté AS dans la carte 50mm/min - 20mm RS

Similairement à l'analyse des fractions de LAGB dans les sections 3.4 à 3.7, la désorientation KAM augmente selon le niveau de déformation du matériau. Ces déformations sont issues de deux sources : Premièrement, par les déformations apportées par l'outil (NZ et TMAZ) et deuxièmement par les déformations de l'écroutissage du métal de base ayant persisté dans la HAZ après le soudage. Dans les NZ des deux soudures, la désorientation KAM est très faible comme le témoigne la faible quantité de désorientation dans les cartes KAM. Dans les TMAZ (2mm AS), la désorientation est plus élevée que dans la NZ et semble se concentrer dans les

grains originaux partiellement recristallisés. Dans les HAZ (10mm AS, 20mm AS), la quantité de désorientation augmente rapidement dans la soudure froide lorsqu'on s'éloigne du centre. Dans la soudure chaude, la désorientation KAM est toujours très faible à 10mm AS, qui était aussi la zone de dureté la plus faible dans cette soudure. Notons que la carte effectuée à 20mm RS de la soudure chaude devait initialement être effectuée du côté AS. Malgré cette erreur, on peut tout de même apprécier la forte recristallisation statique et la très faible désorientation de la microstructure, même à l'extrémité RS de la plaque soudée.

L'analyse des microdureté théoriques et expérimentales a été effectuée dans les zones d'intérêts des soudures présentant une plage de microdureté significative variant de 87 à 127 HV. Le Tableau 3-8 compile les microduretés théoriques calculées avec les équations 3.6 à 3.9 ainsi que celles mesurées de façon expérimentale. Afin de visualiser les données du Tableau 3-8, la contribution de microdureté de chaque facteur microstructural est illustrée dans un histogramme présenté à la Figure 3-26.

Tableau 3-8. Contributions en microdureté des facteurs microstructuraux

Zone	KAM (deg)	ρ GND (m^{-2})	Taille des grains (μm)	$\Delta H_{Disl.}$ (HV)	ΔH_{GB} (HV)	ΔH_{SS} (HV)	ΔH Total (HV)	Dureté Exp. (HV)
50 mm/min LNZ	0.25	9.47E+12	5.94	5.65	15.23	71.69	92.57	92
50 mm/min UNZ	0.62	2.32E+13	8.86	8.84	12.47	71.69	93.00	93
120 mm/min LNZ	0.25	9.55E+12	4.07	5.67	18.40	71.69	95.77	95
120 mm/min UNZ	0.95	3.58E+13	7.79	10.98	13.30	71.69	95.97	97
50 mm/min 2mm AS	1.62	6.08E+13	17.55	14.32	8.86	71.69	94.87	92
50 mm/min 10mm AS	0.55	2.05E+13	16.62	8.31	9.11	71.69	89.10	87
50 mm/min 20mm RS	1.17	4.41E+13	13.35	12.19	10.16	71.69	94.04	94
120 mm/min 2mm AS	2.00	7.51E+13	19.89	15.91	8.32	71.69	95.93	96
120 mm/min 10mm AS	3.88	1.46E+14	25.82	22.15	7.31	71.69	101.15	101
120 mm/min 20mm AS	3.59	1.35E+14	43.7	21.32	5.62	71.69	98.24	127

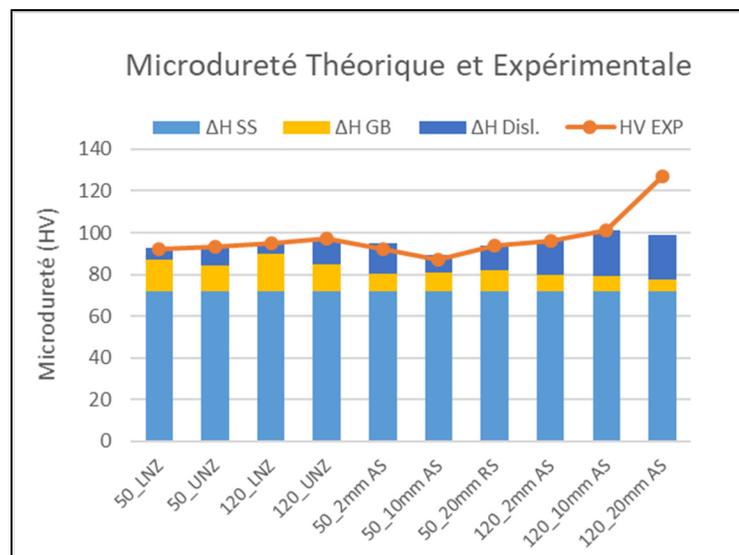


Figure 3-26. Comparaison de la microdureté théorique et expérimentale

Dans le Tableau 3-8 et l'histogramme de la Figure 3-26, on peut d'abord constater l'excellente concordance entre les microduretés théoriques et expérimentales. Cette concordance confirme que le choix du Kernel 3X3 et de l'angle maximum de désorientation de 15° était juste. Par exemple, si un Kernel 7X7 avait été utilisé, les microduretés théoriques calculées auraient largement dépassé la microdureté expérimentale.

On peut d'abord voir que la contribution du Mg en solution est de loin l'élément durcisseur le plus important dans cet alliage, expliquant plus de 70% de la microduretés dans la plupart des zones. On peut aussi clairement voir les variations dans la contribution des différents facteurs microstructuraux. Par exemple, la contribution de la taille des grains est plus importante dans les NZ que dans les autres zones. Dans la LNZ des deux soudures, la contribution de la taille de grain est aussi légèrement plus élevée que dans la UNZ alors que la contribution des déformations est plus légèrement plus élevée dans la UNZ que dans la LNZ. Ceci concorde bien avec les observations antérieures qui suggéraient que, dans la soudure froide, malgré la taille de grain plus grossière dans la UNZ, la quantité de déformation induite par l'épaulement de l'outil la rend quand même légèrement plus dure que la LNZ. Dans un AA5083, (Sato et al., 2001) n'avait cependant pas observé de différence notable entre la microdureté de la UNZ et de la LNZ, car la présence de particules Al₆-(Mn, Fe) uniformément distribuées dans la soudure masquait l'effet des déformations sur la microdureté de la UNZ. Ces particules sont aussi présentées dans l'alliage utilisé dans ce projet (voir section 3.1) mais leur présence ne semble pas masquer les variations de microdureté entre la LNZ et la UNZ. On peut aussi remarquer que, plus on s'éloigne du centre de la soudure, plus la contribution de la taille des grains tend à diminuer alors que celle des dislocations tend à augmenter. En d'autres mots, lorsqu'on s'éloigne du centre, l'adoucissement par restauration et recristallisation statique dans la HAZ est de moins en moins sévère. Par conséquent, de plus en plus de gros grains originaux sont présents et ceux-ci contiennent de plus en plus de déformations initialement induites par l'écrasement. Comme mentionné dans la section 3.6.1, ces observations sont consistantes avec le mécanisme de recristallisation statique décrits par (Gourdet & Montheillet, 2000) qui montre que la diminution de la température limite le mouvement des dislocations et réduit l'intensité de la recristallisation.

Il y a toutefois une différence d'environ 29 HV entre la dureté théorique et expérimentale pour la zone 120_20mm AS. Cette différence peut s'expliquer par trois facteurs. Premièrement, le matériau de base étant très déformé dans cette zone, le taux de points non résolu dans cette carte EBSD y est d'environ 30%. Les régions non résolues dans la carte étant concentrées dans les endroits les plus déformés, une sous-estimation de la désorientation moyenne y est produite. Deuxièmement, par la densité de dislocation statistiquement entreposée (ρ_{SSD}) qui a été omise dans les calculs de microdureté théorique. Cette densité peut possiblement prendre une proportion importante dans les zones de la soudure où la restauration n'est pas suffisante pour permettre la formation complète des cellules de sous-grains nécessaires pour produire une désorientation observable. Finalement, la résolution d'acquisition de 1.08 μm pourrait être trop basse pour détecter les sous-grains de très petite taille dans cette zone. Une résolution et un agrandissement plus élevé pourraient aider à obtenir un meilleur taux d'acquisition et une densité de dislocation plus fidèle à la réalité. Cependant, comme la résolution affecte grandement l'acquisition des détails de la sous-structure (Wright, Nowell, & Field, 2011), le changement de ces paramètres introduirait beaucoup de variation dans les données acquises et rendrait impossible leur comparaison avec les autres zones étudiées.

Les résultats de ces analyses sont tout de même très satisfaisants vu l'excellente concordance des microduretés théoriques et expérimentales pour neuf des dix zones étudiées. Ils permettent aussi d'apprécier la complexité d'interaction des différents phénomènes microstructuraux introduits par le soudage FSW.

3.9 Évaluation des propriétés mécaniques locales par SPT

L'essai de cisaillement par poinçonnage (Shear Punch Test ou SPT) est une méthode d'évaluation des propriétés mécaniques en cisaillement d'un matériau en perforant un spécimen mince avec un petit poinçon. Les propriétés mécaniques macroscopiques locales tension peuvent ensuite être estimées à partir des contraintes de cisaillement mesurées sur les courbes force-déplacement des essais SPT. Initialement développée pour l'industrie nucléaire afin d'évaluer les propriétés de petites quantités de matériaux irradiés (Lucas, 1983), cette méthode s'avère aussi pertinente à l'évaluation des propriétés mécaniques locales dans les

différentes zones affectées par le soudage FSW. Un montage SPT est typiquement composé d'un poinçon, d'une matrice et d'un guide-poinçon. La Figure 3-27 présente le système utilisé pour les essais de ce projet.

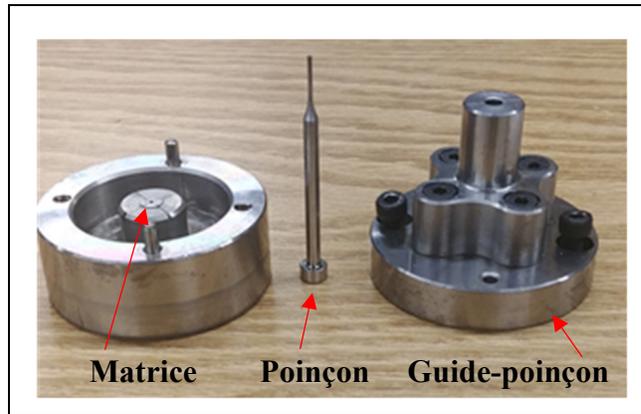


Figure 3-27. Dispositif des essais SPT

L'assemblage poinçon-matrice est installé dans une machine d'essais mécaniques conventionnels et un protocole similaire à un essai de compression est utilisé pour poinçonner l'échantillon. Comme pour un essai de compression, la force appliquée et le déplacement sont enregistrés en temps réel pour tracer une courbe force-déplacement à partir de laquelle les contraintes et déformations en cisaillement peuvent être déduites. La Figure 3-28 présente une courbe SPT force-déplacement typique et indique les différents points d'intérêts.

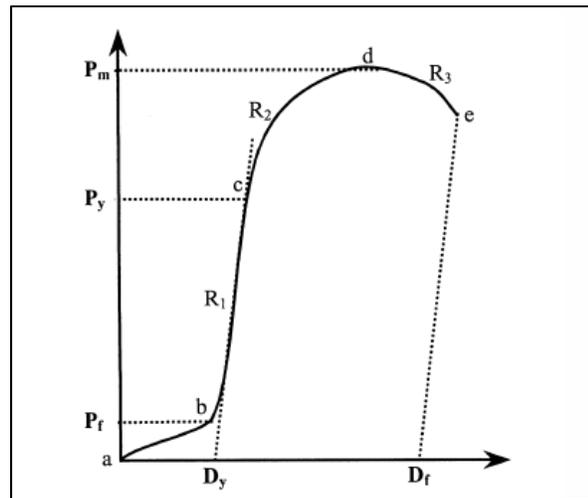


Figure 3-28. Courbe SPT Force-Déplacement (Elwazri et al., 2006)

La section **ab** est associée avec la charge **P_f** requise pour vaincre la friction du poinçon dans le guide. La section droite **bc** constitue la portion élastique de la déformation du matériau. **P_y** et **D_y** sont respectivement la charge correspondante à l'écoulement du matériau et le déplacement associé à la déformation élastique du matériau. **P_m** et **D_f** sont respectivement la charge et le déplacement à la rupture du spécimen.

À partir des données tirées de la courbe SPT, il est possible de calculer les contraintes et déformations de cisaillement subies par le spécimen. La Figure 3-29 présente un schéma du cisaillement prenant place durant le test.

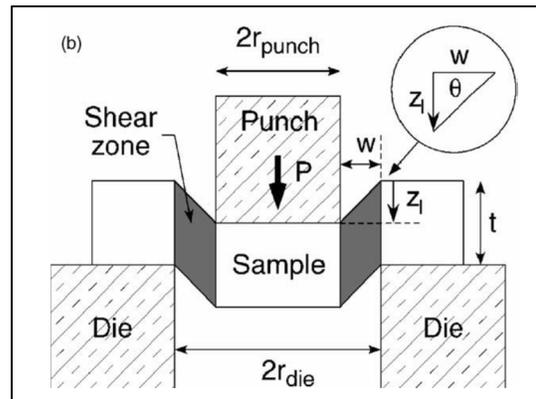


Figure 3-29. Schéma de principe du SPT
(Guduru et al., 2005)

La zone de cisaillement principale se situe dans l'espace entre le poinçon et la matrice. Une attention particulière doit être accordée à l'épaisseur du spécimen afin d'assurer un état de contrainte dominé par le cisaillement. Le Die Design Handbook de (Smith, 1990) suggère un jeu poinçon-matrice équivalent à environ 4% de l'épaisseur du spécimen. C'est d'ailleurs sur cette règle que (Guduru et al., 2005) se basent pour leurs travaux sur le SPT. L'équation 3.12 permet de calculer la contrainte en cisaillement à partir des courbes SPT (Lucas, 1983).

$$\tau = \frac{P}{2\pi r_{avg} t} \quad (3.12)$$

Où, P est la charge appliquée (N), r_{avg} est le rayon moyen (mm) entre le poinçon et la matrice $\left(\frac{r_{poinçon} + r_{matrice}}{2}\right)$, et t est l'épaisseur du spécimen (mm)

Il est important de noter que l'équation 3.12 ci-haut suppose que le spécimen est en cisaillement pur. En réalité, malgré l'attention particulière portée à l'épaisseur du spécimen, il s'agit d'une combinaison de cisaillement, de compression et de pliage. Cette déviation du cisaillement pur peut introduire des contraintes additionnelles causant des déviations au modèle théorique de l'équation 3.12 (Lucas, 1983) (Ramaekers & Kals, 1986) (Hankin et al., 1998). Le but des

essais SPT étant d'estimer les propriétés mécaniques équivalentes en tension, ces déviations peuvent être corrigées en effectuant la calibration du montage SPT utilisé dans ce projet. Ce faisant, l'effet du pliage et de la compression du spécimen sur sa contrainte de tension sera donc compensé par un facteur, propre au montage utilisé, reliant la contrainte SPT. Cette méthode est d'ailleurs utilisée par plusieurs chercheurs pour assurer la concordance des contraintes SPT avec celles en tension pour un montage SPT donné (Hankin et al., 1998) (Toloczko et al., 2000) (Guduru et al., 2005) (Lucas, 1983).

3.9.1 Calibration des contraintes équivalentes en traction

Le critère de Von Mises $\sigma_y = \sqrt{3}\tau_y$ relie la contrainte d'écoulement en traction à celle en cisaillement pour un matériau ductile. En se basant sur cette relation, plusieurs travaux ont été effectués afin de développer des relations empiriques permettant de relier les propriétés mécaniques en cisaillement SPT à celles en traction pour une large gamme de matériaux (Elwazri et al., 2006) (Guduru et al., 2005) (Karthik et al., 2009) (Lucas, 1983).

Parce que les montages SPT (et donc l'état de contraintes) varient d'une étude à l'autre, il n'y a pas de consensus à savoir quels facteurs relient la contrainte de cisaillement SPT à celle en traction. Par exemple, (Guduru et al., 2005) ont établi les relations 3.13 et 3.14 qui sont les plus utilisées dans la littérature.

$$\sigma_{y_{eq}} = 1.77 \tau_{y_{SPT}} \quad (3.13)$$

$$\sigma_{UT_{eq}} = 1.8 \tau_{UT_{SPT}} \quad (3.14)$$

Par contre, (Ramaekers & Kals, 1986) trouvent une très bonne concordance au critère d'écoulement de Von Mises $\sigma_y = 1.73\tau_y$. ($1.73 = \sqrt{3}$). Le facteur de conversion de 1.73 (Von Mises) est très près de celui de 1.77 obtenu par (Guduru et al., 2005). En revanche (Lucas, 1983) obtient un facteur de 1.55, et ce, dans une large gamme de matériaux.

Comme indiqué plus haut, une calibration du test de poinçonnage a été effectuée dans 8 alliages d'aluminium, incluant les Al-Mg étudiés dans ce projet. Les échantillons ont tous des épaisseurs similaires variant de 550-650 μm . Pour les Al-Mg, des essais de traction selon la norme ASTM E8/E8M – 6a ont été effectués pour déterminer leurs propriétés mécaniques en tension. Les propriétés mécaniques des autres alliages ont été tirées de la littérature (ASM, 1990). Pour les essais SPT, la moyenne de trois essais est effectuée dans chaque alliage et les barres d'erreur sont les écarts types sur ces trois essais. Les graphiques de la Figure 3-30 regroupent les résultats de la calibration des facteurs de conversion pour la contrainte ultime et la contrainte d'écoulement. Notons qu'un déplacement du poinçon équivalent à 1% de l'épaisseur du spécimen est utilisé pour fixer la limite d'écoulement. Ce critère d'écoulement est aussi utilisé par (Guduru et al., 2005) et (Lucas, 1983).

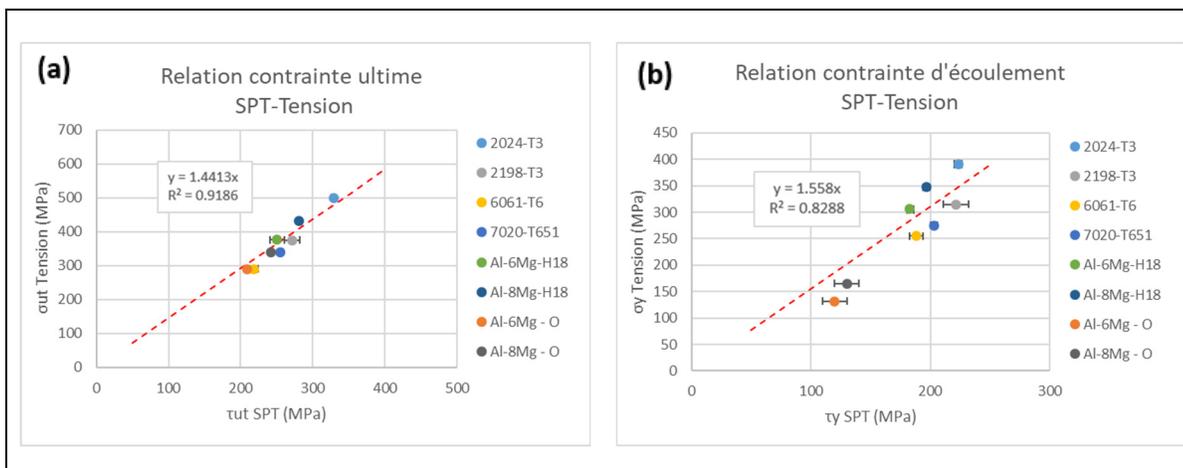


Figure 3-30. Calibration des facteurs de conversion SPT – Tension pour la contrainte ultime (a) et la contrainte d'écoulement (b)

La calibration effectuée sur la contrainte ultime donne une relation linéaire assez consistante ($R^2 = 91.9\%$). La relation 3.15 a donc été utilisée pour estimer les contraintes ultimes équivalentes en traction à partir des données SPT. Pour la contrainte d'écoulement, la relation linéaire est moins consistante ($R^2 = 82.9\%$) pour certains alliages. Les essais SPT pourraient donc s'avérer moins précis quand de petites variations existent entre les différentes zones de soudures FSW. Malgré cela, une corrélation semble belle et bien présente entre la contrainte d'écoulement déterminée à partir des essais SPT et celle en traction uniaxiale. La relation 3.16,

reliant la contrainte d'écoulement SPT à celle en traction équivalente, a donc été déterminée pour l'alliage de cette étude et sera utilisée dans la prochaine section pour développer une relation alternative basée sur la microdureté.

$$\sigma_{y_eq} = 1.56 \tau_{y_SPT} \quad (3.15)$$

$$\sigma_{UT_eq} = 1.44 \tau_{UT_SPT} \quad (3.16)$$

Il faut noter que le facteur de 1.56 reliant la contrainte d'écoulement SPT à celle en traction est néanmoins beaucoup plus près du 1.55 déduit par (Lucas, 1983) que du 1.77 déduit par (Guduru et al., 2005). Le facteur reliant la contrainte ultime SPT à celle en traction n'a cependant pas été évalué par (Lucas, 1983). Il est toutefois bien inférieur à celui de 1.8 trouvé par (Guduru et al., 2005). Les facteurs trouvés seront quand même utilisés pour cette étude, car ils représentent mieux le comportement du montage SPT et du matériau utilisé. Il faut également souligner que c'est la première fois qu'une calibration de la sorte est effectuée spécifiquement pour des alliages d'aluminium. Ces données pourraient s'avérer utiles aux futurs travaux utilisant les essais SPT pour évaluer les propriétés mécaniques locales de soudures FSW dans l'aluminium. De plus, c'est la première fois que des essais SPT sont effectués dans l'alliage des alliages d'aluminium à haut taux de magnésium (>5% massique) ainsi que dans des alliages écroui.

3.9.2 Validation de l'utilisation du SPT

Très peu de travaux rapportés dans la littérature utilisent le SPT pour évaluer les propriétés mécaniques locales des joints soudés par FSW. La plupart des travaux existants se limitent aux essais de microduretés pour estimer ces propriétés. La microdureté n'offre cependant aucune information sur le comportement du matériau durant sa déformation. Or, le SPT pourrait se révéler particulièrement utile pour étudier le comportement individuel des zones affectées par le soudage. Comme décrit dans la revue de littérature, des travaux de dans notre groupe de recherche à l'ÉTS (Zoghiami, 2017) ainsi qu'une étude de (Hornbuckle et al., 2017) ont aussi

utilisés le SPT pour évaluer les propriétés mécaniques locales de soudures FSW. (Hornbuckle et al., 2017) a produit des cartes 2D permettant de visualiser les propriétés mécaniques (contrainte d'écoulement, contrainte ultime et allongement à la rupture) locales d'une soudure FSW effectuée dans un AA2139-T8. La concordance des essais de dureté et de SPT obtenue par (Hornbuckle et al., 2017) est très bonne pour les contraintes ultimes et les contraintes d'écoulement. Toutefois, (Hornbuckle et al., 2017) n'utilise l'allongement à la rupture SPT qu'à des fins comparatives, car ces résultats montraient de grandes variations. Dans la présente étude et de façon similaire à (Hornbuckle et al., 2017), une comparaison entre les contraintes équivalentes SPT et les essais de microdureté à la mi- épaisseur des soudures a été effectuée (Figure 3-31) afin de confirmer la validité d'utilisation des essais SPT comme méthode d'essai mécanique pour les soudures FSW.

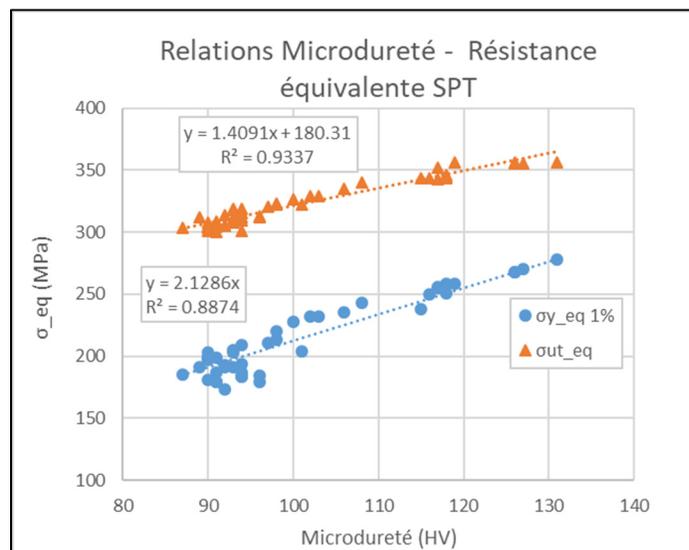


Figure 3-31. Relations entre la microdureté et la contrainte équivalente SPT

Une bonne concordance est observée entre les contraintes SPT et les microduretés à la mi-épaisseur des joints. Avec $R^2=93.3\%$ pour σ_{UT_eq} et $R^2=88.7\%$ pour σ_{y_eq} , on peut dire que les essais de poinçonnage produisent des résultats comparables aux essais de microdureté pour estimer les propriétés mécaniques locales de soudures FSW dans le matériau utilisé. Puisqu'ici,

la contrainte d'écoulement équivalente semble bien varier avec la microdureté, la relation 3.17 peut être tirée de la régression linéaire de ces données.

$$\sigma_{y_{eq_théo}} = 2.13 \times HV \quad (3.17)$$

Cette relation pourra être utilisée comme remplacement à relation 3.14 pour estimer la contrainte d'écoulement en traction équivalente à partir de la microdureté.

3.9.3 Analyse des courbes SPT

La Figure 3-32 présente l'emplacement des essais de poinçonnage effectués dans les soudures. Notons que les cercles rouges représentent le diamètre réel du poinçon utilisé.

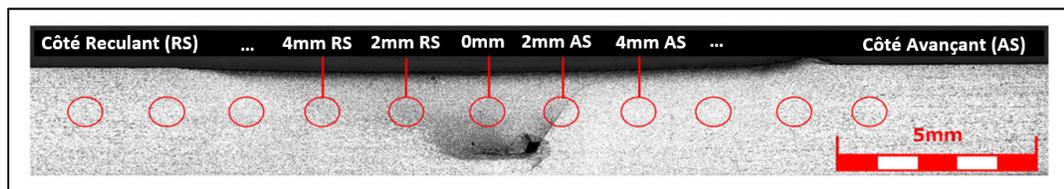


Figure 3-32. Emplacement des zones de poinçonnage (taille réelle du poinçon)

Les Figure 3-33 à 3-35 présentent les courbes SPT de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé respectivement à 0mm, ±2mm, ±10mm et ±20mm du centre des soudures. Ces endroits ont été sélectionnés afin donner un aperçu des variations dans les courbes SPT selon la vitesse d'avance utilisée ainsi que l'asymétrie des propriétés mécaniques entre le côté AS et RS dans une même soudure. La normalisation du déplacement SPT est effectuée en divisant le déplacement enregistré par l'épaisseur du spécimen afin de rendre les courbes indépendantes de l'épaisseur. Les contraintes de cisaillement sont calculées avec la relation 3.12 et des charges enregistrées durant l'essai SPT. L'épaisseur à l'emplacement de chacun des points testés a été préalablement mesurée et ajustée dans l'équation 3.12 afin de réduire autant que possible l'erreur associée aux variations de l'épaisseur du spécimen. Les

courbes brutes SPT seront d'abord analysées de façon qualitative et des profils de résistance SPT similaires à ceux de la microdureté seront ensuite présentés dans la section subséquente.

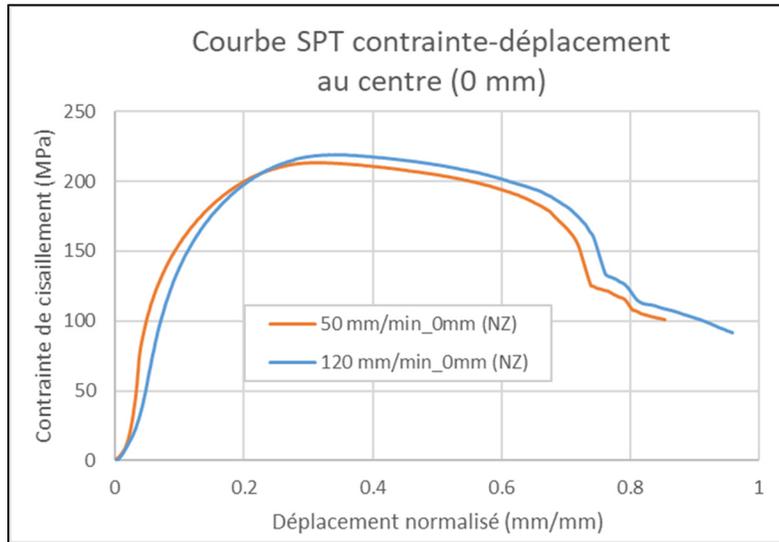


Figure 3-33. Courbes SPT contrainte-déplacement normalisé dans la NZ des deux soudures

Dans la Figure 3-33, le comportement des NZ des deux soudures en SPT est très similaire. On peut toutefois remarquer que la résistance de la NZ de la soudure froide est légèrement plus élevée (environ 8 MPa) que dans la soudure chaude. Cette caractéristique est causée par la taille de grains plus fine dans la NZ de la soudure froide et concorde bien les mesures de microduretés rapportées dans la Figure 3-21 de la section 3.8. Remarquons aussi que, dans la soudure chaude, la pente initiale de la courbe SPT est plus abrupte que celle de la soudure froide qui sont d'environ 5000MPa/(mm/mm) et 2500 MPa/(mm/mm) respectivement. D'ailleurs, nous verrons plus tard que les variations de la fraction de LAGB entre les différentes zones semblent être liées aux variations de la pente des courbes SPT.

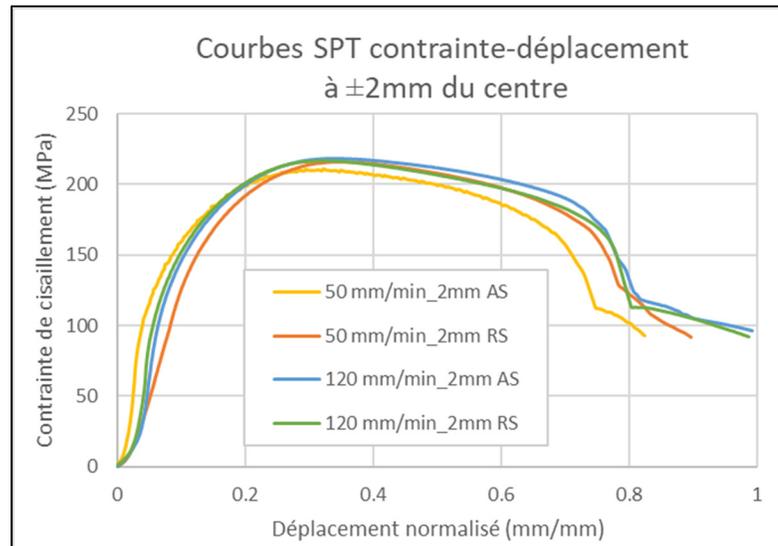


Figure 3-34. Courbes SPT contrainte-déplacement normalisé à ± 2 mm du centre des soudures

Dans la Figure 3-34, les courbes SPT sont aussi similaires entre toutes les zones testées. Dans la soudure chaude, les courbes SPT du côté AS et RS sont différentes alors que dans la soudure froide, ces deux courbes sont pratiquement identiques. Lors de l'analyse de leurs microstructures respectives, les tailles de grains étaient plus fines du côté RS comparativement au côté AS. Des variations de la fraction de LAGB de 10-15% avaient aussi été observées entre les côtés AS et RS des deux soudures. Il est intéressant de noter que, ces variations ne sont pas reflétées dans les courbes SPT de la soudure froide, mais semblent être détectées dans la soudure chaude. Cette différence pourrait être expliquée par les grains originaux ayant résisté à la recristallisation. Leurs présences pourraient aider à masquer l'effet des variations de la microstructure sur les courbes SPT. Remarquons aussi que, ici encore, la pente de la courbe SPT du côté AS de la soudure chaude est nettement plus abrupte que celles du côté RS.

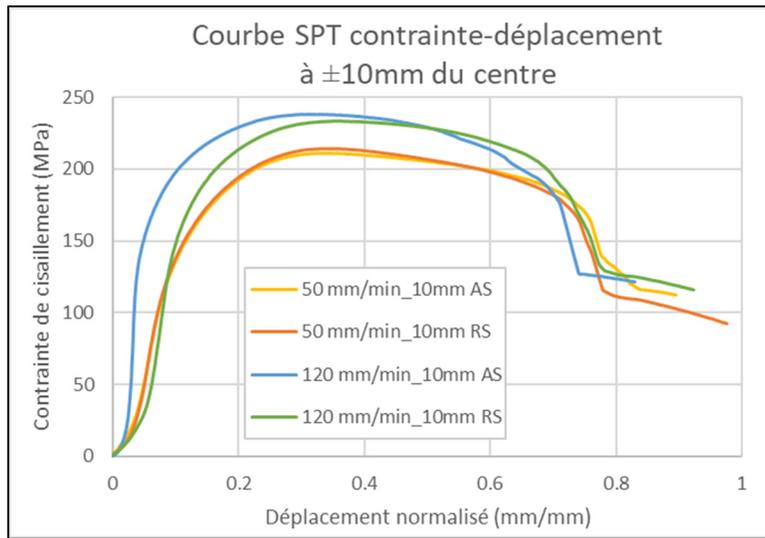


Figure 3-35. Courbes SPT contrainte-déplacement normalisé à ± 10 mm du centre des soudures

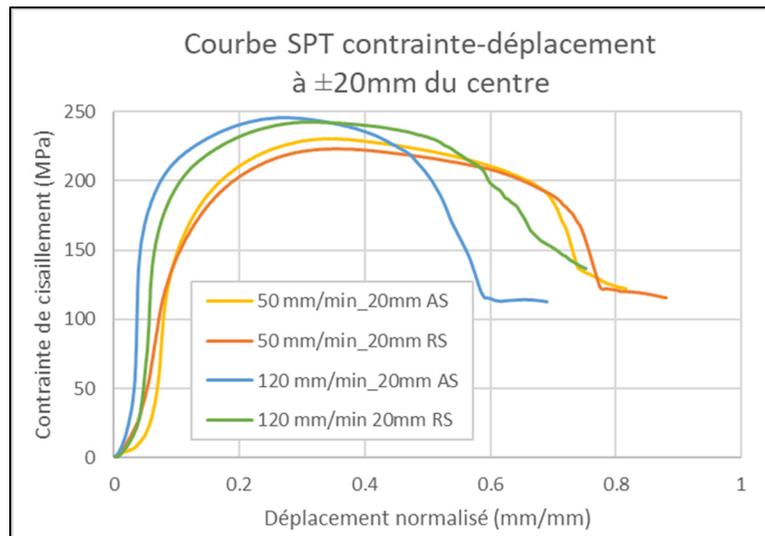


Figure 3-36. Courbes SPT contrainte-déplacement normalisé à ± 20 mm du centre des soudures

Dans la Figure 3-35 et la Figure 3-36, l'allure des courbes SPT est bien différente selon la vitesse de soudage. À ± 10 mm du centre, la soudure chaude avait sa dureté minimum (87 HV) alors que la soudure froide avait retrouvé une partie des propriétés initiales du métal de base. Cet aspect est bien capturé dans l'allure plus ductile et moins résistante des courbes de la

soudure chaude. La différence de microdureté d'environ 10 HV, observée entre le côté AS et RS de la soudure froide (Figure 3-21 de la section 3.8), est aussi visible par la contrainte maximum atteinte. À ± 20 mm du centre, ces mêmes tendances sont aussi reflétées par les résistances plus élevées et la ductilité plus basse du côté AS des deux soudures comparativement au côté RS. Toutes ces observations sont en très bon accord avec les microduretés et les microstructures observées à ces endroits. Ici encore, les pentes des courbes SPT varient beaucoup et tendent à être plus abruptes dans les zones où la fraction de LAGB plus importante (voir Figure 3-19 de la section 3.7). Afin de mieux comprendre comment la pente des courbes SPT évolue avec la fraction de LAGB, le graphique de la Figure 3-37 a été produit en mesurant la pente sur les courbes SPT et en utilisant les fractions de LAGB présentées dans l'analyse de la microstructure (sections 3.4 à 3.7).

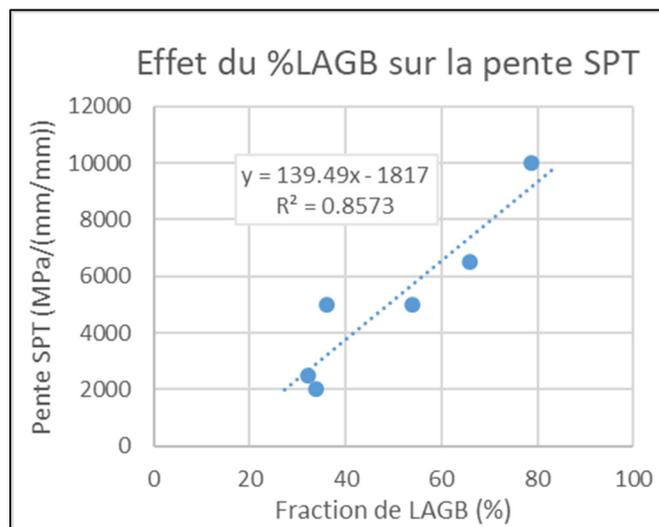


Figure 3-37. Effet de la fraction de LAGB sur la pente des courbes SPT

Comme on peut le voir dans la Figure 3-37, il y a bel et bien une relation entre la pente SPT et la fraction de LAGB. Ce phénomène peut être expliqué par deux facteurs. Premièrement, dans les zones avec une fraction de LAGB plus élevée, les grains originaux du métal de base y sont beaucoup plus allongés et orientés dans la direction du laminage. On pourrait émettre l'hypothèse que les grains ayant une morphologie allongée et une orientation non aléatoire

(dans la direction de laminage) réagissent différemment à la sollicitation du SPT. Ceci n'explique cependant pas les variations de pentes SPT dans les NZ (Figure 3-33) qui sont des zones entièrement recristallisées et qui ne présentaient pas d'orientation dominante particulière.

Dans l'analyse de la microstructure (section 3.5), la fraction de LAGB dans la LNZ de la soudure chaude était plus élevée dans la soudure froide. Or, on s'attendait à l'inverse puisque la température plus élevée dans la soudure chaude devrait réduire la fraction de LABG, car le mouvement des dislocations y est plus facile et le refroidissement plus long (Gourdet & Montheillet, 2000). Cette différence avait initialement été associée à la résolution inadéquate de la carte EBSD devant la très petite taille de grains dans la LNZ de la soudure froide, produisant une sous-estimation de la fraction de LAGB. En revanche, les variations de pentes courbes SPT de la Figure 3-33 semblent compatibles avec les fractions de LAGB initialement mesurées. La fraction plus élevée de LAGB mesurée dans la LNZ de la soudure chaude semble effectivement produire une augmentation de la pente SPT comparativement à celle de la soudure froide. Ceci suggère que, pour une raison inconnue, la fraction de LAGB dans la LNZ de la soudure froide était réellement plus faible que dans la soudure chaude. Jusqu'à présent, ce phénomène de variations des pentes SPT n'a pas été rapporté dans la littérature, car la majorité des travaux utilisant le SPT utilisent des échantillons non écrouis dont la microstructure est plutôt uniforme. Aussi, le seul article publié sur le SPT dans des soudures FSW a été effectué par (Hornbuckle et al., 2017) dans un alliage 2139-T8 traitable thermiquement (non écrouis) sans rapporté de telles observations. Une étude plus poussée de ce phénomène pourrait offrir une avenue de recherche bien intéressante. Toutefois, ce genre d'analyse est en dehors du cadre de ce projet.

Bien qu'intéressantes, les variations de pentes SPT en fonction des zones FSW analysées rendent plus difficile la quantification précise de la contrainte d'écoulement et de l'allongement à la rupture, puisque ces mesures dépendent ultimement de la pente SPT. Pour cette raison, l'évolution de la contrainte ultime SPT, qui est indépendante de la pente SPT et donc beaucoup plus fiable, a été utilisée pour les analyses, comme indiqué dans la prochaine

section. De plus, considérant que la comparaison des contraintes d'écoulement SPT avec la microdureté (Figure 3-31) présente une bonne corrélation, la relation 3.17 issue de la régression de ces données sera utilisée pour calculer les profils de contrainte d'écoulement théorique à partir de la microdureté.

3.9.4 Évolution de la contrainte ultime SPT

Pour chaque soudure, trois échantillons ont été préparés et poinçonnés avec un intervalle régulier de 2mm entre chaque essai. Un soin particulier a été prêté au positionnement de chaque essai de poinçonnage par rapport au centre de la soudure ainsi qu'à la profondeur testée. Un quadrillage a aussi été imprimé sur les échantillons pour améliorer la précision du positionnement. À chaque position de poinçonnage, la moyenne des contraintes ultimes des trois échantillons est utilisée pour tracer les profils de la résistance équivalente en tension par rapport au centre du joint. Les valeurs maximales et minimales sur ces trois mesures est utilisé pour les barres d'erreurs. La Figure 3-38 illustre l'évolution de la contrainte ultime SPT convertie en contrainte équivalente en traction avec la relation 3.15 présentée plus tôt.

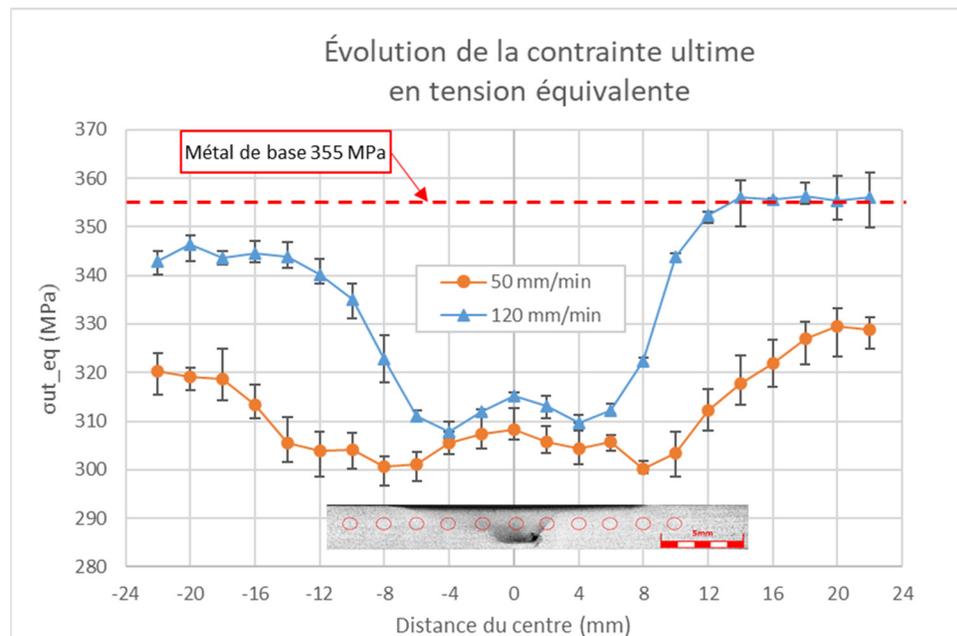


Figure 3-38. Évolution de la contrainte ultime en tension équivalente

Comme pour les essais de microdureté, la forme générale des courbes en est bien capturée par les essais de poinçonnage. L'effet de la vitesse d'avance sur l'étendue de la HAZ est aussi visible par la forme plus évasée du profil de la soudure chaude. Une résistance équivalente minimum de 301 ± 3.4 MPa est observée dans la soudure chaude à 8mm RS et 300 ± 1.4 MPa à 8mm AS du centre. Dans la soudure froide, la résistance minimum est de 308 ± 1.8 MPa à 4mm du côté RS et 310 ± 1.7 MPa à 4mm du côté AS. Avec ces valeurs minimums, on peut estimer l'efficacité des soudures à 85% et 87% pour la soudure chaude et la soudure froide respectivement. Ces efficacités très similaires indiquent que l'augmentation de la vitesse d'avance n'a pas un impact significatif sur la résistance globale des joints. En revanche, l'augmentation de la vitesse d'avance a permis de réduire grandement l'étendue de la HAZ.

Dans la NZ des deux soudures, une augmentation de résistance d'environ 8 MPa est observée par rapport aux résistances minimum. Cette augmentation, qui n'était pas clairement visible dans les essais de microdureté, est ici observable dans les deux soudures. Dans les HAZ, le retour aux propriétés du métal de base est très similaire à celui observé dans les profils de microdureté. Dans la soudure froide, un retour complet aux propriétés du métal de base se produit à partir de 14mm AS du centre et se stabilise à 355 ± 5.3 MPa jusqu'au bout de l'échantillon. Du côté RS, la résistance semble se stabiliser à 344 ± 2.7 MPa à 14mm du centre, mais demeure environ 10 MPa sous la résistance du métal de base. Le point de stabilisation des résistances n'était pas clairement visible dans les profils de microdureté présentés à la Figure 3-21 (section 3.8) en raison des fortes variations présentes. Dans la soudure chaude, la résistance semble aussi tendre à se stabiliser à 320 ± 4.4 MPa du côté RS et 330 ± 3.4 MPa du côté AS, bien en dessous de la résistance du métal de base.

Dans la soudure chaude, la position des résistances minimums à ± 8 mm en SPT, est différente de celle de la microdureté qui était à ± 10 mm du centre. Les incertitudes de positionnement et de mesure sur les essais SPT et de microdureté pourraient expliquer cette différence. Un autre aspect à considérer est que le volume de matière dans la zone de poinçonnage est très grand devant celui de l'indentation de microdureté. Par exemple, pour un échantillon de 0.65mm d'épaisseur et un jeu poinçon-matrice de 0.05 mm, le volume cisailé entre le poinçon et la

matrice est d'environ $5 \times 10^{-2} \text{ mm}^3$. Or, pour une indentation pyramidale de microdureté Vickers de $30 \mu\text{m}$ de diagonale par $30 \mu\text{m}$ de profondeur, le volume de matière déformé est d'environ $6 \times 10^{-6} \text{ mm}^3$, soit 4 ordres de grandeur plus petit qu'en poinçonnage. Les charges utilisées sont aussi beaucoup plus élevées en SPT qu'en microdureté ($\sim 500\text{N}$ en SPT et 0.5N en microdureté), réduisant ainsi l'erreur associée à de petites variations de charge. La sensibilité moins élevée du SPT se traduit en des profils de résistance beaucoup plus lisses que ceux de microdureté, où de fortes variations étaient visibles. Ces variations devenaient de plus en plus importantes lorsque la microdureté se rapprochait de celle du métal de base (voir la Figure 3-21 de la section 3.8) où la microstructure est plus grossière et les déformations de l'écroutissage sont possiblement moins uniformes. Ces observations constituent un très bon argument supportant la pertinence d'utiliser les essais de poinçonnage en complément aux essais de microdureté. En plus d'offrir une estimation plus représentative de la résistance mécanique des zones affectées, le SPT semble donner des profils beaucoup plus consistants dans les zones fortement écrouies.

3.9.5 Évolution de la contrainte d'écoulement théorique équivalente

Les profils des contraintes d'écoulement équivalentes théoriques sont présentés dans la Figure 3-39. Les contraintes d'écoulement ont été calculées à partir de l'équation 3.17 issue de la régression de la contrainte d'écoulement théorique équivalente et des profils de microdureté. Il s'agit donc d'une estimation de ces contraintes et ne sera utilisée que pour avoir une idée générale de l'évolution de la contrainte d'écoulement. Une incertitude constante de $\pm 2.13 \text{ MPa}$ a été calculée en convertissant l'incertitude sur la microdureté ($\pm 1 \text{ HV}$) en incertitude sur la contrainte d'écoulement théorique équivalente avec l'équation 3.17.

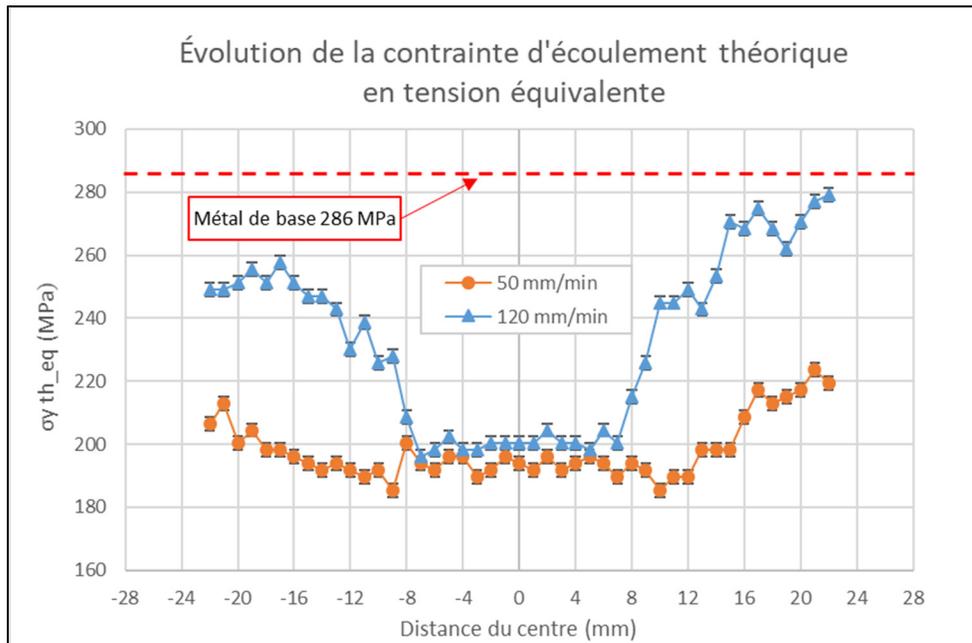


Figure 3-39. Évolution de la contrainte d'écoulement théorique en tension équivalente

Dans la soudure chaude, la contrainte d'écoulement théorique minimum est de 185 ± 2.13 MPa (64% du métal de base) à ± 10 mm du centre. Dans la NZ et la HAZ, celle-ci demeure relativement constante (entre 185 et 195 MPa) sur toute la zone allant de 0mm à ± 14 mm du centre. À partir de 14mm du centre, la contrainte d'écoulement remonte progressivement jusqu'à 213 ± 2.13 MPa du côté RS et 224 ± 2.13 MPa du côté AS. Dans la soudure froide, la contrainte d'écoulement minimum est estimée à 196 ± 2.13 MPa (68% du métal de base) et à ± 7 mm RS du centre. Elle demeure aussi relativement constante (entre 195 et 205 MPa) sur toute la zone allant de 0mm à ± 7 mm du centre. À partir de 8mm du centre, elle remonte rapidement pour atteindre 255 ± 2.13 MPa du côté RS et 280 ± 2.13 MPa du côté AS, soit très près de la contrainte d'écoulement du métal de base de 286 MPa. Comme pour la contrainte ultime, l'efficacité des soudures par rapport à la contrainte d'écoulement ne varie pas beaucoup avec la vitesse d'avance. Par contre, les efficacités respectivement de 64% et 68% pour la soudure chaude et froide, sont beaucoup plus faibles comparativement aux efficacités sur la contrainte ultime qui était respectivement de 85% et 87%. Cette différence est un effet bien connu de l'écroutissage qui augmente typiquement la contrainte d'écoulement de façon

beaucoup plus importante que la résistance ultime (Mouritz, 2012). Il est donc logique que la perte de cet écrouissage produise une réduction plus sévère de la contrainte d'écoulement comparativement à la contrainte ultime.

3.9.6 Récapitulatif sur les propriétés mécaniques locales

À des fins récapitulatives, le Tableau 3-9 compare les propriétés mécaniques locales des principales zones étudiées dans les deux soudures.

Tableau 3-9. Récapitulatif de l'effet de la vitesse d'avance sur les propriétés mécaniques locales

Zone affectée	Vitesse d'avance	σ_{UT_eq} (MPa)	$\sigma_{y_th_eq}$ (MPa)
NZ (0mm Centre)	50 mm/min	308 \pm 3.6	200 \pm 2.13
	120 mm/min	315 \pm 0.7	194 \pm 2.13
TMAZ (2mm AS)	50 mm/min	306 \pm 3	196 \pm 2.13
	120 mm/min	313 \pm 2.4	204 \pm 2.13
TMAZ (2mm RS)	50 mm/min	307 \pm 3.2	192 \pm 2.13
	120 mm/min	312 \pm 0.7	200 \pm 2.13
HAZ (10 mm AS)	50 mm/min	304 \pm 4.7	185 \pm 2.13
	120 mm/min	344 \pm 1	245 \pm 2.13

En général, on peut dire que la vitesse d'avance n'a pas un très grand impact sur les propriétés mécaniques de la NZ et des TMAZ du côté AS et RS. Pour toutes ces zones, les différences de contrainte ultime et d'écoulements observées entre les deux soudures sont inférieures à 10 MPa. L'effet principal de la vitesse d'avance peut toutefois être observé dans la HAZ, dont l'étendue est largement diminuée en augmentant la vitesse d'avance de 50mm/min à 120 mm/min. À 10mm AS du centre, la soudure effectuée à 120 mm/min a une résistance ultime 40 MPa plus élevée que dans la soudure effectuée à 50 mm/min. Cette différence est encore plus importante sur la contrainte d'écoulement qui présente, au même endroit, une

augmentation de 60 MPa en passant de 50 mm/min à 120 mm/min. D'un point de vue industriel, l'augmentation de la vitesse d'avance pourrait donc s'avérer judicieuse dans un alliage écroui pour limiter au maximum l'étendue des dégradations causées par le soudage.

CONCLUSION

L'objectif principal de ce projet était de quantifier l'influence de la vitesse d'avance FSW sur les propriétés mécaniques locales et d'investiguer des corrélations avec la microstructure d'un alliage Al-6Mg-H18. En utilisant des vitesses d'avances de 50 mm/min et 120 mm/min, deux soudures aux microstructures distinctes ont été produites. Les variations des microstructures de chacune des zones affectées ont d'abord été quantifiées à l'aide de la microscopie EBSD puis liées à la microdureté en utilisant diverses relations trouvées dans la littérature. Ensuite, des essais de poinçonnage ont été utilisés comme méthode complémentaire aux essais de microdureté pour évaluer les propriétés mécaniques locales en tension équivalente de chacune des zones affectées par le soudage. Les analyses de ces résultats ont aussi permis d'arriver aux conclusions suivantes :

- L'augmentation de la vitesse d'avance a réduit significativement les températures de soudage, produisant une microstructure composée de grains plus fins dans la NZ et une restauration/recristallisation moins importante dans les TMAZ et HAZ de la soudure effectuée à 120 mm/min. Dans la soudure effectuée à 50 mm/min, les températures élevées ont produit une recristallisation statique importante du matériau de base, et ce, jusqu'au extrémités de la plaque soudé. En revanche, des grains originaux non-recristallisés étaient visibles dans les TMAZ AS et RS de la soudure froide.
- Les analyses chimiques et EBSD ont permis de quantifier de façon satisfaisante la contribution des différents aspects de la microstructure sur la microdureté. La quantité de Mg en solution solide est de loin le facteur le plus important sur la microdureté, mais demeure relativement constante à travers les soudures.
- Dans toutes les zones affectées, une combinaison de la taille des grains et de la densité de dislocations (estimée par les cartes KAM) permet d'expliquer la majorité des variations de microdureté mesurées. Dans les UNZ et LNZ, la contribution en

microdureté de taille de grains est le facteur le plus important suivi de la densité de dislocation. Dans les TMAZ et HAZ, l'effet de la densité de dislocation devient plus important et celui de la taille des grains, moins important.

- Pour l'alliage Al-6%Mg-H18, la vitesse d'avance a une influence sur les propriétés mécaniques locales de soudures FSW. Ceci valide la première hypothèse de ce projet car des différences de propriétés mécaniques locales ont été mesurées entre les deux soudures. Selon les résultats SPT et de microdureté, l'influence de la vitesse d'avance est faible dans la NZ et les TMAZ mais devient importante dans la HAZ. Ces observations sont d'ailleurs soutenues par les microstructures respectives de chaque zone affectée.
- L'utilisation des essais de poinçonnage (SPT) s'est avérée valide pour estimer la contrainte ultime équivalente en traction des zones affectées par le soudage, car une excellente corrélation a été observée entre les résultats SPT et la microdureté. Les profils de contraintes équivalentes en traction issus des essais SPT donnent un bon aperçu de l'évolution de la résistance mécanique dans les zones affectées par le soudage et de l'effet de la vitesse de soudage sur ces différentes zones. Ceci valide la deuxième hypothèse initialement posée car les essais SPT ont permis de détecter les variations de propriétés mécaniques locales causées par le changement de vitesse d'avance.
- Une corrélation a aussi été observée entre la contrainte d'écoulement en tension et la contrainte d'écoulement SPT, mais cette dernière comporte des variations trop importantes pour détecter correctement les changements mineurs entre les zones affectées par le soudage. La régression des contraintes d'écoulement SPT avec les données de microdureté a tout de même permis de dégager une relation alternative satisfaisante permettant d'estimer les contraintes d'écoulement en tension équivalente dans les zones affectées par le soudage

RECOMMANDATIONS

Dans cette section, quelques recommandations sont formulées afin d'aider de futurs travaux sur des sujets similaires à celui-ci. Tout d'abord, l'utilisation d'un outil de soudage fileté a été testé et a permis de produire des soudures sans défauts dans l'alliage étudié. Pour l'étude actuelle, des contraintes de temps n'ont pas permises de répéter les expériences avec cet outil. Cependant, pour de futures études, un outil fileté semble beaucoup plus approprié pour le soudage d'alliages Al-Mg.

L'intégration d'un thermocouple directement dans l'outil de soudage est aussi recommandé pour permettre une estimation plus précise et fiable des températures de soudage.

Pour l'étude des propriétés mécaniques locales, il aurait été intéressant de produire des soudures dans des plaques plus épaisses d'au moins 6mm d'épaisseur. Ceci permettrait de produire des soudures aux NZ et TMAZ beaucoup plus volumineuses et donc, plus faciles à cibler lors du poinçonnage. Ceci permettrait aussi d'effectuer le poinçonnage à plusieurs profondeurs et de produire des cartes 2D des propriétés mécaniques évaluées par SPT.

Pour améliorer la précision des essais de poinçonnage par rapport à l'évaluation de la contrainte d'écoulement et de l'allongement à la rupture, on recommande l'intégration d'un transducteur LVDT (Linear Variable Differential Transducer) pour mesurer les déplacements SPT directement sous le spécimen, éliminant ainsi l'erreur associée aux déformations du montage (particulièrement celles du poinçon).

Finalement, une avenue de recherche intéressante a été soulevée lors des analyses des courbes SPT. Il pourrait être pertinent de tenter de comprendre et d'expliquer pourquoi la pente des courbes SPT varie avec la microstructure afin de prédire ce phénomène. Ceci pourrait permettre d'étendre l'utilisation du SPT pour quantifier précisément la contrainte d'écoulement et l'allongement à la rupture des zones affectées par le soudage FSW ou d'autres zones de faibles dimensions dans les matériaux.

LISTE DES RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- Arbegast, W. J. (2003). Modeling friction stir joining as a metalworking process. *Hot deformation of aluminum alloys III*, 313-327.
- Ashby, M. F. (1970). The deformation of plastically non-homogeneous materials. *Philosophical Magazine*, 21(170), 399-424. doi: 10.1080/14786437008238426. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1080/14786437008238426>
- ASM, I. (1990). *Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials* (Vol. 2). Asm Intl.
- Bin, W., Bo-bo, L., Jia-xiang, Z., Quan, F., Liang, W., & Deng, W. (2015). EBSD study on microstructure and texture of friction stir welded AA5052-O and AA6061-T6 dissimilar joint. *Materials & Design*, 87, 593-599. doi: 10.1016/j.matdes.2015.08.060. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.08.060>
- Chang, C. I., Lee, C. J., & Huang, J. C. (2004). Relationship between grain size and Zener-Holloman parameter during friction stir processing in AZ31 Mg alloys. *Scripta Materialia*, 51(6), 509-514. doi: 10.1016/j.scriptamat.2004.05.043. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.05.043>
- Dahlberg, G. (2001). Materials Testing Machines Investigation of error sources and determination of measurement uncertainty. Dans *Proceedings of the EUROLAB International Workshop organized by EMPA Academy Dubendorf, Dubendorf, Switzerland* (pp. 17-18).
- Davis, J. R. (1999). *Corrosion of aluminum and aluminum alloys*. Asm International.
- Elangovan, K., Balasubramanian, V., & Valliappan, M. (2008a). Influences of tool pin profile and axial force on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 38(3), 285-295. doi: 10.1007/s00170-007-1100-2. Repéré à <https://doi.org/10.1007/s00170-007-1100-2>
- Elangovan, K., Balasubramanian, V., & Valliappan, M. (2008b). Effect of Tool Pin Profile and Tool Rotational Speed on Mechanical Properties of Friction Stir Welded AA6061 Aluminium Alloy. *Materials and Manufacturing Processes*, 23(3), 251-260. doi: 10.1080/10426910701860723. Repéré à <https://doi.org/10.1080/10426910701860723>

- Elwazri, A. M., Varano, R., Wanjara, P., & Yue, S. (2006). EFFECT OF SPECIMEN THICKNESS AND PUNCH DIAMETER IN SHEAR PUNCH TESTING. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 45(1), 33-40. doi: 10.1179/cmqr.2006.45.1.33. Repéré à <https://doi.org/10.1179/cmqr.2006.45.1.33>
- Etter, A. L., Baudin, T., Fredj, N., & Penelle, R. (2007). Recrystallization mechanisms in 5251 H14 and 5251 O aluminum friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*, 445-446, 94-99. doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.036>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509306020028>
- Farshidi, M. H., Kazeminezhad, M., & Miyamoto, H. (2015). Microstructure and mechanical properties of an Al–Mg–Si tube processed by severe plastic deformation and subsequent annealing. *Materials Science and Engineering: A*, 640, 42-50.
- Feng, A., Chen, D., & Ma, Z. (2010). Microstructure and cyclic deformation behavior of a friction-stir-welded 7075 Al alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41(4), 957-971.
- Fonda, R., Reynolds, A., Feng, C. R., Knipling, K., & Rowenhorst, D. (2013). Material Flow in Friction Stir Welds. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(1), 337-344. doi: 10.1007/s11661-012-1460-6. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-012-1460-6>
- Fonda, R. W., Bingert, J. F., & Colligan, K. J. (2004). Development of grain structure during friction stir welding. *Scripta Materialia*, 51(3), 243-248. doi: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.04.017>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646204002246>
- Frost, H. J., & Ashby, M. F. (1982). *Deformation mechanism maps: the plasticity and creep of metals and ceramics*. Pergamon press.
- Fujii, H., Cui, L., Maeda, M., & Nogi, K. (2006). Effect of tool shape on mechanical properties and microstructure of friction stir welded aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 419(1), 25-31. doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.11.045>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509305014607>
- Ghosh, M., Husain, M. M., Kumar, K., & Kailas, S. V. (2013). Friction Stir-Welded Dissimilar Aluminum Alloys: Microstructure, Mechanical Properties, and Physical State. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22(12), 3890-3901. doi: 10.1007/s11665-013-0663-3. Repéré à <https://doi.org/10.1007/s11665-013-0663-3>
- Gourdet, S., & Montheillet, F. (2000). An experimental study of the recrystallization mechanism during hot deformation of aluminium. *Materials Science and Engineering: A*, 283(1), 274-288. doi: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)00733-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00733-4). Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509300007334>

- Guduru, R. K., Darling, K. A., Kishore, R., Scattergood, R. O., Koch, C. C., & Murty, K. L. (2005). Evaluation of mechanical properties using shear-punch testing. *Materials Science & Engineering A (Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing)*, 395(1-2), 307-314. doi: 10.1016/j.msea.2004.12.048. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2004.12.048>
- Guo, C., Zhang, H., zou, J., Li, B., & Cui, J. (2019). Effects of pre-treatment combining with aging on the microstructures and mechanical properties of Al-Mg-Ag alloys. *Materials Science and Engineering A*, 740-741, 82-91. doi: 10.1016/j.msea.2018.10.039. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.039>
- Hall, E. O. (1954). Variation of Hardness of Metals with Grain Size. *Nature*, 173(4411), 948-949. doi: 10.1038/173948b0. Repéré à <https://doi.org/10.1038/173948b0>
- Hankin, G. L., Toloczko, M. B., Hamilton, M. L., & Faulkner, R. G. (1998). Validation of the shear punch–tensile correlation technique using irradiated materials. *Journal of Nuclear Materials*, 258-263, 1651-1656. doi: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(98\)00203-7](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(98)00203-7). Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311598002037>
- Heidarzadeh, A., & Saeid, T. (2018). Correlation between process parameters, grain size and hardness of friction-stir-welded Cu-Zn alloys. *Rare Metals*, 37(5), 388-398. doi: 10.1007/s12598-016-0704-9. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1007/s12598-016-0704-9>
- Hirata, T., Oguri, T., Hagino, H., Tanaka, T., Chung, S. W., Takigawa, Y., & Higashi, K. (2007). Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 456(1), 344-349. doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.079>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509306027274>
- Hornbuckle, B. C., Murdoch, H. A., Roberts, A. J., Kecskes, L. J., Tschopp, M. A., Doherty, K. J., . . . Darling, K. A. (2017). Property mapping of friction stir welded Al-2139 T8 plate using site specific shear punch testing. *Materials Science and Engineering A*, 682, 192-201. doi: 10.1016/j.msea.2016.11.032. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.032>
- Imam, M., Racherla, V., Biswas, K., Fujii, H., Chintapenta, V., Yufeng, S., & Morisada, Y. (2017). Microstructure-property relation and evolution in friction stir welding of naturally aged 6063 aluminium alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 91(5-8), 1753-1769. doi: 10.1007/s00170-016-9865-9. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-016-9865-9>
- Jeong, H. T., Han, S. H., & Kim, W. J. (2019). Effects of large amounts of Mg (5–13 wt%) on hot compressive deformation behavior and processing maps of Al-Mg alloys. *Journal*

- of Alloys and Compounds*, 788, 1282-1299. doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.293>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838819307595>
- Jobba, M., Mishra, R. K., & Niewczas, M. (2015). Flow stress and work-hardening behaviour of Al–Mg binary alloys. *International Journal of Plasticity*, 65, 43-60. doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2014.08.006>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641914001600>
- Jones, M. J., Heurtier, P., Desrayaud, C., Montheillet, F., Allehaux, D., & Driver, J. H. (2005). Correlation between microstructure and microhardness in a friction stir welded 2024 aluminium alloy. *Scripta Materialia*, 52(8), 693-697. doi: 10.1016/j.scriptamat.2004.12.027. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.12.027>
- Kamaya, M. (2011). Assessment of local deformation using EBSD: Quantification of accuracy of measurement and definition of local gradient. *Ultramicroscopy*, 111(8), 1189-1199. doi: <https://doi.org/10.1016/j.ultramic.2011.02.004>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0304399111000726>
- Karthik, V., Visweswaran, P., Vijayraghavan, A., Kasiviswanathan, K. V., & Raj, B. (2009). Tensile–shear correlations obtained from shear punch test technique using a modified experimental approach. *Journal of Nuclear Materials*, 393(3), 425-432. doi: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2009.06.027>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311509006904>
- Kumar, R., Pancholi, V., & Bharti, R. P. (2018). Material flow visualization and determination of strain rate during friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 255, 470-476. doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.12.034>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013617306258>
- Landolt, H., & Börnstein, R. (1993). *Phase equilibria, crystallographic and thermodynamic data of binary alloys* (Vol. 3). Springer-Verlag.
- Li, Y., Murr, L. E., & McClure, J. C. (1999). Flow visualization and residual microstructures associated with the friction-stir welding of 2024 aluminum to 6061 aluminum. *Materials Science & Engineering A (Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing)*, A271(1-2), 213-223. doi: 10.1016/S0921-5093(99)00204-X. Repéré à [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00204-X](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00204-X)
- Liu, Q., Juul Jensen, D., & Hansen, N. (1998). Effect of grain orientation on deformation structure in cold-rolled polycrystalline aluminium. *Acta Materialia*, 46(16), 5819-5838. doi: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00229-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00229-8). Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645498002298>

- Lucas, G. E. (1983). The development of small specimen mechanical test techniques. Dans *Proceedings of the Symposium on Radiation Damage Analysis for Fusion Reactors, 25-28 Oct. 1982* (Vol. 117, pp. 327-339). doi: 10.1016/0022-3115(83)90041-7. Repéré à [http://dx.doi.org/10.1016/0022-3115\(83\)90041-7](http://dx.doi.org/10.1016/0022-3115(83)90041-7)
- M. Thomas, E. D. N., J. C. Needham, M. G. Murch, P. Temple-Smith, C. J. Dawes (TWI). (1992). *Brevet.: E. P. Specification.*
- Mackenzie, J. K. (1958). SECOND PAPER ON STATISTICS ASSOCIATED WITH THE RANDOM DISORIENTATION OF CUBES. *Biometrika*, 45(1-2), 229-240. doi: 10.1093/biomet/45.1-2.229. Repéré à <https://doi.org/10.1093/biomet/45.1-2.229>
- Malopheyev, S., Kulitskiy, V., Mironov, S., Zhemchuzhnikova, D., & Kaibyshev, R. (2014). Friction-stir welding of an Al–Mg–Sc–Zr alloy in as-fabricated and work-hardened conditions. *Materials Science and Engineering: A*, 600, 159-170.
- Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 50(1), 1-78. doi: <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927796X05000768>
- Mouritz, A. P. (2012). *Introduction to Aerospace Materials*. Reston, VA: Woodhead Publishing. Repéré à <http://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&db=e000xna&AN=680644&site=ehost-live>
- Moussa, C., Bernacki, M., Besnard, R., & Bozzolo, N. (2015). About quantitative EBSD analysis of deformation and recovery substructures in pure Tantalum. Dans *36th Risøash; International Symposium on Materials Science, 7-11 Sept. 2015* (Vol. 89, pp. 012038 (012037 pp.)). IOP Publishing. doi: 10.1088/1757-899X/89/1/012038. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/89/1/012038>
- Murr, L. (1975). *Interfacial phenomena in metals and alloys*. Reading, MA, USA: Addison-Wesley.
- Nakamura, T., Obikawa, T., Nishizaki, I., Enomoto, M., & Zhenglong, F. (2018). Friction Stir Welding of Non-Heat-Treatable High-Strength Alloy 5083-O. *Metals*, 8(4), 208 (217 pp.). doi: 10.3390/met8040208. Repéré à <http://dx.doi.org/10.3390/met8040208>
- Nourani, M., Milani, A. S., & Yannacopoulos, S. (2015). On experimental optimization of friction stir welding of aluminum 6061: understanding processing-microstructure-property relations. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 79(9-12), 1425-1441. doi: 10.1007/s00170-015-6932-6. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-015-6932-6>

- Nozato, R., & Ishihara, S. (1980). Calorimetric study of precipitation process in Al-Mg alloys. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 21(9), 580-588.
- Pengfei, J., Zhongyu, Y., Jin, Z., Lin, Z., Ji, V., & Klosek, V. (2015). Residual stress distribution and microstructure in the friction stir weld of 7075 aluminum alloy. *Journal of Materials Science*, 50(22), 7262-7270. doi: 10.1007/s10853-015-9280-x. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-015-9280-x>
- Polmear, I. J., & Sargent, K. R. (1963). Enhanced age-hardening in aluminium-magnesium alloys. *Nature*, 200, 669-670.
- Poznak, A., Freiberg, D., & Sanders, P. (2018). Chapter 10 - Automotive Wrought Aluminium Alloys. Dans R. N. Lumley (Éd.), *Fundamentals of Aluminium Metallurgy* (pp. 333-386). Woodhead Publishing. doi: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-102063-0.00010-2>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780081020630000102>
- Rajakumar, S., & Balasubramanian, V. (2012). Establishing relationships between mechanical properties of aluminium alloys and optimised friction stir welding process parameters. *Materials & Design*, 40, 17-35. doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.02.054>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306912001331>
- Rajakumar, S., Muralidharan, C., & Balasubramanian, V. (2011). Influence of friction stir welding process and tool parameters on strength properties of AA7075-T6 aluminium alloy joints. *Materials & Design*, 32(2), 535-549. doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.08.025>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306910005005>
- Ramaekers, J., & Kals, J. (1986). Strain, stresses and forces in blanking. Dans *Proceedings of the IMC Conference Galway* (pp. 126-138).
- Ryen, O., Nijs, O., Sjolander, E., Holmedal, B., Ekstrom, H. E., & Nes, E. (2006). Strengthening mechanisms in solid solution aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A (Physical Metallurgy and Materials Science)*, 37A(6), 1999-2006. doi: 10.1007/s11661-006-0142-7. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-006-0142-7>
- Sato, Y. S., Kokawa, H., Enomoto, M., & Jogan, S. (1999). Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(9), 2429-2437. doi: 10.1007/s11661-999-0251-1. Repéré à <https://doi.org/10.1007/s11661-999-0251-1>
- Sato, Y. S., Park, S. H. C., & Kokawa, H. (2001). Microstructural factors governing hardness in friction-stir welds of solid-solution-hardened Al alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 32(12), 3033-3042.

- Sato, Y. S., Urata, M., & Kokawa, H. (2002). Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33(3), 625-635. doi: 10.1007/s11661-002-0124-3. Repéré à <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0124-3>
- Sattari, S., Bisadi, H., & Sajed, M. (2012). Mechanical properties and temperature distributions of thin friction stir welded sheets of AA5083. *International journal of Mechanics and applications*, 2(1), 1-6.
- Sauvage, X., Dede, A., Mufioz, A. C., & Huneau, B. (2008). Precipitate stability and recrystallisation in the weld nuggets of friction stir welded Al-Mg-Si and Al-Mg-Sc alloys. *Materials Science and Engineering: A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*, 491(1-2), 364-371. doi: 10.1016/j.msea.2008.02.006. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2008.02.006>
- Sharghi, E., & Farzadi, A. (2018). Simulation of strain rate, material flow, and nugget shape during dissimilar friction stir welding of AA6061 aluminum alloy and Al-Mg₂Si composite. *Journal of Alloys and Compounds*, 748, 953-960. doi: 10.1016/j.jallcom.2018.03.145. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.03.145>
- Smith, D. A. (1990). *Die Design Handbook* (3rd Edition): Society of Manufacturing Engineers (SME).
- Starink, M. J., & Zahra, A. M. (1997). Low-temperature decomposition of Al-Mg alloys: Guinier-Preston zones and L12 ordered precipitates. *Philosophical Magazine A*, 76(3), 701-714. doi: 10.1080/01418619708214031. Repéré à <https://doi.org/10.1080/01418619708214031>
- Stoller, R. E., & Zinkle, S. J. (2000). On the relationship between uniaxial yield strength and resolved shear stress in polycrystalline materials. *Journal of Nuclear Materials*, 283-287, 349-352. doi: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(00\)00378-0](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(00)00378-0). Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311500003780>
- Sutton, M. A., Yang, B., Reynolds, A. P., & Yan, J. (2004). Banded microstructure in 2024-T351 and 2524-T351 aluminum friction stir welds: Part II. Mechanical characterization. *Materials Science and Engineering: A*, 364(1-2), 66-74.
- Tang, W., Guo, X., McClure, J., Murr, L., & Nunes, A. (1998). Heat input and temperature distribution in friction stir welding. *Journal of Materials Processing and Manufacturing Science*, 7, 163-172.
- Threadgill, P. L., Leonard, A. J., Shercliff, H. R., & Withers, P. J. (2009). Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 54(2), 49-93. doi: 10.1179/174328009X411136. Repéré à <https://doi.org/10.1179/174328009X411136>

- Tiryakioğlu, M., Robinson, J. S., Salazar-Guapuriche, M. A., Zhao, Y. Y., & Eason, P. D. (2015). Hardness–strength relationships in the aluminum alloy 7010. *Materials Science and Engineering: A*, 631, 196-200. doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.02.049>. Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509315001665>
- Toloczko, M. B., Abe, K., Hamilton, M. L., Garner, F. A., & Kurtz, R. J. (2000). The effect of test machine compliance on the measured shear punch yield stress as predicted using finite element analysis. *Materials Transactions, JIM*, 41(10), 1356-1359.
- Venables, J. (1964). The electron microscopy of deformation twinning. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 25(7), 685-692.
- Verhoeven, J. D. (1975). *Fundamentals of physical metallurgy*. Wiley New York.
- Vijayan, S., Raju, R., & Rao, S. R. K. (2010). Multiobjective Optimization of Friction Stir Welding Process Parameters on Aluminum Alloy AA 5083 Using Taguchi-Based Grey Relation Analysis. *Materials and Manufacturing Processes*, 25(11), 1206-1212. doi: 10.1080/10426910903536782. Repéré à <https://doi.org/10.1080/10426910903536782>
- Wilkinson, A. J. (2001). A new method for determining small misorientations from electron back scatter diffraction patterns. *Scripta Materialia*, 44(10), 2379-2385. doi: [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)00943-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)00943-5). Repéré à <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646201009435>
- Wright, S. I., Nowell, M. M., & Field, D. P. (2011). A Review of Strain Analysis Using Electron Backscatter Diffraction. *Microscopy and Microanalysis*, 17(3), 316-329. doi: 10.1017/S1431927611000055. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1017/S1431927611000055>
- Wu, Y. F., Yu, J., Yang, Z., & Deng, Y. L. (2019). Study of grain distribution during friction stir welding of Al-Zn-Mg alloys using numerical simulation. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 668, 012022. doi: 10.1088/1757-899x/668/1/012022. Repéré à <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/668/1/012022>
- Zoghلامي, M. (2017). *Influence des paramètres du procédé FSW sur les caractéristiques des bandes alternées (onion rings) dans les alliages d'aluminium* (École de technologie supérieure).

