

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
UNIVERSITE DE BLIDA 1

Faculté de Technologie
Département de Mécanique

THESE DE DOCTORAT

En Génie Mécanique

Spécialité : Science des Matériaux

RELATION MICROSTRUCTURE-PROPRIETES MECANIQUES LORS DU
SOUDEGE PAR FRICTION MALAXAGE (FSW) D'ALUMINIUM
AERONAUTIQUE

Par

MIMOUNI Oussama

Soutenue le : 25/11/2020 devant le jury :

SAHRAOUI Tahar	Professeur	Université de Blida 1	Président
TEMMAR Mostapha	Professeur	Université de Blida 1	Examineur
AISSANI Mouloud	Maitre de Recherche A	CRTI, Chéraga	Examineur
MAY Abdelghani	Maitre de Conférences A	EMP, Bordj El Bahri	Examineur
BADJI Riad	Directeur de Recherche	CRTI, Chéraga	Directeur de thèse
HADJI Mohammed	Professeur	Université de Blida 1	Co-directeur de thèse

Blida, 2020

**Titre de la thèse proposé par les membres du jury de
soutenance :**

*« RELATION MICROSTRUCTURE-PROPRIETES
MECANIQUES LORS DU SOUDAGE PAR FRICTION
MALAXAGE (FSW) D'ALUMINIUM SERIE 2017A-T451 ET
CONTRIBUTION PAR SIMULATION DU PROCEDE »*

Résumé : L'alliage 2017A T-451 (Al-Cu) est utilisé dans le cadre de l'allègement des structures d'aéronefs. Cependant, cet alliage est difficilement soudable par voie classique. Le soudage par friction malaxage (FSW) est un nouveau procédé permettant l'assemblage à l'état solide et donc de supprimer les défauts liés à la solidification. A travers cette étude, une partie expérimentale avec une approche globale et locale a été menée, dédiée à l'étude de la microstructure des soudures FSW et la caractérisation par DRX, DSC, MEB et microscopie optique afin de mettre en évidence les interactions entre les propriétés mécaniques et l'état microstructural, la précipitation et la recristallisation qui ont lieu durant le soudage. Aussi, une partie numérique consacrée à la simulation du procédé FSW a été réalisée afin de déterminer la distribution de la température et l'écoulement de la matière lors du soudage FSW. Les courbes de traction ont permis de constater que les différentes zones constituant le joint présentent des comportements mécaniques différents. Dans le domaine de la fatigue, les résultats d'essais montrent que le procédé de soudage réduit la durée de vie des joints soudés par FSW en terme nombre de cycles de 10^6 à 10^4 pour un état de contrainte de 120 MPa et de 10^5 à 10^3 pour un état de contrainte de 140 et 160 MPa. La formulation ALE s'est avérée tout à fait applicable au FSW sans modifications significatives autres que celles liées aux conditions aux limites.

Mot-clés : Soudage par friction malaxage (FSW), alliages d'aluminium 2017A, CND, caractérisation microstructural, comportement mécanique local et global, fatigue. ALE

Abstract: The AA2017A T-451 (Al-Cu) alloy is used in the lightening of aircraft structures. However, this alloy is difficult to weld by conventional means. Friction stir welding (FSW) is a new process allowing solid state assembly and therefore eliminating solidification-related defects. Through this study, an experimental part with a global and local approach was carried out, dedicated to the study of the microstructure of FSW welds and the characterization by DRX, DSC, SEM and optical microscopy in order to highlight the interactions between mechanical properties and microstructural state, precipitation and recrystallization which take place during welding. Also, a numerical part dedicated to the simulation of the FSW process was carried out in order to determine the temperature distribution and the material flow during FSW welding. The tensile curves have shown that the different zones constituting the weld exhibit different mechanical behavior. In the field of fatigue, the test results show that the welding process reduces the service life of joints welded by FSW in terms of cycle's number from 10^6 to 10^4 for a stress state of 120 MPa and from 10^5 to 10^3 for a stress state of 140 and 160 MPa. The ALE formulation has been found to be quite applicable to FSW without significant changes other than those related to the boundary conditions.. The ALE formulation has proven to be quite applicable to FSW without significant changes other than those related to the boundary conditions.

Keywords: Friction stir welding (FSW), AA2017A, NDT, microstructural characterization, local and global mechanical behavior, fatigue. ALE

المخلص: تستخدم سبيكة A2017 T-451 (Al-Cu) في تصنيع هياكل الطائرات. ومع ذلك ، يصعب تلحيم هذه السبيكة بالوسائل التقليدية. التلحيم بالمزج الاحتكاكي (FSW) هو عملية جديدة تسمح بالتلحيم في الحالة الصلبة وبالتالي التخلص من العيوب المتعلقة بالتصلب. من خلال هذه الدراسة ، تم إجراء جزء تجريبي بنهج عالم ومحلي ، مخصص لدراسة البنية المجهرية لمنطقة التلحيم FSW والتوصيف بواسطة DRX و DSC و SEM والفحص المجهرى من أجل تسليط الضوء على التفاعلات بين الخواص الميكانيكية والحالة المجهرية ، الترسيب وإعادة البلورة التي تحدث أثناء التلحيم. أيضاً ، تم تنفيذ جزء رقمي لمحاكاة عملية FSW من أجل تحديد توزيع درجة الحرارة وتدفق المواد أثناء التلحيم FSW. أظهرت منحنيات الشد أن المناطق المختلفة التي تشكل منطقة التلحيم تظهر سلوكاً ميكانيكياً مختلفاً. في مجال الاجهاد ، تظهر نتائج الاختبار أن عملية اللحام تقلل من عمر خدمة القطع الملحومة بواسطة FSW من حيث عدد الدورات من 10^6 إلى 10^4 لحالة إجهاد تبلغ 120 ميغا باسكال ومن 10^5 إلى 10^3 لحالة الإجهاد 140 و 160 ميغا باسكال. أثبتت الطريقة الرقمية ALE أنها قابلة للتطبيق تماماً على FSW دون تغييرات كبيرة بخلاف تلك المتعلقة بشروط الحدود.

الكلمات المفتاحية: التلحيم بالمزج الاحتكاكي (FSW) ، سبائك الألومنيوم 2017 A ، NDT ، التوصيف البنيوي الدقيق ، السلوك الميكانيكي المحلي والعالم ، الاجهاد. ALE

SOMMAIRE

RESUME

SOMMAIRE

REMERCIEMENTS

LISTE DES SYMBOLES

LISTE DES ILLUSTRATIONS, GRAPHIQUES ET TABLEAUX

INTRODUCTION GENERALE 1

PARTIE 1 :

APERCU SUR LES ALLAGES D'ALUMINIUM ET LE PROCEDURE DESOUDAGE PAR FRICTION MALAXAGE

1.1.	<i>Classification générale des alliages d'aluminium</i>	4
	1.1.1. <i>Les éléments d'addition secondaires</i>	5
	1.1.2. <i>Les impuretés</i>	5
1.2.	<i>Les alliages corroyés et de fonderie</i>	5
1.3.	<i>Alliages à durcissement par écrouissage (alliages non trempants)</i>	6
1.4.	<i>Alliages à durcissement structural (alliages trempants)</i>	6
1.5.	<i>Traitements thermomécaniques appliqués aux alliages d'aluminium</i>	6
	1.5.1. <i>Traitements thermomécaniques appliqués aux alliages à durcissement par écrouissage</i>	7
	1.5.2. <i>Traitements de trempe structurale appliqués aux alliages à durcissement structural</i>	7
1.6.	<i>Généralités sur les alliages d'aluminium de la série 2000</i>	8
	1.6.1. <i>Caractéristiques physicochimique et mécanique de l'alliage 2017A ou AU4G</i>	9
	1.6.2. <i>Propriétés et données numériques du 2017A</i>	10
	1.6.3. <i>Quelques exemples d'utilisation du 2017A</i>	11
1.7.	<i>Microstructure, transformation de phases, précipitation, séquences des joints soudés par FSW</i>	12
	1.7.1. <i>Mécanismes de durcissement par précipitation des alliages d'aluminium</i>	13
	1.7.1.1. <i>Durcissement par cisaillement des précipités</i>	13
	1.7.1.2. <i>Durcissement par contournement des précipités</i>	14
1.8.	<i>Procédé de soudage par friction malaxage (FSW)</i>	15
	1.8.1. <i>Principe du procédé de soudage par FSW</i>	15
	1.8.2. <i>Microstructure des joints soudés par FSW</i>	17
	1.8.3. <i>État de précipitation dans les joints soudés par FSW</i>	20
	1.8.4. <i>Effet de l'état microstructural sur les propriétés mécaniques des joints soudés FSW</i>	23
	1.8.4.1. <i>Évolution de microdureté le long des joints soudés par FSW</i>	24
	1.8.4.2. <i>Comportement mécanique en traction monotone quasi statique des joints soudés par FSW</i>	27
	1.8.4.3. <i>Analyse des faciès de rupture en traction monotone quasi statique des joints</i>	

soudés par FSW	30
1.8.4.4. Tenue en fatigue des joints soudés par FSW	32
1.9. Simulation numérique du procédé FSW	38
1.9.1. Introduction	38
1.9.2. Formulation Lagrangienne	39
1.9.2.1. Méthode EF	39
1.9.2.2. Méthodes particulières, méthodes sans maillage	42
1.9.3. Formulation Eulérienne	47
1.9.3.1. Méthodes classiques	48
1.9.3.2. Méthodes particulières	50
1.9.4. Formulation Lagrangienne et Eulérienne ALE	52
PARTIE 2 :	
MATERIAU, TECHNIQUE, PROCEDURE EXPERIMENTALE ET NUMERIQUE	
2.1. Introduction	55
2.2. Matériau utilisé pour le soudage FSW	55
2.3. Technique de soudage FSW	56
2.3.1. Préparation des plaques à souder	56
2.3.2. Conception et réalisation de l'outil de soudage FSW	56
2.3.3. Adaptation de la machine de soudage FSW	59
2.3.4. Protocole de soudage FSW	59
2.4. Moyens de contrôle de la qualité des soudures	62
2.4.1. Contrôle visuel	62
2.4.2. Contrôle par Radiographie X	62
2.4.3. Contrôle par Ultrasons	63
2.5. Analyses microstructurales	64
2.5.1. Microscopie optique (MO)	64
2.5.2. Microscopie électronique à balayage (MEB)	65
2.5.3. Diffraction des rayons X (DRX)	65
2.5.4. Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)	66
2.6. Moyens utilisés pour la caractérisation mécanique	67
2.6.1. Essais de microdureté	67
2.6.2. Essais de traction	68
2.6.2.1. Approche à l'échelle globale	68
2.6.2.2. Approche à l'échelle locale	69
2.6.3. Essais de fatigue	70
2.7. Modélisation du procédé FSW	73
2.7.1. Modèle fluide	73
2.7.1.1. Utilisation de la méthode de remaillage sous Fluent	73
2.7.1.2. Génération du flux thermique	76
2.7.1.3. Géométrie et conditions aux limites	78

2.7.1.4. Modélisation du matériau et réglage des paramètres	80
2.8. Conclusion	81

PARTIE 3 :

RESULTATS & DISCUSSIONS

3.1. Etude de la soudabilité de l'alliage 2017A par FSW	82
3.1.1. Introduction	82
3.1.2. Résultats des soudures FSW et discussion	82
3.1.2.1. Soudures des tôles de 6 mm d'épaisseur	82
a. Vitesse de rotation de 950 tr/min	82
b. Vitesse de rotation de 1050 tr/min	83
c. Vitesse de rotation de 1250 tr/min	83
3.1.2.2. Conclusion sur le choix des paramètres opératoires	84
3.1.2.3. Analyse des défauts en fonction des paramètres opératoires	84
a. Défauts identifiés par inspection visuelle	84
b. Défauts identifiés par un examen de radiographie	86
c. Défauts identifiés par un examen aux ultrasons	87
3.1.3. Observations métallographiques	88
3.1.3.1. Macrographie des joints soudés par FSW	88
3.1.3.2. Micrographie des joints soudés par FSW	90
a. Micrographie des joints soudés à une vitesse de rotation de 950 tr/min	90
b. Micrographie des joints soudés à une vitesse de rotation de 1050 tr/min	92
c. Micrographie des joints soudés à une vitesse de rotation de 1250 tr/min	94
3.1.4. Diffraction de rayons X	96
3.1.5. Résultats des essais mécaniques sur les soudures	97
3.1.5.1. Cartographie de la microdureté	97
3.1.5.2. Effet de la vitesse de rotation sur la microdureté	99
3.1.6. Analyse par calorimétrie différentielle à balayage « DSC »	101
3.1.7. Résultats des essais mécaniques	105
3.1.7.1. Essais de traction	105
a. Approche globale	105
b. Etude des faciès de rupture « Approche globale »	108
c. Approche locale	110
d. Etude des faciès de rupture « Approche locale »	111
3.1.7.2. Tenue en fatigue des joints soudés par FSW	117
a. Etude des faciès de rupture des essais de fatigue	119
3.1.8. Résultats numériques	129
3.1.8.1. Présentation des résultats numériques	129
CONCLUSION GENERALE	136
REFERENCES	138
APPENDICE A	146

<i>APPENDICE B</i>	148
<i>APPENDICE C</i>	149
<i>APPENDICE D</i>	150
<i>APPENDICE E</i>	152
<i>APPENDICE F</i>	154
<i>APPENDICE G</i>	155
<i>APPENDICE H</i>	156

LISTE DES SYMBOLES

FSW	Friction Stir Welding
AS	Advancing Side
RS	Retreating Side
TIG	Tungsten Inert Gas
MIG/ MAG	Métal Inert/Active Gas
TWI	The Welding Institute
MB	Métal de Base
ZAT	Zone Affectée Thermiquement
ZATM	Zone Affectée Thermo-mécaniquement
NS	Noyau de Soudure
CND	Contrôle Non Destructif
DRX	Diffraction de rayons X
N	Vitesse de rotation de l'outil
N_c	Nombre de cycles
F_z	Force appliquée sur les plaques
V_a	Vitesse d'avance de l'outil
k	Rapport des vitesses
ρ	Masse volumique
E	Module de Young
ν	Coefficient de Poisson

T	Température absolue
$c(T)$	Chaleur spécifique
$k(T)$	Conductivité thermique
σ_{ij}	Composantes des contraintes thermiques
ε_{ij}	Composantes de la déformation
σ_e	Limite d'élasticité
σ_s	Contrainte de Von Mises
q_s	Perte de chaleur par convection
β	Coefficient de convection
ε	Emissivité de l'aluminium
σ	Constante de Stefan-Boltzmann
T_0	Température ambiante
q_b	Perte de chaleur par conduction
β_b	Coefficient de convection fictif
h	Coefficient de transfert thermique

LISTE DES ILLUSTRATIONS, GRAPHIQUES ET TABLEAUX

- Figure 1.1 Exemples de cisaillement d'un précipité sphérique dans le plan de glissement d'une dislocation coin. [18]
- Figure 1.2 Exemple de franchissement des précipités par contournement. [18]
- Figure 1.3 Paramètres du procédé de soudage par FSW.
- Figure 1.4 Macrostructure d'un joint soudé par FSW en alliage d'aluminium série 2000 « Coupe transversale » (TL-TC). [24]
- Figure 1.5 Micrographie des zones du joint soudé par FSW en AA 2024-T351 : (a) MB, (b) ZAT, (c) ZATM AS, (d) ZATM RS, (e) Noyau. [30]
- Figure 1.6 Observations MET (1et 2) et MEB-FEG (3) de la précipitation intergranulaire et intragranulaire le long du joint soudé par FSW en alliage 2024-T351 : (1) Noyau (2) ZATM et (3)ZAT. [27]
- Figure 1.7 Distribution de la microdureté le long du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351. [33]
- Figure 1.8 Évolution de la microdureté, de la densité des zones GPB, de la fraction volumique des phases S'(S) et de la taille des précipités le long du joint soudé par FSW. [26]
- Figure 1.9 Évolution des profils de microdureté à travers l'épaisseur d'un joint soudé par FSW en alliage 2024-T351 : (b) au centre du joint, (c) à 3 mm, (d) à 9 mm, (e) à 14 mm, (f) à 16 mm et (g) à 22 mm du centre du joint. [43]
- Figure 1.10 Courbe contrainte-déformation de l'alliage 2024-T351. [44].
- Figure 1.11 Évolution des propriétés mécaniques à travers un joint soudé en alliage 2024-T351 [31].
- Figure 1.12 Observation MEB (différents grossissements) d'un faciès de rupture en traction monotone quasi statique d'un joint soudé par FSW en alliage 2024-T8. [39]
- Figure 1.13 Comparaison des courbes S-N des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium avec celle du matériau de base. [41]

- Figure 1.14 Comparaison des courbes S-N des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 avec celles du matériau de base. [42]
- Figure 1.15 Fractographie des faciès de rupture du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 en régime LCF à $s_{max} = 292$ MPa et $R=0,1$. [42]
- Figure 1.16 Fractographie des faciès de rupture du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 à $s_{max} = 270$ MPa et $R=0,1$ (pour une durée de vie de l'ordre de $1;3:10^5$ cycles). [42]
- Figure 1.17 Couplage thermomécanique.
- Figure 1.18 Schématisation de l'évolution du maillage avec une approche lagrangienne.
- Figure 1.19 Champs de température à gauche et champs des déformations à droite avec une approche lagrangienne. [53]
- Figure 1.20 Pavage de Voronoï (traits pleins) et triangulation de Delaunay (traits en pointillés). Cellule de second ordre. [62]
- Figure 1.21 Suivi 2D du malaxage en FSW par la méthode NEM, la zone d'avance est colorée en rouge et la zone de retrait est colorée en bleu, à gauche à l'instant initial et à droite au bout de 4000 pas de temps. [61]
- Figure 1.22 Suivi 2D de particules malaxées par l'outil avec la méthode. [63]
- Figure 1.23 Suivi 3D de particules avec la méthode MPS : soudage des aluminiums 5056 en rouge et 1100 en bleu [66].
- Figure 1.24 Coupe perpendiculaire au cordon de soudure. Comparaison entre le profil de dureté obtenue expérimentalement (haut) et la cohésion entre les particules obtenues numériquement (bas), bleu : matériau de base, vert : cohésion la plus faible et rouge : cohésion la plus forte. [68].
- Figure 1.25 Malaxage de deux matériaux par l'outil FSW [68].
- Figure 1.26 Modèle couplé MEF-DEM afin d'accélérer les temps de calcul. [68]
- Figure 1.27 Schématisation de l'évolution du maillage avec une approche

eulérienne.

Figure 1.28 Influence de l'action de l'outil FSW sur l'écoulement de matière au travers de la visualisation des lignes de courant : l'outil est fixe en rotation à gauche, il est en rotation à droite. [77]

Figure 1.29 Division du domaine maillé en 2 sous domaines : le domaine en gris représentant la zone de malaxage proche de l'outil tourne à la vitesse de l'outil ; le domaine en vert représentant le reste de la pièce est fixe en rotation [81].

Figure 1.30 Mouvement périodique du domaine ALE par rapport au domaine Eulérien [81].

Figure 1.31 Domaine de calcul : pion (en vert) = approche Lagrangienne, zone de malaxage (en bleu) = approche ALE ; reste de la pièce (en gris) = approche Eulérienne [82].

Figure 1.32 Schématisation d'une approche ALE.

Figure 1.33 Distribution des contraintes normales (en bas), des températures (en haut) en Eulérien (à gauche) ou ALE (à droite) pour un frottement de Coulomb [90].

Figure 2.1 Alliage 2017A-T451 sous forme des tôles laminées.

Figure 2.2 Spectromètre de fluorescence des rayons X (EDX-800HS).

Figure 2.3 Plaques d'aluminium 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur préparées pour le soudage par FSW.

Figure 2.4 Conception de l'outil de soudage FSW.

Figure 2.5 Outil FSW après traitement thermique.

Figure 2.6 Fraiseuse utilisée pour le soudage FSW.

Figure 2.7 Dispositif de fixation des plaques à souder.

Figure 2.8 Montage sur la fraiseuse avec une vue de l'outil au-dessus de la ligne du joint.

Figure 2.9 Réglage de la vitesse de rotation de l'outil.

Figure 2.10 Phase de soudage.

Figure 2.11 Joint soudé par FSW final.

Figure 2.12 Illustration du fonctionnement de la Radiographie X [93].

Figure 2.13 Positionnement des pièces à inspecter sur le cliché.

- Figure 2.14 *Principe du contrôle par ultrasons.*
- Figure 2.15 *Appareil à ultrasons : Krautkramer Branson USD 15.*
- Figure 2.16 : *Microscope optique de type « Olympus BX51 ».*
- Figure 2.17 *Microscope Électronique à Balayage « JSM-7100F ».*
- Figure 2.18 *Diffractomètre de type « X'PERT-PRO ».*
- Figure 2.19 *Diagramme de DSC : cas du Métal de base 2024 T351
Vitesse de montée en température 50°C/min [19].*
- Figure 2.20 *Préparation des échantillons pour l'analyse par DSC 204.*
- Figure 2.21 *Dispositif de mesure de la microdureté.*
- Figure 2.22 *Technique de mesure de microdureté du joint soudé.*
- Figure 2.23 *Machine utilisée pour l'essai de traction WOLPERT-AMSLER
ZZ220.*
- Figure 2.24 *Dimensionnement de l'éprouvette prélevée pour l'étude
de l'approche globale.*
- Figure 2.25 *Schéma du prélèvement des éprouvettes pour l'étude de
l'approche locale dans les plaques soudées par FSW.*
- Figure 2.26 *Machine hydraulique de Fatigue « PLS-100 ».*
- Figure 2.27 *Éprouvettes prélevées pour les tests de fatigue du métal de
base 'Diabolo'.*
- Figure 2.28 *Eprouvettes prélevées pour les tests de fatigue métal soudé.*
- Figure 2.29 *Chargement cyclique appliqué lors des essais de fatigue.*
- Figure 2.30 *Interface de contrôle de la machine PLS-100.*
- Figure 2.31 *Evolution du maillage dynamique 2D.*
- Figure 2.32 *Evolution du maillage dynamique 3D.*
- Figure 2.33 *Formes du pion étudiées (a) Outil FSW, b) Forme cylindrique,
c) Forme cylindrique bizutée, d) Frome conique.*
- Figure 2.34 *Flux de chaleur représentés dans un outil FSW simplifié.*
- Figure 2.35 *Discrétisation de la plaque en plusieurs zones.*
- Figure 2.36 *Maillage du modèle : (a) Zones détaillées du maillage de
l'empreinte de l'outil (b) Maillage du Pin.*
- Figure 2.37 *Modèle utilisé dans la simulation numérique.*
- Figure 2.38 *Viscosité dynamique de l'alliage d'aluminium 2017A obtenue
du test DMA (Dynamical Mechanical Analysis). [102]*

- Figure 3.1 Plaques d'aluminium 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur soudées par FSW avec les paramètres $N=950$ tr/min, $V_a=0.6$ mm/s et $\theta =2^\circ$: (a) côté joint, (b) côté opposé.
- Figure 3.2 Plaques d'aluminium 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur soudées par FSW avec les paramètres $N=1050$ tr/min, $V_a=0.6$ mm/s et $\theta =2^\circ$: (a) côté joint, (b) côté opposé.
- Figure 3.3 Plaques d'aluminium 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur soudées par FSW avec les paramètres $N=1250$ tr/min, $V_a=0.6$ mm/s et $\theta =2^\circ$.
- Figure 3.4 Défaut de manque de pénétration de l'épaulement sur la surface des pièces.
- Figure 3.5 Défaut type de bavure excessive ou « Ribbon Flash ».
- Figure 3.6 Défauts en surface du cordon de type éraillures et manque de marquage.
- Figure 3.7 Défauts de surface de type rainure.
- Figure 3.8 Radiographie présentant un défaut tunnel interne.
- Figure 3.9 Radiographie d'un soudage effectué avec une vitesse de 1250 tr/min.
- Figure 3.10 Examen par sonde droite E/R à ondes longitudinales.
- Figure 3.11 Oscillogramme reçu par la sonde dans un endroit non soudé sur des plaques de 6 mm d'épaisseur.
- Figure 3.12 Macrographie des joints soudés pour les vitesses suivantes a) et b) : 950, c) et d) : 1050, e) et f) : 1250 tr/min. [96]
- Figure 3.13 Microstructure dans le métal de base 2017A-T451.
- Figure 3.14 Micrographie des zones du joint soudé par FSW à une vitesse de rotation de 950 tr/min: (a) Noyau, (b) ZAT AS, (c) Transition NS-ZATM (AS), (d) Transition NS-ZATM (RS), (e) ZAT (RS), (f) ZATM (RS) et (g) ZATM (AS).
- Figure 3.15 Micrographie des zones du joint soudé par FSW à une vitesse de 1050 tr/min: (a) Noyau, (b) ZAT (AS), (c) ZAT (RS), (d) Transition NS-ZATM (AS), (e) ZATM (AS) et (f) ZATM (RS).
- Figure 3.16 Micrographie des zones du joint soudé par FSW à une vitesse

de rotation de 1250 tr/min: (a) Noyau, (b) ZAT (AS), (c) ZAT (RS), (d) Transition NS-ZATM (AS), (e) ZATM (AS) et (f) ZATM (RS).

- Figure 3.17 Résultats de l'analyse DRX pour les différentes zones du joint soudé.
- Figure 3.18 Cartographie de microdureté HV_{500g} du joint 6 mm d'épaisseur en alliage 2017A-T451 soudé à une vitesse de rotation: (a) 950 tr/min, (b) 1050 tr/min, (c) 1250 tr/min.
- Figure 3.19 Cartographie de microdureté HV_{500g} du joint soudé 6 mm d'épaisseur en alliage 2017A-T451 à différentes vitesses de rotation de l'outil.
- Figure 3.20 Diagramme d'équilibre d'un alliage binaire d'Al-Cu [6].
- Figure 3.21 Thermogramme du métal de base de l'alliage étudié (2017A-T4). [96]
- Figure 3.22 Superposition des thermo-grammes du matériau de base, MB, ZAT, ZATM et Noyau soudé.
- Figure 3.23 Courbes de DSC du métal de base et du NS.
- Figure 3.24 Courbes Contraintes-Déformation pour les éprouvettes 6 mm d'épaisseur. [96]
- Figure 3.25 Rupture dans le joint pour les deux échantillons de 6 mm d'épaisseur.
- Figure 3.26 Rupture hors joints des soudures à 1250 tr/min.
- Figure 3.27 Observation MEB 'faciès de rupture en traction du joint soudé par FSW en alliage 2017A-T451 à une vitesse de rotation de 1250 tr/min'.
- Figure 3.28 Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 950 tr/min testée en traction.
- Figure 3.29 Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1050 tr/min testée en traction.
- Figure 3.30 Zoom du faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1050 tr/min testée en traction.
- Figure 3.31 Comportement local de différentes zones des joints soudés.
- Figure 3.32 Faciès de rupture d'une éprouvette pour le métal de base

'MB'.

- Figure 3.33 *Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1250 tr/min 'Noyau'.*
- Figure 3.34 *Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1250 tr/min 'ZAT-AS'.*
- Figure 3.35 *Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1250 tr/min 'ZAT-RS'.*
- Figure 3.36 *Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1250 tr/min 'ZATM-AS'.*
- Figure 3.37 *Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1250 tr/min 'ZATM-RS'.*
- Figure 3.38 *Courbe de Wöhler pour le métal de base et le métal soudé.*
- Figure 3.39 *Zone de rupture des éprouvettes en métal de base.*
- Figure 3.40 *Fractographie du métal de base pour une contrainte de 200 MPa.*
- Figure 3.41 *Fractographie du métal soudé une contrainte de 160 MPa.*
- Figure 3.42 *Fractographie du métal soudé pour une contrainte de 100 MPa.*
- Figure 3.43 *Fractographie du métal soudé pour une contrainte de 120 MPa.*
- Figure 3.44 *Fractographie du métal soudé pour une contrainte de 160 MPa.*
- Figure 3.45 *Micrographies MEB montrant la présence de précipités dans les différentes régions du joint de soudure, a) Noyau, b) ZATM-AS, c) ZAT-AS, d) exemple de spectre EDS pour l'analyse des précipités. [96]*
- Figure 3.46 *Distribution des températures pour différentes formes de pion.*
- Figure 3.47 *Champ de vitesse d'écoulement pour différentes géométries de pion à $t = 8s$.*
- Figure 3.48 *Pression statique pour différentes géométries de pion à $t = 8s$.*
- Figure 3.49 *Distribution des températures dans le plan lors du soudage FSW.*
- Figure 3.50 *Représentation du cycle thermique pour la ZAT.*

Figure 3.51 *Distribution des températures dans la section transversale lors du soudage FSW.*

Figure 3.52 *Représentation des vecteurs vitesses (cas 3D).*

Figure 3.53 *Représentation des lignes de courant du flux de matière.*

Tableau 1.1 *Classification des alliages d'aluminium. [1]*

Tableaux 1.2 *Exemple de caractéristiques mécaniques de quelques alliages d'aluminium de la série 2000. [9]*

Tableau 1.3 *Composition chimique de 2017A [9].*

Tableau 1.4 *Propriétés mécaniques du 2017A [9].*

Tableau 2.1 *Composition chimique du métal de base (2017A-T451) déterminée par spectromètre de fluorescence des rayons X.*

Tableau 2.2 *Composition chimique de l'acier à outil Z38CDV5.1.*

Tableau 2.3 *Caractéristiques et dimensions de l'outil de soudage FSW.*

Tableau 2.4 *Paramètres de soudage et tailles des plaques soudées.*

Tableau 2.5 *Valeurs entrées dans l'interface de la machine pour chaque éprouvette.*

Tableau 3.1 *Différents types de défauts présents au niveau d'un joint FSW.*

Tableau 3.2 *Caractéristiques microstructurales enregistrées dans les différentes zones des joints de soudure FSW*

Tableau 3.4 *Position des pics de DRX obtenus pour : MB, ZAT, ZATM et NS coté AS.*

Tableau 3.2 *Caractéristiques microstructurales enregistrées dans les différentes zones des joints de soudure FSW*

Tableau 3.3 *Récapitulatif de la taille approximative des zones dans un joint soudé par FSW sur l'alliage 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur.*

Tableau 3.4 *Valeurs des aires des pics pour chaque zone du joint soudé par FSW de la courbe de DSC.*

Tableau 3.5 *Fractions relatives des différentes phases des zones du joint soudé par FSW.*

- Tableau 3.6 Propriétés mécaniques obtenues par l'essai de traction sur les joints de soudures.*
- Tableau 3.7 Propriétés mécaniques des zones du joint soudé en alliage 2017A-T451.*
- Tableau 3.8 Nombres de cycles moyens à la rupture pour le métal de base et le métal soudé.*
- Tableau 3.9 Pourcentage de fracture dans les différentes zones du joint de soudure*
- Table 3.10 Composition chimique des précipités présents dans les différentes régions du joint de soudure.*

INTRODUCTION GENERALE

Les alliages d'aluminium à durcissement structural sont utilisés dans le cadre de l'allègement des structures de transport aérien, naval et terrestre. En contrepartie, ce type d'alliage est difficilement soudable par la voie classique et le moyen principal d'assemblage reste le rivetage. Ce dernier présente de nombreux désavantages comme une jonction hétérogène entre les deux tôles, le surcroît de masse ainsi que la concentration de contraintes au niveau des trous, particulièrement néfaste pour le comportement mécanique.

Le soudage par friction malaxage (FSW) est un nouveau procédé d'assemblage mis au point par TWI (The Welding Institute) en 1991. L'originalité de ce procédé consiste à souder à l'état solide, ce qui supprime les défauts liés à la solidification et conduit à des contraintes internes faibles par rapport au soudage classique (TIG). Il devient alors possible d'assembler des alliages dits "difficilement soudables".

On peut distinguer plusieurs zones au sein de la soudure dans lesquelles l'évolution microstructurale est contrôlée par l'interaction complexe entre la déformation plastique, la restauration, la recristallisation ainsi que de la précipitation homogène et hétérogène. Bien que les microstructures qui résultent du soudage par FSW soient maintenant assez bien connues pour de nombreux alliages, le détail des mécanismes aboutissant à ces microstructures, ainsi que la corrélation entre ces microstructures et les propriétés mécaniques des joints soudés ne sont pas encore maîtrisées. Par conséquent, l'objectif principal de ce travail a été de mettre en évidence cette relation entre la microstructure et les propriétés mécaniques des joints soudés par FSW.

Afin de saisir les différents mécanismes et phénomènes liés à ce procédé de soudage, nous avons étudié un alliage de la série 2000 (durcissement structural) dans lequel l'histoire thermique, la déformation et la précipitation évoluent de façon très significative lors du soudage FSW. En premier lieu, nous avons caractérisé la microstructure d'un joint 2017A-T451. La caractérisation de la microstructure s'est faite par microscopie optique (MO) et microscopie électronique à balayage (MEB), les intermétalliques ont été caractérisés par Spectromètre de fluorescence des rayons X (EDX). Une analyse quantitative de la précipitation a été menée par calorimétrie différentielle à balayage (DSC).

Le soudage par friction malaxage entraîne d'importantes modifications des microstructures initiales. Le couplage complexe entre la déformation plastique et les

conditions thermiques fait intervenir de nombreuses interactions entre la déformation, la restauration, la recristallisation et la précipitation. Ces différentes interactions, bien qu'elles ne soient pas exactement équivalentes aux cycles thermiques et thermomécaniques subis par le matériau lors du traitement thermique initial, elles doivent être d'avantages mieux maîtrisés. A partir des différentes caractérisations, nous avons pu dresser les mécanismes mis en jeu durant le soudage (FSW) dans les différentes zones des joints soudés étudiés. La microstructure évolue sensiblement à travers le joint soudé et par-là même les propriétés mécaniques.

Nous avons caractérisé les propriétés mécaniques locales par des essais de traction sur micro-éprouvettes prélevées dans les différentes zones du joint soudé. Les essais de fatigue réalisés sur des éprouvettes soudées par FSW, nous ont permis de saisir le comportement mécanique cyclique global des joints soudés, l'objectif étant d'établir le lien entre la tenue à la fatigue et la microstructure résultante. L'analyse microscopique des faciès de rupture nous a permis d'identifier les différents mécanismes de rupture et d'endommagement et l'origine de l'amorçage des fissures pour les tests effectués (Traction, Fatigue).

La bonne connaissance du procédé est nécessaire pour déterminer les paramètres qui influent sur la qualité et les performances de la soudure. Si la géométrie de l'outil et les paramètres procédés ne sont pas adaptés, l'outil peut casser rapidement. Cette optimisation n'est pas simple, et coûteuse en termes de mise œuvre (temps, matière, outil). En ce sens, la simulation numérique peut contribuer à aider à comprendre les mécanismes de soudage et ainsi à développer le procédé. Le but est donc de simuler numériquement le procédé FSW, et plus précisément sa phase stationnaire et transitoire.

Cette thèse est organisée comme suit :

- *La première partie est consacrée à l'étude bibliographique :*
 - *Cette partie présente une revue bibliographique des travaux de recherche publiés sur le procédé de soudage par FSW et l'étude des propriétés mécaniques et microstructurales des joints en alliages d'aluminium soudés ainsi qu'à la modélisation numérique du procédé de soudage FSW. On s'est intéressé précisément aux alliages*

laminés à durcissement structural de la série 2000 (en particulier le 2017A). L'étude bibliographique est particulièrement axée sur la caractérisation de la microstructure et des hétérogénéités de comportement mécanique des joints FSW, la corrélation entre les propriétés mécaniques locales (dans chaque zone), l'évolution de la microstructure le long des joints soudés par FSW et les différentes techniques de modélisation utilisées pour simuler le procédé FSW.

➤ *La deuxième partie est subdivisée en deux sections :*

- *La première section est consacrée à l'élaboration des joints, les techniques expérimentales utilisées et les conditions d'essais mécaniques sont présentées en détail.*
- *La deuxième section décrit la résolution du problème thermomécanique avec la formulation ALE et les détails du développement numérique réalisé.*

➤ *La troisième partie est subdivisée en deux sections :*

- *La première section est dédiée à la présentation des résultats de caractérisation qualitative et quantitative des microstructures et de dureté des différents joints soudés, présentation et discussion des essais de traction (Approche globale et locale) et de fatigue effectués sur des éprouvettes soudées, des différents faciès de rupture.*
- *La deuxième partie est consacrée à l'étude thermique du FSW. Le découplage entre l'écoulement de la matière et les flux thermiques permet de réduire la complexité du problème. Nous proposons une méthode permettant d'identifier la répartition des flux thermiques rentrants dans l'outil. Cette identification permettra, dans la suite, d'estimer les flux appliqués sur les plaques à souder. Cette partie va permettre de présenter un modèle numérique thermique du procédé au cours du soudage permettant une meilleure compréhension de la répartition de chaleur dans les pièces à souder.*

PARTIE 1 : BIBLIOGRAPHIE

APERCU SUR LES ALLAGES D'ALUMINIUM ET LE PROCEDE DESOUDAGE PAR FRICTION MALAXAGE

1.1. Classification générale des alliages d'aluminium

L'aluminium à l'état pur présente peu d'intérêt en termes d'utilisation dans le domaine de la mécanique, car ses dernières sont médiocres. Afin d'améliorer le comportement physicochimique et mécanique de ce type de matériau, l'utilisateur est amené à ajouter certains éléments d'addition entrant en solution solide ou formant des précipités avec l'aluminium présent. De nombreuses nuances ont donc été développées afin de desservir de nombreux domaines d'applications. Les principaux éléments d'addition sont [1 - 2]:

- **Le silicium** permet d'obtenir d'excellentes propriétés de fonderie, une amélioration de la coulabilité, une diminution de la fissuration à chaud, une bonne tenue à l'usure, l'étanchéité des pièces et l'allongement à la rupture sont également améliorés ;
- **Le magnésium** augmente la résistance à la corrosion, aux endommagements et l'allongement à la rupture. A l'opposé les propriétés de fonderie et d'usinabilité sont diminuées ;
- **Le cuivre** augmente les caractéristiques mécaniques à température ambiante, la tenue à chaud et l'usinabilité. Par contre la tenue à la corrosion est diminuée.

Une classification de ces alliages a été élaborée suivant la nature de l'élément d'addition majoritaire. On distingue les séries: 1xxx, 2xxx, 3xxx, 4xxx, 5xxx, 6xxx, 7xxx et 8xxx. Le **tableau 1.1** classe les différentes nuances et leurs éléments d'additions correspondants.

Tableau 1.1: Classification des alliages d'aluminium. [1]

Classe	Élément d'addition principal
1xxx	Aluminium pur à 99% minimum
2xxx	Cuivre
3xxx	Manganèse
4xxx	Silicium
5xxx	Magnésium
6xxx	Magnésium - Silicium
7xxx	Zinc - magnésium
8xxx	Divers éléments, par exemple le Lithium

D'autres éléments d'addition entrent aussi dans la composition chimique de ces alliages, mais avec des proportions limitées.

1.1.1. Les éléments d'addition secondaires

Ils sont ajoutés en plus faibles quantités (en général environ 1%) pour améliorer certaines propriétés telles que la finesse des grains, la trempabilité et la soudabilité. Les éléments d'addition classiques sont : Cr, Mn, Ni, Pb, Be.

1.1.2. Les impuretés

Le fer et le silicium sont les deux principales impuretés présentes, le rapport Fe/Si est environ de 2 % pour la plupart des alliages d'aluminium.

Cette classification peut être, aussi, établie à partir d'autres critères, en fonction des traitements mécaniques et thermiques appliqués lors de l'élaboration de ces alliages. Ces traitements sont classés comme suit :

1.2. Les alliages corroyés et de fonderie

Le corroyage consiste en un martelage du métal au pilon, au marteau ou à la presse, de manière à améliorer ses caractéristiques mécaniques, après l'affinage. Il provoque un resserrement du métal et une orientation des cristaux par l'action d'un travail de déformation dans une ou plusieurs directions privilégiées. Le corroyage est effectué à chaud, à température modérée ou à température ambiante et permet par déformation appropriée

d'obtenir des produits ou demi-produits à la forme désirée : bloc, tôle, barre, fil, profilé. Les déformations par corroyage sont réalisées par des procédés de transformation tels que le forgeage, le laminage, le filage, le matriçage. Il ne faut pas confondre le corroyage avec l'écrouissage, destiné à modifier localement l'état structural d'un métal et qui s'effectue à température ambiante ou modérée sur un demi-produit, tandis que les alliages de fonderie sont ceux qui servent à la fabrication des pièces moulées. La série 4xxx est un alliage de fonderie alors que les autres classes sont des alliages corroyés. Au sein des alliages corroyés, on distingue [1, 3]:

1.3. Alliages à durcissement par écrouissage (alliages non trempants)

Les principaux alliages appartenant à cette catégorie sont les alliages des séries 1xxx, 3xxx et 5xxx. Avec ces alliages, le durcissement est obtenu par l'effet combiné des éléments d'addition (durcissement par solution solide) et de l'écrouissage. De plus, en combinant l'effet de durcissement par écrouissage et l'effet d'adoucissement par traitement de restauration ou de recuit, on obtient pour chaque alliage, une plage étendue de dureté allant de plasticité maximale et résistance mécanique minimale, jusqu'à l'état extra dure à résistance maximale, mais plasticité minimale.

1.4. Alliages à durcissement structural (alliages trempants)

Principalement on retrouve la série 2xxx (Al-Cu et Al-Cu-Mg), la série 6xxx (Al-Mg-Si) et la série 7xxx (Al-Zn-Mg et Al-Zn-Mg-Cu). Dont le durcissement provient de traitement de trempe structurale.

1.5. Traitements thermomécaniques appliqués aux alliages d'aluminium

Les différents traitements thermomécaniques appliqués aux alliages à durcissement par écrouissage et les traitements de trempe structurale appliqués aux alliages à durcissement structural seront détaillés dans cette section [5].

La nomenclature supplémentaire désignant l'alliage après un de ces traitements est : H pour un écrouissage, (O) pour un recuit et (T) pour un traitement thermique.

1.5.1. Traitements thermomécaniques appliqués aux alliages à durcissement par écrouissage

Les alliages non trempants subissent généralement deux traitements successifs:

- Ils sont soumis à un traitement par écrouissage qui consiste à écrouir le matériau à chaud ou à froid de façon à augmenter sa résistance mécanique. En contrepartie, il a pour effet d'augmenter fortement la densité des dislocations. La microstructure présente alors un très grand nombre de défauts. Ainsi, l'état écroui n'est pas stable et un vieillissement naturel a généralement lieu à température ambiante après ce traitement.
- Afin d'accélérer le vieillissement naturel et stabiliser l'état écroui, le matériau est soumis à des traitements d'adoucissement. Il s'agit de traitements de restauration et de recristallisation. Dans ce but, le matériau subit un recuit, il est maintenu à des températures comprises entre 200 et 400°C pendant une durée déterminée. Ces deux paramètres déterminent le niveau de restauration et de recristallisation.

1.5.2. Traitements de trempe structurale appliqués aux alliages à durcissement structural

Les alliages à durcissement structural sont obtenus après un traitement de trempe structurale comprenant les étapes suivantes [1, 4, 5]:

- Une mise en solution, à une température suffisante pour mettre en solution solide le plus grand nombre possible d'éléments durcissants ;
- Une trempe ou refroidissement rapide afin de conserver la structure de la solution solide existant à des températures très élevées. La résistance mécanique du matériau est donc très faible ;
- Une maturation à température ambiante suit la trempe permettant à la structure d'atteindre un état stable ;
- Enfin, un revenu à des températures légèrement élevées est appliqué afin d'accélérer le durcissement de l'alliage.

1.6. Généralités sur les alliages d'aluminium de la série 2000

La série 2000 dans laquelle le cuivre est l'élément d'addition majeur, la teneur en cuivre des alliages de cette série est comprise entre 1,8 et 6,8 % [6], possède de moins bonnes propriétés de résistance à la corrosion que les séries contenant de plus faibles quantités. Les alliages de ce type sont relativement faciles à traiter thermiquement et ont de bonnes propriétés mécaniques de fait de leur durcissement structural, qui est dû à la précipitation de formes transitoires des composés d'équilibre Al_2Cu et Al_2CuMg .

De plus, l'addition de silicium et de manganèse, à des teneurs inférieures à 0.8 %, favorise la formation de composés quaternaires qui, par dispersion, améliorent les propriétés de la matrice. Par contre, la présence de fer est souvent nuisible, car, à cause de la formation de Cu_2FeAl_7 , le fer diminue la quantité de cuivre nécessaire au durcissement structural, cependant si en plus du fer, on ajoute du nickel, il y a formation du composé Al_9FeNi , qui confère à l'alliage une bonne tenue mécanique jusqu'à 230 °C (c'est le cas de l'alliage 2618 utilisé pour la fabrication des moteurs à turbine et des structures d'avions supersoniques). Par ailleurs, ces alliages sont difficilement soudables [7]. Cette série est utilisée dans des applications structurelles telles que: l'aéronautique, l'aérospatiale, et l'industrie automobile.

Ces alliages sont invariablement traités thermiquement et sont soit utilisés pour le vieillissement naturel soit soumis à des traitements thermiques de trempe par précipitation. Une bonne pratique de ces traitements thermiques peut donc minimiser les effets électrochimiques. La proportion de trempe, la température et la durée du vieillissement artificiel peuvent affecter le produit final [8].

D'un point de vue "fissuration", en général, ces alliages sont plus ou moins sensibles à la fissuration : les nuances 2017A, 2014, 2024, 2618A, sont très sujettes au phénomène de fissuration, la nuance 2219 au contraire est peu sensible à la fissuration [9].

Tableaux 1.2 : Exemple de caractéristiques mécaniques de quelques alliages d'aluminium de la série 2000. [9]

Série	Principaux alliages	Elément d'addition					Etat	100 200 300 400 500MP				
		Cu	Mg	Si	Mn	Divers		10	20	30	50%	
2000	2014	4.3	0.5	0.8	0.8		T5					
	2017	4.2	0.7	0.6	0.7		T4 T3					
	2024	4.5	1.5		0.7		T4					
	2618	2.5	1.6	0.2		Fe 1.1 Ni 1.2	T6					

$R_{0.2}$	R	$A\%$
-----------	-----	-------

1.6.1. Caractéristiques physicochimique et mécanique de l'alliage 2017A ou AU4G

Faisant partie de la famille 2000 (alliage d'aluminium au cuivre à durcissement structural), le 2017A est souvent utilisé dans l'aéronautique pour réaliser des couvercles de carter ou supports usinés dans la masse. Anciennement appelé en France "duralumin" est utilisé pour ces bonnes aptitudes à l'usinage. Cet alliage léger d'aluminium-cuivre-magnésium aux propriétés extraordinaires, découvertes par hasard par l'Allemand William en 1908, comprend en moyenne 4% de cuivre, 0,5 % de magnésium et 0,5 % de manganèse (tableau 1.3). Parfois le Duralumin contient aussi du zinc, ou du nickel, qui agit comme un durcissant. L'originalité de ses propriétés tient du fait que l'alliage, après usinage et trempe, laissé au repos (opération qu'on appelle vieillissement), voit ses propriétés mécaniques complètement transformées, avec une charge de rupture qui a doublé alors que les allongements ont très peu diminué. Il a été prouvé en laboratoire que le vieillissement (environ 48 heures) correspond à un réarrangement des molécules. La trempe du duralumin se fait entre 480°C et 510°C [10].

Le 2017A est un alliage de transformation présentant de faibles niveaux de contraintes résiduelles internes, ce qui permet de réaliser des pièces de précision. Il a subi un traitement thermique T6 (mise en solution puis revenu) ou T3 (mise en solution écroui et mûri), Il possède donc de bonnes caractéristiques mécaniques (Tableau 1.4).

Tableau 1.3 : Composition chimique de 2017A [9].

L'élément	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Ni	Zn
Pourcentage %	4.5 en moyenne	1.0	1	0.8	0.7	0.1	/	0.25

Tableau 1.4 : Propriétés mécaniques du 2017A [9].

Les modules	E (MPa)	ν	Rm(MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	A%
Les valeurs	74000	0.33	390	260	9

Du fait de ses propriétés mécaniques et de sa faible densité, le duralumin joue un grand rôle dans l'industrie aéronautique. Il entre dans la fabrication de toutes les pièces de structure de la carlingue et de l'aile, couples, cadres, rivets, longerons, nervures, revêtement, haubans et mâts (recouvrement aérodynamique), réservoir.

1.6.2. Propriétés et données numériques du 2017A

Nous donnons ci-dessous quelques propriétés essentielles de cet alliage d'après plusieurs références [5, 11, 12, 13,101].

- *Masse volumique* : Elle varie en fonction de la présence ou non d'éléments d'addition. Elle est de 2700 kg/m³ pour un aluminium de pureté 99,65% et de 2790 kg/m³ pour le 2017A ;
- *Propriétés thermiques* : La température de fusion est de 660,4°C pour un aluminium pur. Elle varie entre 560°C et 640°C pour le 2017A ;
- *Propriétés électriques* : L'aluminium pur conduit très bien l'électricité puisqu'il se place immédiatement après le cuivre dans les métaux communs avec une résistivité électrique de $2.92 \cdot 10^{-8} \Omega.m$. Les éléments d'addition ont une influence importante sur sa conductivité électrique. Pour le 2017A, la résistivité électrique est multipliée quasiment par deux ($5.1 \cdot 10^{-8} \Omega.m$) ce qui diminue considérablement sa conductivité électrique ;
- *Module d'élasticité* : Le module d'élasticité est de 66,6 GPa pour l'aluminium pur et augmente en présence d'impuretés et des éléments d'addition. Dans le cas

de l'AU4G, ce module est compris entre 69 et 72 GPa et son module de cisaillement est compris entre 23 et 26 GPa ;

- *Ténacité* : La ténacité ou résistance statique résiduelle à la propagation d'une fissure est une notion très importante pour les alliages travaillant en chargement cyclique, car elle conditionne la fiabilité et la sécurité de toute la structure. Cette propriété est caractérisée par le critère K_{Ic} lequel se situe entre 21 et 23 MPa√m pour le 2017A ;
- *Résistance à la fatigue* : On détermine la limite d'endurance comme étant le rapport entre la limite à la fatigue à 10⁸ en contraintes alternées (traction-compression) et la charge de rupture en traction monotone. Ce rapport varie entre 0,25 et 0,35 dans le cas des alliages de la série 2000. Ce rapport sert à caractériser l'endurance en fatigue.

1.6.3. Quelques exemples d'utilisation du 2017A [101]

- *Aéronautique* : La raison essentielle de son utilisation dans le domaine aéronautique est la réduction du poids des appareils afin de minimiser la consommation ou augmenter la charge utile et le rayon d'action. L'aluminium est aujourd'hui le premier métal non ferreux utilisé en tonnage dans plusieurs secteurs économiques tels que l'aéronautique où la plupart des alliages utilisés sont issus de la série 2000. Dans cette famille d'alliages, la nuance 2017A et 2024 restent les plus utilisées. Ce sont ses qualités de résistance à l'endommagement (qui se traduit par une longue durée de vie avant l'initiation des premières phases d'endommagement) qui font que les constructeurs l'utilisent sur toutes les structures d'avions. La technologie aéronautique a permis, par ses besoins de plus en plus pointus, de développer de nouveaux alliages et de nouvelles techniques de caractérisation des alliages d'aluminium. Cependant il présente des caractéristiques mécaniques pouvant être améliorées ;

- *Transports ferroviaires : Le gain de poids est d'autant plus intéressant que dans ces matériels où la fréquence des arrêts est relativement élevée afin de réduire la consommation lors du démarrage et l'usure lors du freinage (métros récents, remorques d'autorail, etc.) ;*
- *Automobile : Les applications sont plutôt ciblées dans ce domaine. Telles que la réalisation des culasses, jantes, échangeurs thermiques, pistons et carters, étriers de freins, carrosserie, etc ;*
- *Nous pouvons indiquer aussi d'autres domaines d'utilisations des alliages d'aluminium à l'image de l'architecture et le bâtiment, l'industrie électrique et électronique et le domaine du conditionnement alimentaire.*

En conclusion, nous pouvons confirmer que l'aluminium et les alliages d'aluminium couvrent un domaine étendu d'utilisation puisqu'on trouve à chaque extrémité de ce domaine, d'une part, l'aluminium raffiné à l'état recuit avec une résistance à la rupture de l'ordre de 50 MPa et, d'autre part, les alliages à haute résistance du type Al-Zn-Mg-Cu (série 7000) fortement chargés en éléments d'addition et donne, à l'état trempé revenu, une résistance pouvant atteindre 750 MPa.

1.7. Microstructure, transformation de phases, précipitation, séquences des joints soudés par FSW

Le procédé de soudage par friction malaxage (FSW) est considéré aujourd'hui comme l'alternative la plus prometteuse aux méthodes traditionnelles d'assemblage (soudure à l'arc, rivetage...). Il est défini comme un procédé de soudage de matériaux à l'état solide et sans apport de matière ; ainsi, les défauts liés au processus de solidification et à l'apport de matière sont éliminés. Le soudage par FSW est particulièrement intéressant pour l'assemblage des alliages d'aluminium utilisés dans l'industrie aéronautique [14] qui, jusque-là, sont peu utilisables en raison de leur instabilité avec les procédés de soudage traditionnels (MIG, TIG ...). Le soudage par friction malaxage a été inventé par Thomas Wayne à l'institut de soudure britannique (TWI-UK) en 1991. Depuis, de nombreux travaux de recherche ont été conduits avec une large collaboration entre l'industrie et les laboratoires de recherche pour le développement et la caractérisation des joints soudés par FSW [15]. Il convient particulièrement bien aux alliages à haute résistance et à bas point de fusion (aluminium, magnésium, cuivre..). Ses applications industrielles principales sont :

aéronautiques, spatiales, transports terrestres, construction navale. L'objectif de cette partie est d'établir une synthèse bibliographique sur les travaux de recherche effectués sur les joints soudés par FSW en alliage d'aluminium à durcissement structural. Après un rappel des mécanismes de durcissement structural des alliages d'aluminium. On s'intéressera aux évolutions de la microstructure à travers les joints FSW (taille de grains, distribution des précipités ...) et à leurs propriétés mécaniques sous chargement de traction monotone quasi statique et sous chargement cyclique (Fatigue), ainsi qu'à l'analyse des mécanismes d'endommagement à l'origine de l'amorçage des fissures.

1.7.1. Mécanismes de durcissement par précipitation des alliages d'aluminium

Les séquences de précipitation dans les alliages d'aluminium s'accompagnent de modifications importantes des propriétés physiques et mécaniques de ces derniers. La limite d'élasticité et la dureté sont particulièrement sensibles à l'état de précipitation dans ces alliages [16, 17]. Le durcissement structural, qui résulte de la précipitation de particules fines de phases métastables ou stables, présente en outre un intérêt pratique particulier à la fois parce qu'il permet d'atteindre un niveau important de caractéristiques mécaniques, mais aussi parce que celui-ci peut être ajusté et contrôlé par simple traitement de revenu [18]. Dans le cas des alliages d'aluminium-cuivre les principaux mécanismes de durcissement sont régis par l'interaction des dislocations avec les précipités qui jouent le rôle d'obstacles à leur déplacement. La mobilité des dislocations dépend donc de la distribution, de la densité et de la nature de ces obstacles. Les mécanismes physiques qui gouvernent le durcissement sont nombreux :

- Durcissement par effet à distance (durcissement par différence de module de cisaillement ou par contrainte de cohérence) ;
- Durcissement par cisaillement des précipités par les dislocations ;
- Durcissement par contournement des précipités par les dislocations. [18]

1.7.1.1. Durcissement par cisaillement des précipités

Le cisaillement de précipités n'apparaît que lorsque ceux-ci sont cohérents ou semi-cohérents avec la matrice [19] et que la dislocation peut glisser de manière continue de la matrice aux précipités. Lorsque les plans de glissement de la matrice et des précipités sont en coïncidence (plans en épitaxie), le cisaillement s'effectue dans un seul plan. Dans le cas

contraire, la géométrie du cisaillement peut être beaucoup plus complexe et conduire à l'émission de boucles de dislocations à l'interface précipité/matrice ou encore à la formation d'un cran le long de la ligne de dislocation.

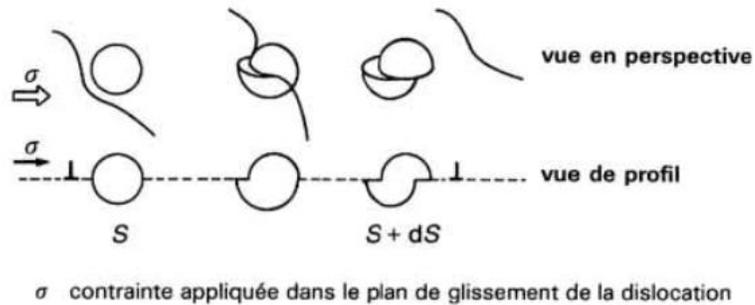


Figure 1.1 : Exemples de cisaillement d'un précipité sphérique dans le plan de glissement d'une dislocation coin. [18]

La figure 1.1 illustre le cisaillement d'un précipité dans le plan de glissement d'une dislocation coin. En effet, l'incrément de surface de précipitation par la création de nouvelles interfaces entre les précipités et la matrice et la modification de l'énergie des dislocations conduisent à la résistance au passage des dislocations donc au durcissement du matériau. Les principaux mécanismes physiques de durcissement par cisaillement de précipités par les dislocations sont : [18]

- Durcissement par incrément de surface ;
- Durcissement par différence d'énergie de faute d'empilement ;
- Durcissement par effet d'ordre.

1.7.1.2. Durcissement par contournement des précipités

Le deuxième mécanisme de durcissement est le franchissement des précipités par contournement. Ce mécanisme est souvent associé à la phase d'adoucissement des alliages d'aluminium et aux états de sur-revenus. Le mécanisme de contournement des précipités se fait par un glissement primaire ou par un glissement dévié. [18]

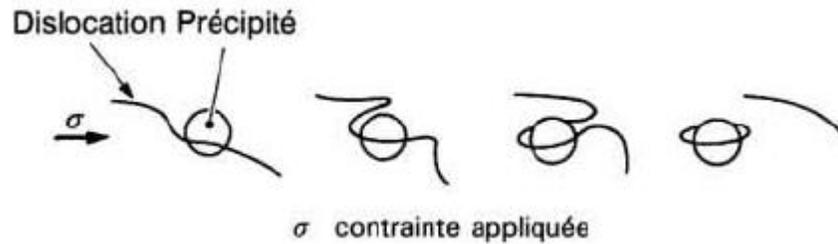


Figure 1.2 : Exemple de franchissement des précipités par contournement. [18]

La **figure 1.2** illustre le schéma de contournement des précipités par les dislocations. Les deux brins de la ligne de dislocation, incurvés de part et d'autre de l'obstacle, se recombinent, permettant l'échappement de la dislocation et laissent autour du précipité une boucle de dislocation. Le durcissement par précipitation peut avoir pour origine une différence de paramètre de maille entre la matrice et les précipités cohérents ou encore une différence de coefficient de dilatation thermique entre la matrice et les précipités. Dans les deux cas, le champ de distorsion élastique autour des précipités interagit avec les champs de déformation associés aux dislocations et limite ainsi leur mouvement.

1.8. Procédé de soudage par friction malaxage (FSW)

1.8.1. Principe du procédé de soudage par FSW

Les deux pièces à souder sont mises en contact et solidement bridées. Puis, l'outil constitué principalement d'un épaulement et d'un pion en rotation (400 à 1400 tours/min) pénètre dans la matière. La friction du pion sur les pièces provoque une élévation de la température à l'interface, qui entraîne un ramollissement de la matière. Cela permet de faire pénétrer le pion à l'interface entre les pièces à assembler jusqu'à amener l'épaulement au contact de ces dernières (**figure 1.3**). L'outil se déplace le long du joint à souder à des vitesses de l'ordre de 30 à 1000 mm/min. [14]

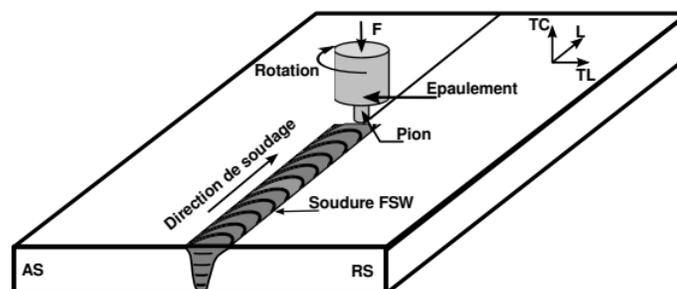


Figure 1.3 : Paramètres du procédé de soudage par FSW.

Une fois l'épaulement en contact avec les pièces à souder, un effort est maintenu sur l'outil, pour empêcher la matière de remonter vers le haut et permettre le forgeage de celle-ci. Après ramollissement du matériau, ce dernier passe dans un état pâteux facilitant le déplacement de l'outil le long du joint à souder. Le mouvement de rotation du pion permet le malaxage. La combinaison des mouvements de translation et de rotation de l'outil entraîne la matière de l'avant vers l'arrière du pion en déformant plastiquement la matière se situant devant le pion. Cette matière malaxée, composée des différents matériaux soudés, se retrouve à l'arrière de l'outil et forme le cordon de soudure. Ainsi, le joint formé est constitué uniquement des métaux de base des pièces assemblées et ne nécessite pas de métal d'apport [14]. Le côté de la soudure dont la vitesse d'avance et la vitesse tangentielle de l'outil (due à la rotation) sont dans le même sens est appelé Advancing Side (AS) et le côté opposé dont la vitesse d'avance est opposée à la vitesse de rotation de l'outil est appelé Retreating Side (RS). Les principaux paramètres du procédé de soudage par FSW sont la vitesse de rotation de l'outil (t/min), la vitesse de soudage (v , en mm/min), l'effort de forgeage F appliqué sur l'outil (selon l'axe z , sens TC) et la profondeur de pénétration de l'outil dans la pièce (figure 1.3). Les valeurs de ces trois paramètres dépendent du matériau de base et des épaisseurs des plaques à souder. Elles conditionnent l'état de surface du cordon, sa microstructure et donc ses caractéristiques mécaniques ainsi que la puissance dissipée par frottement et par déformation plastique. À ces paramètres se rajoute l'angle d'inclinaison de l'outil par rapport à la surface de la pièce à souder. Cela permet un meilleur malaxage du matériau et son entraînement de l'avant vers l'arrière du pion [20]. Le soudage par FSW est considéré comme l'un des développements les plus importants pour l'assemblage des structures métalliques. En plus de sa particularité de permettre le soudage des alliages non soudables par les procédés traditionnels, il est considéré comme une technologie "verte" grâce à son bon rendement énergétique, sa propreté et son respect pour l'environnement (pas d'émissions polluantes). À la différence des méthodes de soudage conventionnelles, le FSW consomme considérablement moins d'énergie sans utilisation de gaz ni génération de fumées et permet le soudage de matériaux de compositions différentes [14]. Le procédé ne nécessite aucun métal d'apport, ce qui évite la formation de phases dures et fragilisantes. Le joint reste donc homogène chimiquement, ce qui constitue un avantage du point de vue de la tenue à la corrosion [19].

1.8.2. Microstructure des joints soudés par FSW

Le procédé de soudage par FSW introduit d'importants changements dans la microstructure à travers, dans et autour du joint. L'impact du procédé sur les caractéristiques microscopiques, macroscopiques et mécaniques de la soudure induit de fortes modifications des propriétés et du comportement mécanique local et global du cordon. De nombreux travaux de recherche ont été réalisés pour définir le comportement des joints soudés par FSW notamment en traction quasi statique et leur résistance en fatigue. Néanmoins, le comportement mécanique cyclique ainsi que la question de la zone d'amorçage des fissures dans la soudure ne sont, à ce jour, pas suffisamment abordés. Des justifications sont nécessaires pour expliquer pourquoi l'amorçage des fissures de fatigue n'a pas lieu dans la zone à microdureté minimale ? Pourquoi les fissures peuvent elles s'initier dans le noyau et quel est le rôle de la macrostructure, de la microstructure, de la dureté et l'état de précipitation ?

La soudure FSW présente une microstructure très hétérogène le long du joint. La forme du cordon, la taille des grains ainsi que la taille des zones constituant le joint dépendent fortement des paramètres du procédé de soudage par FSW [21], de la forme de l'outil [22] [14] [23] ainsi que du traitement thermique subi par les matériaux soudés [20]. On note "L" la direction du laminage des plaques qui est la même que la direction de soudage, "TL" (travers long) la direction perpendiculaire à la direction de soudage et "TC" (travers court) la direction dans l'épaisseur des plaques à souder.

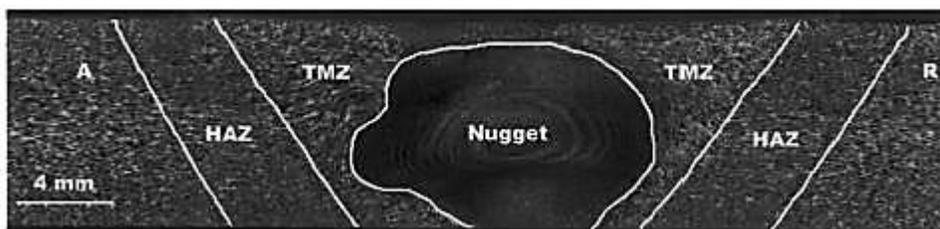


Figure 1.4 : Macrostructure d'un joint soudé par FSW en alliage d'aluminium série 2000

« Coupe transversale » (TL-TC). [24]

La figure 1.4 illustre une coupe dans le plan TL-TC d'un joint soudé par FSW en alliage d'aluminium de la série 2000 '2024-T351' [24]. L'analyse de la microstructure en termes de taille et d'orientation des grains permet de distinguer différentes zones le long du joint soudé par FSW. En effet, les gradients de chargements thermique et mécanique subis

par les matériaux soudés *Maeda et al. [25]* impliquent un gradient de microstructure à travers la soudure. Il est à noter également l'apparition de gradients de microstructure entre le côté AS et le côté RS du joint soudé par FSW. La communauté FSW est unanimement d'accord sur le nombre et la dénomination des zones macroscopiques constituant le joint soudé par FSW néanmoins, il y a des auteurs qui considèrent les gradients des tailles de grains et de l'état de précipitation présent à l'intérieur même de chaque zone pour en distinguer des sous-zones à microstructure plus homogène *[26, 19, 27]*. En général, on distingue cinq zones différentes le long d'une soudure FSW :

- a. Le Noyau (ou Nugget) : est associé à la surface traversée par le pion *[26]* et présente une microstructure très fine. Les niveaux de température et de déformation plastique atteints provoquent la recristallisation dynamique de cette zone. La température atteinte est suffisante pour entraîner une dissolution des précipités durcissants et les intermétalliques sont broyés et redistribués par la grande déformation plastique. Les grains résultants sont fins et équiaxiaux avec un grand-angle de frontière *[26]*. La taille des grains dépend significativement des paramètres de soudage, de la géométrie de l'outil, de la composition métallurgique des pièces, de la température, de l'effort vertical appliqué et du refroidissement *[14]*. Dans le cas du joint soudé en alliage 2024 -T351 étudié, la taille de grains mesurée dans le noyau est de l'ordre de 5 à 10 μm (*figure 1.5-a*). La taille de cette zone correspond au diamètre du pion de l'outil de soudage ;
- b. Le flow arm : est la surface supérieure des tôles brassées par l'épaulement. La microstructure de cette zone est fortement similaire à celle du noyau soudé à savoir une structure de grains fins équiaxiaux. En revanche, la taille de grains peut y être légèrement supérieure à celle du noyau. *A.Ali et al. [43]* ont montré que la taille de grains dans cette zone peut atteindre 15 μm ;
- c. La zone affectée thermomécaniquement (ZATM) : est considérée comme la transition entre le matériau de base et le noyau du joint soudé *[29]*. Cette zone est caractérisée par une microstructure fortement déformée plastiquement *[29]*. Les grains du matériau de base sont largement étirés et subissent des rotations importantes autour du noyau pouvant atteindre 90°. La zone subit donc une

histoire thermique et une déformation plastique très complexes. Les figures 1.5- b et 1.5- c montrent respectivement des vues optiques des microstructures de la ZATM - côté AS et de la ZATM côté RS pour le joint soudé en alliage d'aluminium 2050-T851 étudié. H. Aydin et al. [20] montrent que la température dans cette zone atteint 350°C à 400°C ;

- d. La zone affectée thermiquement (ZAT) : quant à elle, est définie comme la zone qui a subi seulement un chargement thermique sans déformation plastique notable. Les grains dans cette zone sont similaires à ceux du matériau de base [14], mais le chargement thermique subi induit une forte modification de l'état de précipitation dans cette zone. Les figures 1.5- d et 1.5- e montrent respectivement des micrographies de la ZAT- côté AS et de la ZAT- côté RS. Dans le cas du joint soudé en alliage 2050-T851, la taille de grains dans ces zones est de l'ordre de 300 à 350 μm . Dans leur étude sur les joints d'alliage d'aluminium 2024-T351, H. Aydin et al. [20] ont montré notamment que la température dans cette zone atteint 250°C à 300°C ;
- e. Le matériau de base (MB) : est la partie de l'assemblage qui n'a subi aucune déformation mécanique. Le chargement thermique n'étant pas important, le matériau conserve sa microstructure et ses propriétés mécaniques d'origine ;

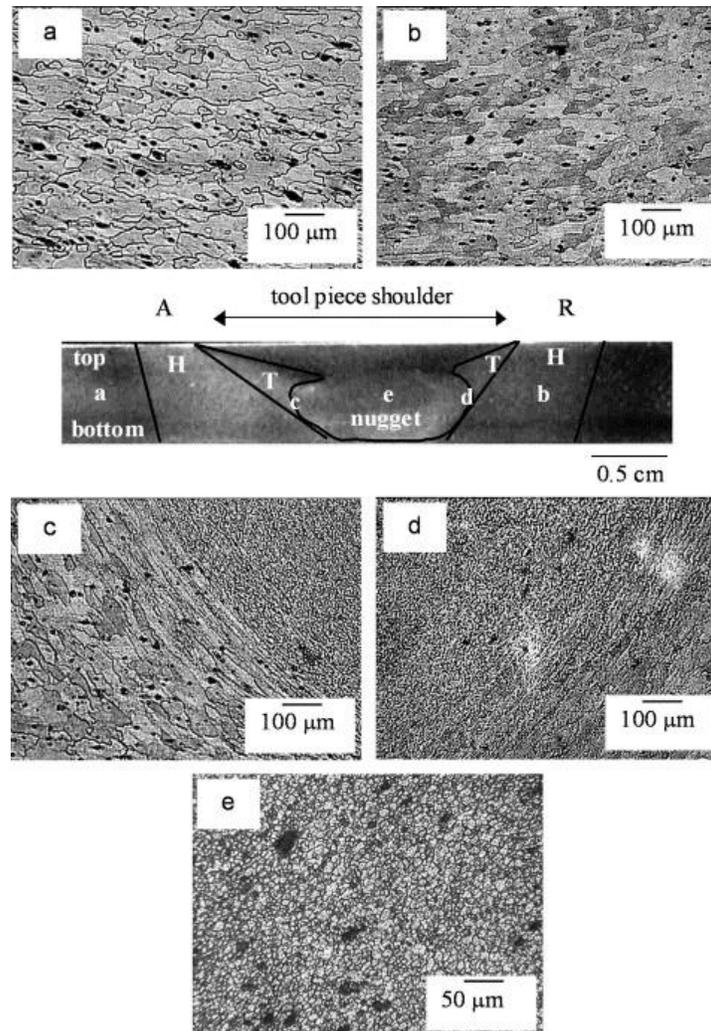


Figure 1.5 : Micrographie des zones du joint soudé par FSW en AA 2024-T351 : (a) MB, (b) ZAT, (c) ZATM AS, (d) ZATM RS, (e) Noyau. [30]

1.8.3. État de précipitation dans les joints soudés par FSW

On s'intéresse dans ce paragraphe à l'évolution de l'état de précipitation et à la distribution des précipités due au procédé de soudage. L'objectif est double, comprendre

- Les origines des hétérogénéités de propriétés mécaniques de ces soudures ;
- Les mécanismes conduisant à l'amorçage des fissures.

Les modifications de la microstructure introduites par le procédé de soudage et les chargements complexes (thermique et mécanique) subis par le matériau conduisent à la dissolution et/ou réversion des précipités [19, 26]. Selon le type de matériau et les précipités initialement présents, la nature de la précipitation change entre les différentes zones du joint

soudé. C. Genevois et al. [26] ont quantifié, dans leur étude sur le joint soudé en alliage d'aluminium 2024 dans deux états de traitement thermique avant soudage (2024-T351 et 2024-T6), l'évolution de la précipitation le long de la soudure par DSC (differential scanning calorimetry) et SAXS (small angle X-ray scattering). La phase durcissante qui précipite dans les alliages AlCuMg dépend de la quantité de cuivre et du rapport massique cuivre/magnésium ainsi que des paramètres de vieillissement [31]. Si ce rapport est supérieur à 8, l'agent durcissant est alors Al_2Cu connu sous le nom de la phase θ . Dans un alliage avec un rapport massique cuivre/magnésium compris entre 4 et 8 deux types de précipités sont activés (Al_2Cu et Al_2CuMg). Entre 4 et 1,5 seul Al_2CuMg , connu sous le nom de la phase S, contrôle les propriétés, en dessous de cette proportion, les propriétés dépendent de Al_6CuMg_4 [19]. En général, il est admis que la précipitation dans l'alliage 2024-T351 se produit dans des zones appelées de Guinier Preston Bagaryatskii (GPB) qui se forment à une température proche de 80°C et se dissolvent à partir de 200°C [43, 26, 19, 27]. Dans la ZAT, la précipitation est de type S'(S) 1. Cette phase, initialement fine, devient grossière en s'approchant du côté de la ZATM [26]. Les zones de Guinier-Preston-Bagaryatskii (GPB) 2 restent dominantes dans la ZAT au voisinage du métal de base et décroissent au profit de la phase S'(S) en s'approchant de la ZATM. La fraction de la phase S'(S) est maximale à l'interface entre la ZAT et la ZATM et celle des zones GPB est minimale. Cette configuration reste la même le long de toute la ZATM. La phase S'(S) présente dans la ZATM est grossière et hétérogène [26, 19]. Les températures atteintes dans le noyau sont suffisamment grandes pour réduire la fraction de la phase S'(S). Par conséquent, la solution solide est enrichie et de nouvelles zones GPB sont formées et deviennent à nouveau la phase dominante. Les phases S'(S) précipitées dans le noyau deviennent incohérentes avec la matrice [26]. La précipitation la plus complexe qui se manifeste au cours du soudage est spécialement associée à la ZATM. La ZATM présente deux types de précipitations hétérogènes : des précipitations intragranulaires grossières de l'ordre de 100 nm et assez fines de l'ordre de 10 nm, et une précipitation très grossière dans les joints de grains. Ces précipités sont présents dans les grains, mais aussi aux joints de grains. Des précipités ont été, également, observés dans les sous-grains (sur les dislocations). Cela explique qu'ils sont complètement dissous et reprécipités préférentiellement aux joints de grains, des sous-grains et sur les dislocations pendant le refroidissement. Dans le noyau, les précipités sont complètement dissous durant le soudage. Leur redistribution dépend fortement de la structure et de la densité des dislocations. On note

une forte concentration des précipités, de l'ordre de 60 à 100 nm, répartis de façon uniforme dans les grains à grande densité de dislocations. Les précipités dans les joints de grains sont plus larges et plus espacés. On note moins de précipités dans les joints à faible densité de dislocations. Cela explique que les dislocations ou les sous-grains sont les sites préférés des nucléations et des croissances des précipités. E. Bousquet [27] et C. Genevois [26, 19] montrent que dans le cas du joint soudé par FSW, en allant du noyau vers la ZAT, la densité des intermétalliques décroît et la densité de la phase S'(S) devient très faible au détriment des zones GPB. Dans le noyau, une faible densité de précipités riches en cuivre et en manganèse a été observée. Dans la ZATM, on note la présence de zones dénudées de précipités et quelques précipités principalement enrichis en cuivre ont été observés dans les joints de grains. En allant le long de la ZAT (de la ZATM vers le matériau de base), la densité des zones GPB diminue brusquement au détriment des phases S' (S). Dans la zone proche de la ZATM, une fraction très élevée de la phase S'(S) a précipité aux joints de grains. Ensuite, la précipitation des phases S'(S) devient majoritairement intragranulaire en s'éloignant de la ZATM vers le matériau de base. Proche du matériau de base, la densité des zones GPB diminue légèrement, le flux thermique ne permet pas la précipitation de la phase S'(S). On montrera dans le prochain paragraphe l'influence de ces distributions de précipités sur les propriétés mécaniques des joints (microdureté, $R_{p0.2}$, R_m , A%...).

La figure 1.6 (1 et 2) montre des observations MET et MEB-FEG pour la figure 1.6 (3) qui illustrent la répartition des précipités le long d'un joint soudé d'un alliage de la série 2000. Dans le noyau, l'analyse a montré la faible fraction des précipités intragranulaires S'(S) au détriment des zones GPB [27]. Dans la ZATM, la phase durcissante S'(S) est répartie d'une manière homogène dans les grains. Le long des joints de grains, on observe la présence de quelques précipités intergranulaires de l'ordre de 600 nm [27]. Le long de la zone affectée thermiquement, on a observé une évolution des zones GPB au détriment de la phase S'(S). Les deux processus, dissolution des zones GPB et précipitation de la phase S'(S), sont en compétition [27, 26, 19]. Proche de la ZATM (figure 1.6 (3)), la précipitation intergranulaire est très importante. Elle augmente le long de la ZAT au détriment de la précipitation intragranulaire jusqu'à atteindre un maximum à la frontière ZAT/ZATM où elle forme des lignes continues de précipités le long des joints de grain [27]. La fraction de la phase S'(S) reste élevée dans cette zone.

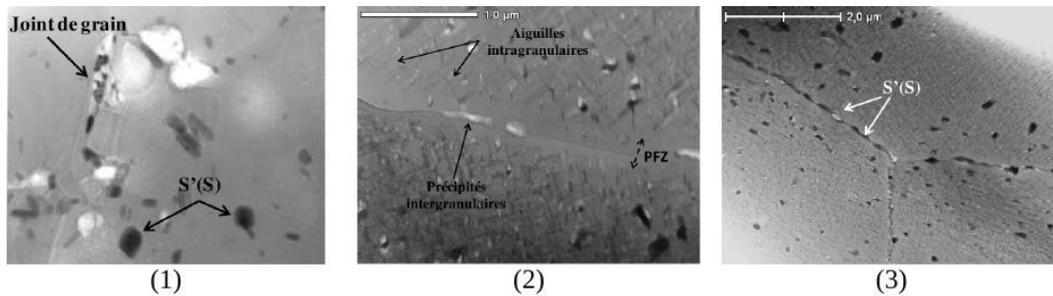


Figure 1.6 : Observations MET (1et 2) et MEB-FEG (3) de la précipitation intergranulaire et intragranulaire le long du joint soudé par FSW en alliage 2024-T351 : (1) Noyau (2) ZATM et (3)ZAT. [27]

On retient dans cette partie que le procédé de soudage par FSW modifie fortement la microstructure à travers les joints en termes de taille des grains, de leur orientation, mais surtout de l'état de précipitation. Les précipités présents dans les différentes zones dépendent bien évidemment de la composition initiale des matériaux de base non soudés et du flux thermique qui dépend des conditions de soudage (épaisseur des plaques soudées, géométrie de l'outil, vitesse de rotation, vitesse de soudage, ...).

Les températures atteintes durant le soudage permettent la reprécipitation des phases existantes, mais aussi l'apparition de nouvelles phases durcissantes, leur distribution est très hétérogène à travers les joints. On retient également que dans le cas des alliages d'aluminium de la série 2000 la phase durcissante est essentiellement les zones GPB/GP [26, 19, 43, 20].

1.8.4. Effet du procédé FSW sur les propriétés mécaniques des joints soudés

L'étude du comportement mécanique des structures soudées par FSW est un domaine de recherche en plein essor en raison des enjeux économiques et environnementaux majeurs que représentent, d'une part, le dimensionnement au plus juste des pièces en service et, d'autre part, la nécessité de réduire les risques d'accident par rupture inopinée. Ce type de rupture est particulièrement fréquent dans le cas où le matériau est sollicité en fatigue, c'est-à-dire dans des conditions de chargement (mécanique, thermique ...) cycliques. Les propriétés mécaniques globales des joints soudés par FSW sont dictées par les propriétés des zones les constituant. Dans cette section.

1.8.4.1. Évolution de microdureté le long des joints soudés par FSW

La microdureté figure parmi les propriétés mécaniques des joints soudés par FSW qui sont largement traitées dans la littérature. Elle est le résultat direct de la modification de la microstructure causée par le procédé de soudage. La microdureté est l'une des propriétés mécaniques les plus affectées par les modifications de la taille des grains et de l'état de précipitation dû au procédé de soudage. L'étude de l'évolution de la microdureté le long des joints soudés a un intérêt particulier. En plus des informations qu'on peut en déduire sur l'hétérogénéité de la microstructure le long des soudures. La microdureté est considérée comme un marqueur direct des propriétés mécaniques ($Rp0.2$, Rm , $A\%$, ...). **C. Genevois et al. [19]** ont montré qu'il existe une corrélation entre le profil de microdureté et le profil de ces propriétés le long des joints FSW. La modification de la microstructure et de la précipitation génère un profil de dureté très complexe le long du joint soudé ainsi qu'à travers son épaisseur. En général, le profil de dureté à travers le joint soudé par FSW prend une forme en *W* dans les alliages d'aluminium à durcissement structural [32] (figure 1.7). Le cycle thermique subi pendant le soudage provoque un ramollissement du matériau autour du centre du joint. Par conséquent, on enregistre une chute de dureté dans la ZAT et dans la ZATM causée essentiellement par l'état de précipitation plutôt que par la taille de grains et la structure des dislocations dans le joint [20]. Ceci signifie qu'en plus de l'état initial du matériau de base, le profil de microdureté dépend également des paramètres de soudage.

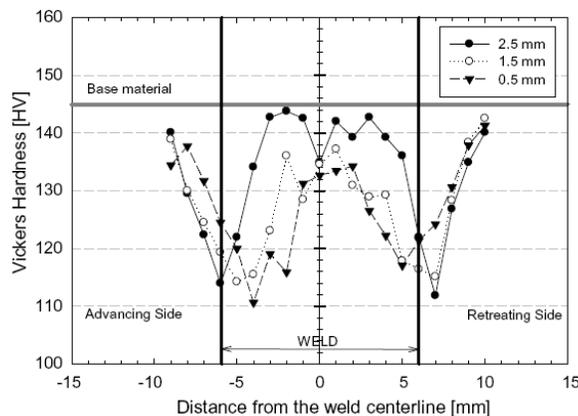


Figure 1.7 : Distribution de la microdureté le long du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351. [33]

L. Fratini et al. [33] estiment, dans leurs études sur les joints soudés, que la dureté mesurée chute le long de la section transversale ainsi que dans l'épaisseur des plaques soudées par FSW notamment dans la ZAT et la ZATM (figure 1.7). Ceci s'explique par le chargement thermique subit par ces zones et qui conduit à un état de précipitation très grossier. La dureté augmente dans le noyau et s'approche de la valeur du matériau de base (145 HV). Ceci est dû à la dissolution complète des éléments d'alliage et à leur précipitation après soudage et vieillissement du matériau. Dans leur étude quantitative de la précipitation et des propriétés, des joints soudés par FSW, C. Genevois et al. [26], ont montré que la microdureté des joints soudés par FSW dépend de la composition chimique du matériau de base, du traitement thermique et de l'état de précipitation (de la taille et de la densité des précipités). Les résultats illustrés sur la figure 1.8 montrent que la densité des zones GPB évolue le long de la soudure. Le chargement thermique permet la dissolution des zones GPB et la formation des précipités de phase S'(S).

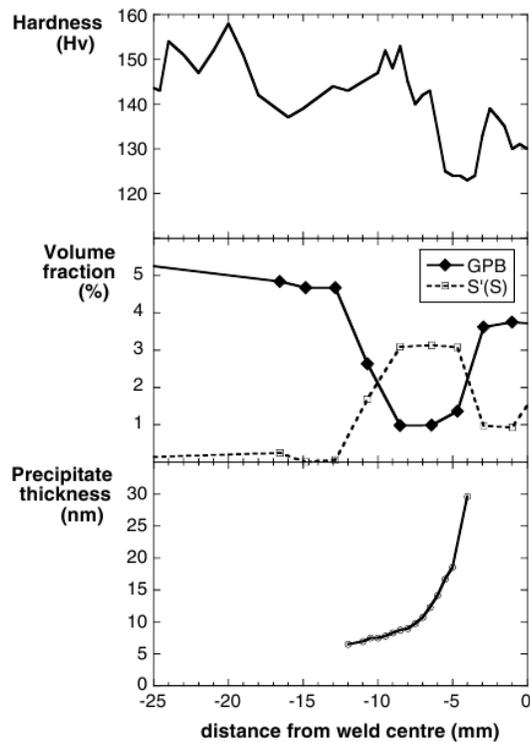


Figure 1.8 : Évolution de la microdureté, de la densité des zones GPB, de la fraction volumique des phases S'(S) et de la taille des précipités le long du joint soudé par FSW. [26]

Dans le noyau, les chargements thermique et mécanique permettent la formation d'une structure complètement recristallisée. Les températures atteintes dans cette zone permettent la dissolution des phases $S'(S)$ ou $\theta'(\theta)$, et la reformation des zones GPB ou GP après le refroidissement. La structure fine et la formation des zones GPB/GP permettent l'amélioration de la microdureté dans cette zone. Dans la ZATM, la déformation plastique des grains engendre le durcissement du matériau par l'écroutissage malgré la dissolution des zones GPB/GP et la formation des phases grossières $S'(S)/\theta'(\theta)$. Dans la ZAT, on remarque un gradient de densité des précipités en allant de la ZATM jusqu'au matériau de base. Près de la ZATM, le chargement thermique permet la dissolution des zones GPB/GP et la formation, par coalescence, des phases $S'(S)/\theta'(\theta)$, grossières. La valeur de la microdureté est minimale dans cette zone. Près du matériau de base, le chargement thermique subi permet la formation des phases $S'(S)$, $\theta'(\theta)$, mais n'est pas suffisant pour leur coalescence. La microdureté remonte donc pour atteindre la valeur du matériau de base dont la phase durcissante est essentiellement constituée des zones GPB/GP. [G. Bussu et al. \[34\]](#), ont montré que la valeur de la dureté le long du joint est maximale sur la face supérieure (côté épaulement de l'outil) du noyau (de l'ordre de 147 HV1) et minimale sur la face inférieure (côté opposé à l'épaulement) (de l'ordre de 137 HV1). La dureté minimale est mesurée à une distance de 6 mm du centre du joint sur la face inférieure et est de l'ordre de 103 HV1. La dureté augmente dans la ZAT et atteint une valeur maximale de 149 HV1 à une distance de 22 mm du centre du joint et retrouve les valeurs de dureté du matériau de base à 52 mm du côté RS et 44 mm du côté AS. On précise que ces valeurs de microdureté et ces distances dépendent des paramètres de soudage utilisés dans cette étude (forme de l'outil, vitesses ...). Ces paramètres sont inconnus, car confidentiels à Airbus UK, seule l'épaisseur des plaques est connue (6,5 mm). Des auteurs se sont intéressés à l'évolution de microdureté dans l'épaisseur des plaques soudées. [Ali et al. \[42\]](#) ont, dans leur étude, établi le profil de microdureté le long de 6 sections droites réalisées dans l'épaisseur du joint soudé par FSW à différentes distances du centre du joint (0, 3, 9, 14, 16 et 22 mm). Les résultats montrent qu'en allant de la face supérieure (côté épaulement de l'outil) vers la face opposée, la valeur de la microdureté décroît à travers l'épaisseur des joints soudés dans le noyau, le Flow arm et la ZATM. Par contre, elle croît dans la ZAT et le matériau de base ([figure 1.9](#)).

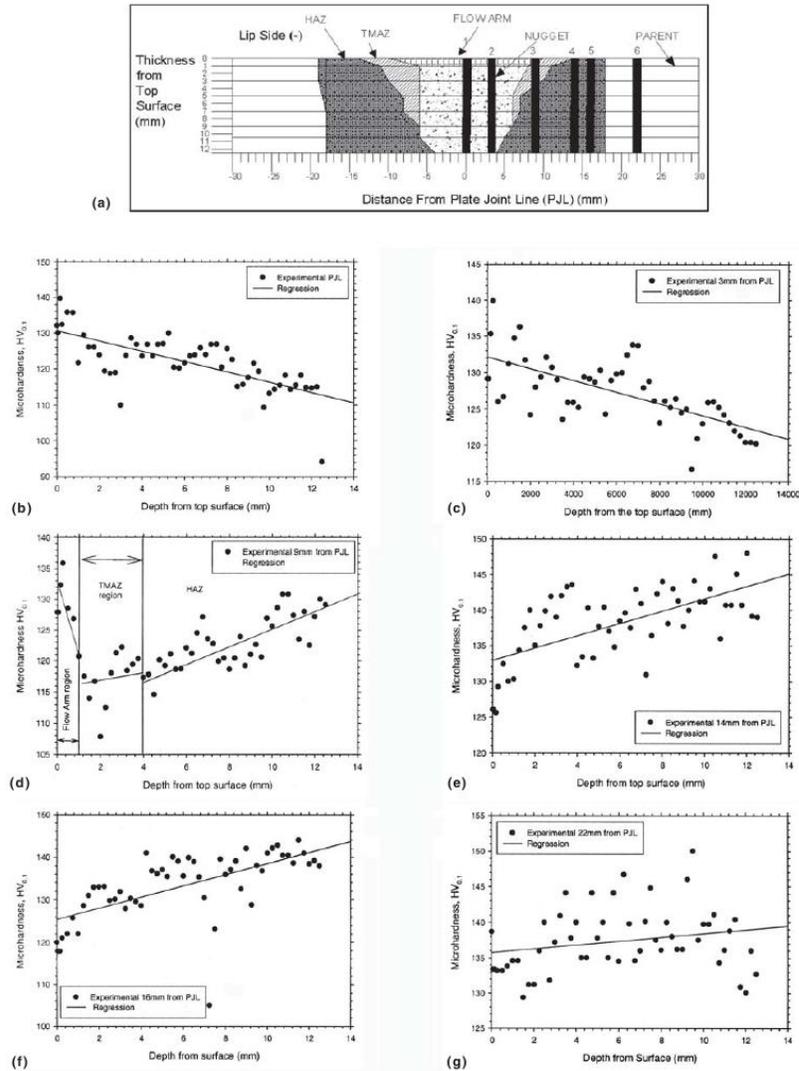


Figure 1.9 : Évolution des profils de microdureté à travers l'épaisseur d'un joint soudé par FSW en alliage 2024-T351 : (b) au centre du joint, (c) à 3 mm, (d) à 9 mm, (e) à 14 mm, (f) à 16 mm et (g) à 22 mm du centre du joint. [43]

Ce gradient de microdureté dans l'épaisseur des plaques s'explique par le gradient de la microstructure (taille de grains, distribution des précipités) engendré par le gradient de température lors du procédé de soudage [43].

1.8.4.2. Comportement mécanique en traction monotone quasi statique des joints soudés par FSW

Le procédé de soudage par FSW introduit d'importants changements dans la microstructure à travers, dans et autour du joint. Cela conduit à des modifications des propriétés et du comportement mécanique local et global du cordon. De nombreux travaux

de recherche [20, 35, 21, 36, 37, 31] ont été réalisés pour définir le comportement des joints soudés par FSW notamment en traction quasi statique et en fatigue. La plupart des auteurs considèrent l'hypothèse d'équivalence des contraintes locales avec la contrainte nominale globale appliquée sur l'éprouvette. D'autre part, la question sur la zone d'amorçage des fissures dans la soudure n'est pas claire. Des justifications sont nécessaires pour expliquer pourquoi l'amorçage des fissures n'a pas lieu dans la zone à microdureté minimale, pourquoi les fissures peuvent s'initier dans le noyau, et le rôle de la macrostructure, de la microstructure, de la dureté, de l'état de précipitation et des contraintes résiduelles dans ce phénomène.

William D al. [44] ont examiné les réponses mécaniques, globales et locales, des joints soudés par FSW d'un alliage de la série 2000. Le comportement global du joint montre une dégradation des caractéristiques mécaniques, à savoir, la limite d'élasticité, la contrainte et l'allongement à rupture par rapport à celles du matériau de base. La figure 1.10 montre la courbe de traction du matériau de base, la courbe de comportement global du joint ainsi que les courbes des comportements locaux dans les zones constituant le joint FSW, précisément dans le noyau et la ZAT. On considère ici que la contrainte locale dans chaque zone est équivalente à la contrainte de l'ingénieur $F=S_0$. On remarque, d'après la figure 1.10 que la réponse mécanique est différente dans chaque zone. La limite d'élasticité est plus faible (de l'ordre de 250 MPa) dans la ZAT que dans le noyau (de l'ordre de 300 MPa). On note également que pour le même niveau de contrainte globale, la déformation est maximale dans la zone affectée thermiquement (ZAT).

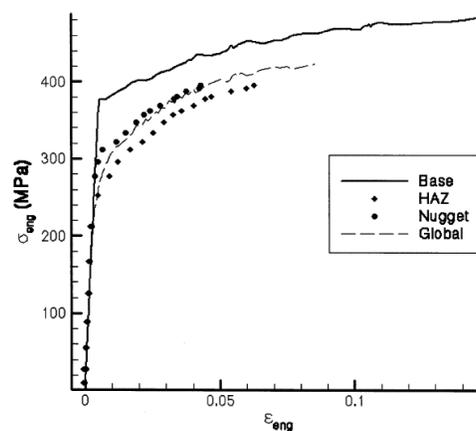


Figure 1.10 : Courbe contrainte-déformation de l'alliage 2024-T351. [44].

C. Genevois et al. [31] ont comparé, dans leur étude sur plusieurs alliages d'aluminium, le comportement à l'échelle locale avec le comportement global des joints soudés par FSW en traction monotone quasi statique. Des essais ont été réalisés sur des micro-éprouvettes prélevées dans les différentes zones du joint et les résultats sont comparés avec ceux obtenus sur des éprouvettes macroscopiques. La figure 1.11 montre l'évolution des propriétés mécaniques (R_m , $R_{p0,2}$ et $A\%$) à travers les différentes zones du joint soudé.

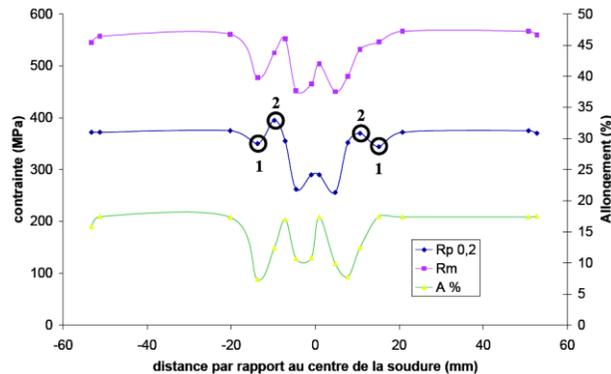


Figure 1.11 : Évolution des propriétés mécaniques à travers un joint soudé en alliage 2024-T351 [31].

Le profil de la limite d'élasticité pour le joint soudé de la série 2000 correspond bien à celui de la microdureté (figure 1.7). Sa valeur minimale est obtenue dans la ZATM. Le noyau montre des extremas locaux de la résistance à rupture (R_m) et de la limite d'élasticité dus à la formation des zones GPB après le procédé de soudage. Le maximum de la limite d'élasticité est obtenu dans la ZAT correspondant à l'état de précipitation fin S'(S) et la dissolution des zones GPB durant le soudage. Le profil de la résistance maximale en traction (R_m) est similaire à celui de la limite élastique avec une petite différence entre les valeurs de chaque zone du joint soudé. Cependant, la contrainte à rupture (R_m) minimale est supérieure à la valeur maximale de la limite d'élasticité ($R_{p0,2}$) mesurée le long du joint soudé. Ceci permet de conclure que la rupture du joint se passe après plastification de toutes les zones de la soudure. En termes d'allongement à rupture ($A\%$), la valeur minimale est enregistrée dans la zone ZAT/ZATM.

On retient de cette partie qu'à l'image de la microstructure, les propriétés mécaniques sont très hétérogènes le long des joints soudés par FSW. Il existe une bonne corrélation entre l'état de précipitation, le profil de microdureté et l'évolution des propriétés mécaniques le long des soudures FSW.

1.8.4.3. Analyse des faciès de rupture en traction monotone quasi statique des joints soudés par FSW

L'analyse microscopique et l'observation des faciès de rupture à différentes échelles (macroscopique et microscopique) sont nécessaires pour caractériser les modes d'endommagement et les mécanismes de rupture. L'examen des faciès de rupture fournit des informations pertinentes concernant le rôle et/ou la contribution de la microstructure dans la dégradation des propriétés mécaniques des joints soudés. Dans leur étude, *T.S. Srivatsan et al. [39]* ont conduit une analyse bien détaillée des surfaces de rupture du matériau de base ainsi que celles des joints soudés testés en traction monotone quasi statique. À l'échelle macroscopique, la rupture des éprouvettes en matériau de base a lieu sur le plan de cisaillement maximum (à 45° par rapport à l'axe longitudinal de l'éprouvette). Des observations à grand grossissement révèlent globalement une rupture de nature transgranulaire. À l'aide d'un microscope électronique à balayage, les auteurs ont observé une distribution aléatoire de microfissures très fines et une population de microporosités de différentes tailles et formes à travers les faciès de rupture. Dans la région de rupture transgranulaire, on a observé des particules de seconde phase fissurées et la présence de cavités et de microporosités. La présence de cavitation et de microporosités fines de différentes tailles indique que la rupture est localement ductile. Dans le cas des joints soudés, la rupture est particulièrement fragile et perpendiculaire à l'axe de traction. A des grands grossissements, un faciès a été observé définissant ainsi une rupture locale fragile. Dans la région à rupture transgranulaire, des déchirures et des microfissures ont été observées. Ceci définit les mécanismes de rupture ductile et fragile. La zone d'amorçage présente des cavités étirées et des microporosités isolées définissant une rupture localement ductile (*figure 1.12*).

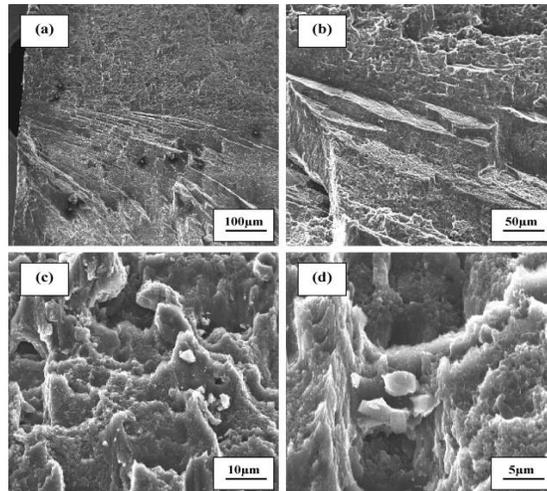


Figure 1.12 : Observation MEB (différents grossissements) d'un faciès de rupture en traction monotone quasi statique d'un joint soudé par FSW en alliage 2024-T8. [39]

Ce mécanisme d'endommagement s'explique par le cisaillement des précipités durcissants. Ceci provoque une concentration de contrainte et de déformation conduisant à la formation de microfissures et/ou de rupture. La coalescence des microporosités et la croissance de la fraction volumique des porosités transforment macroscopiquement le matériau en composite. La concentration de la déformation étant favorisée, la déformation locale peut dépasser la limite de ductilité du matériau, ce qui provoque la rupture. *H.J. Liu et al.* [40] ont mis en évidence, dans leur étude sur les joints en alliage d'aluminium 2017-T351, l'influence de la vitesse du soudage sur la zone d'amorçage de fissures. Ils ont observé que la rupture se manifeste soit du côté AS soit dans le noyau, mais jamais du côté RS. La rupture se manifeste dans une zone très étroite au voisinage du noyau et dépend de la vitesse de soudage. Pour de faibles vitesses d'avance, de l'ordre de 0,002 mm/s, l'amorçage apparaît à 4,1 mm du centre du joint. En augmentant la vitesse, à 0,07 mm/s, la zone de rupture est enregistrée à 1.9 mm du centre du joint. Quand la vitesse de soudage est supérieure ou égale à 0.27 mm/tr, les auteurs ont observé que tous les joints se cassent dans le centre du joint. Cette relation s'explique par l'existence de défauts dans le joint soudé en fonction des paramètres du soudage notamment la vitesse d'avance de l'outil. Il a été démontré que pour des vitesses de soudage supérieures à 0,13 mm/tr, des porosités se forment à l'intérieur du joint. Elles sont causées par l'insuffisance du flux thermique généré durant le procédé et transmis dans le joint.

On retient de cette partie que les joints soudés par FSW présentent des propriétés mécaniques, en termes de limite d'élasticité et d'allongement à la rupture, très hétérogènes dans les différentes zones les constituant. Cela signifie que pour des démarches de dimensionnement de ces structures, il est judicieux de prendre en compte les comportements mécaniques locaux de chaque zone. On note, également, qu'il existe une concordance entre les propriétés mécaniques, le profil de microdureté le long des joints soudés et la distribution des précipités dans ces soudures. Dans le cas des essais de traction monotone quasi statique, il est difficile de définir l'origine de la rupture et d'identifier le mécanisme d'endommagement. Les observations microscopiques des faciès de rupture permettent d'imaginer le scénario de rupture qui consiste essentiellement à la coalescence de microporosités dans la zone de rupture ductile.

1.8.4.4. Tenue en fatigue des joints soudés par FSW

a. Durée de vie des joints soudés par FSW

La tenue en fatigue des assemblages soudés par FSW est considérée comme l'une des propriétés les plus cruciales dans le domaine de l'aéronautique. Cependant, le comportement en fatigue des joints reste encore mal compris. Les hétérogénéités de microstructure le long et à travers les soudures rendent complexe l'identification des comportements locaux dans chaque zone. Peu de travaux de recherche ont été réalisés sur l'étude du comportement mécanique cyclique et sur la tenue en fatigue des assemblages soudés par FSW. Des questions restent encore ouvertes notamment l'effet du procédé de soudage sur la tenue en fatigue de ces assemblages, la part d'influence de chaque paramètre du procédé sur les comportements mécaniques cycliques, global et local, de ces structures et leur corrélation avec l'évolution de la microstructure induite par le procédé. Dans leur étude comparative entre les propriétés en fatigue des joints soudés par FSW et celles du matériau de base, **S. Di et al. [41]** ont réalisé des essais de fatigue sur des éprouvettes plates d'épaisseur 4 mm à une fréquence de 89 à 93 Hz et un rapport de charge $R=0,1$. La comparaison des courbes (S-N) caractéristiques des joints soudés par FSW et de celles du matériau de base montre que la tenue en fatigue des joints soudés est nettement inférieure à celle du matériau de base à l'exception de quelques points dans le domaine des grandes durées de vie (**figure 1.13) [41]**.

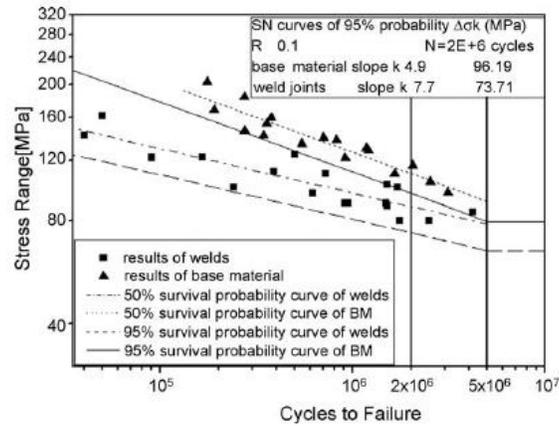


Figure 1.13 : Comparaison des courbes S-N des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium avec celle du matériau de base. [41]

La figure 1.13 montre que pour une probabilité de vie de 50%, l'étendue de contrainte diminue de 110 MPa (pour le matériau de base) et à 88 MPa (pour le joint soudé). La durée de vie de ces soudures est nettement dégradée dans le domaine oligocyclique entre 10^4 et 10^5 cycles. En plus de la dégradation, par le procédé, de la tenue en fatigue des joints soudés par FSW, l'état de surface a un effet non négligeable. A. Ali et al. [42] montrent dans leur étude sur la tenue en fatigue des joints soudés par FSW en alliage 2024-T351 que le polissage des éprouvettes peut améliorer considérablement leur tenue en fatigue, notamment dans le régime des grandes durées de vie (figure 1.14).

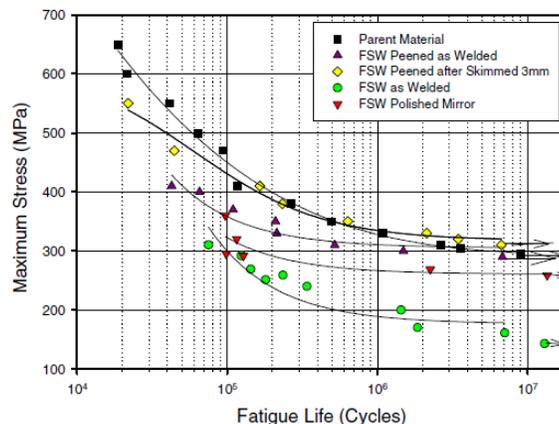


Figure 1.14 – Comparaison des courbes S-N des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 avec celles du matériau de base. [42]

D'autre part, *A. Ali et al. [43]*, dans leur étude sur les joints soudés en alliage d'aluminium 2024-T351, ont caractérisé les propriétés mécaniques de fatigue, en flexion pure, de ces joints en termes de contrainte élastique et d'écrouissage cyclique, et ont comparé ces propriétés à celles du matériau de base. Les essais à déplacement imposé ont été réalisés de façon à avoir une déformation comprise entre 0.1% et 2.5%. Les valeurs de déformation cyclique totale, e , et de la contrainte en surface de l'éprouvette, s , ont été calculées selon les équations 1.1 et 1.2 :

$$\varepsilon = \frac{2\Phi y}{L} \quad (1.1)$$

$$\sigma = \frac{M}{(y^2)^{\frac{2b}{n+2}}} \quad (1.2)$$

Où y est la distance verticale au centre de l'éprouvette, F le demi-angle de flexion pure, L la longueur utile de l'éprouvette, M le moment de flexion pure, n l'exposant d'écrouissage et b l'épaisseur de l'éprouvette.

Les résultats montrent que la ZATM présente une limite d'élasticité cyclique significativement réduite par rapport à celle du matériau de base et un exposant d'écrouissage cyclique plus grand. En revanche, la valeur de limite d'élasticité dans la ZAT est supérieure à celle du matériau de base et celle d'exposant d'écrouissage cyclique inférieure à celle du matériau de base.

b. Mécanismes d'amorçage des fissures en fatigue dans les joints soudés par FSW

Les mécanismes d'endommagement et l'origine de l'amorçage des fissures en fatigue sont parmi les sujets les moins abordés dans la littérature. Très peu d'études se sont intéressées à l'identification des mécanismes d'amorçage de fissure en fatigue des joints soudés par FSW. *A. Ali et al. [42]* ont conclu, à partir des observations microscopiques, que l'origine de l'amorçage de fissure dans les joints soudés par FSW, lors des essais est principalement influencée par le niveau de contrainte maximale et l'état de surface des éprouvettes. L'analyse fractographique des faciès de rupture montre, en régime de fatigue oligocyclique (LCF) à une contrainte maximale de 292 MPa, la présence de nombreuses microfissures. L'amorçage de fissure est causé par la coalescence de ces microfissures. Les

auteurs ont remarqué la nucléation de la fissure à 1 mm du centre du joint (dans la zone Flow Arm) et deux amorçages à 15 mm et 17 mm du centre du joint (dans la ZAT) (*figure 1.15*).

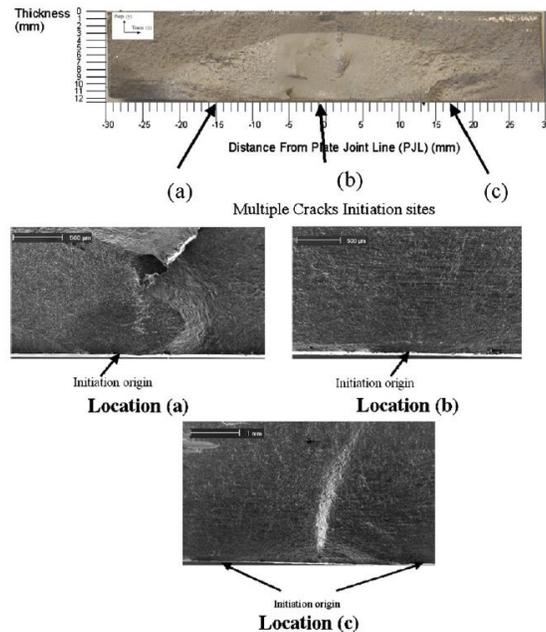


Figure 1.15 : Fractographie des faciès de rupture du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024- T351 en régime LCF à $s_{max} = 292$ MPa et $R=0,1$. [42]

En diminuant le niveau de contrainte maximale à 270 MPa, l'amorçage de fissure est observé à 13 mm du centre du joint (à la frontière de la ZATM) et à 1 mm du centre du joint (dans le Flow Arm) (*figure 1.16*). Sur les éprouvettes polies miroir, les sites d'amorçage de fissure ont été enregistrés à 5,5 mm et 6 mm du centre du joint. C'est la fin de la zone "Flow Arm" ou le début de la ZATM.

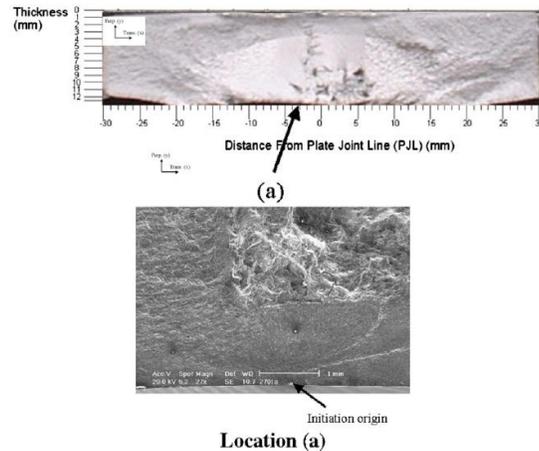


Figure 1.16 : Fractographie des faciès de rupture du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 à $\sigma_{max} = 270$ MPa et $R=0,1$ (pour une durée de vie de l'ordre de 1;3:105cycles). [42]

Dans leur étude du comportement en fatigue des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium, *D. Booth et I. Sinclair* [35] ont observé deux types d'amorçage de fissure sur les cinq éprouvettes testées : un amorçage à l'intérieur du joint soudé " rupture dans noyau " et un amorçage à l'extérieur du noyau (dans la ZAT ou dans la ZATM). L'amorçage de fissure dans le noyau pourrait être dû à des porosités. L'amorçage de fissure dans la ZATM/ZAT est dû à la présence de grosses particules intermétalliques. Il est à noter que l'amorçage de fissure n'est pas enregistré au minimum de la microdureté. *S. Di et al.* [41] ont quant à eux observé que l'origine principale des amorçages de fissure dans les soudures par FSW est la présence d'oxydes de type Al_2O_3 (alumine).

On retient donc que globalement le procédé de soudage par FSW dégrade les propriétés mécaniques en fatigue des joints soudés. Le problème de la tenue en fatigue des structures soudées par FSW est très peu abordé dans la littérature. Il en résulte que les mécanismes d'endommagement, par fatigue, et l'origine de l'amorçage de fissure restent mal compris.

Cette partie a permis de passer en revue l'essentiel des travaux de recherche réalisés autour du procédé de soudage par FSW notamment pour mettre en lumière les études liées à la caractérisation du comportement mécanique, sous chargement de traction monotone quasi statique et de fatigue, des soudures FSW [43, 45, 42, 20, 21, 31, 40, 46, 44]. Le procédé de soudage par FSW introduit de fortes modifications de microstructure le long des

jointes. Cela conduit, en général, à la dégradation des propriétés mécaniques des soudures FSW et dépend des paramètres du procédé [23, 15, 14]. Le profil de microdureté le long des joints illustre les forts gradients de microstructure qui s'explique par la modification des tailles de grains (dans le noyau et la ZATM) et par l'état de précipitation : modification de la distribution des phases durcissantes, modification de leur taille, leur dissolution ainsi que l'apparition de nouvelles phases [43, 26, 47, 29]. Ces hétérogénéités de microstructure induisent des hétérogénéités de comportement mécanique dans chacune des zones constituant les joints soudés. Cette problématique n'a pas été abordée largement dans la littérature. Si des travaux ont été réalisés pour la caractérisation du comportement mécanique en traction monotone quasi statique [21, 31, 44, 24]. La tenue en fatigue des joints soudés par FSW a été très peu abordée dans la littérature, aussi, les mécanismes d'endommagement et les origines de l'amorçage des fissures de fatigue restent mal compris.

1.9. Simulation numérique du procédé FSW

1.9.1. Introduction

La simulation numérique d'un procédé aussi complexe que le procédé FSW présente plusieurs difficultés. En effet de grandes déformations sont mises en jeu dans la zone affectée thermomécaniquement ainsi que dans le noyau et de forts gradients thermiques ont lieu à proximité de l'outil. L'écoulement de matière à simuler résulte de flux rotatifs et rectilignes dus au mouvement de l'outil, et de flux perpendiculaires à ceux-ci dus à la présence de filets sur le pion ou à l'inclinaison de l'outil. Le contact est directement lié au frottement de l'épaulement sur la pièce qui génère une élévation de température dans les deux corps. De cette température dépend le comportement du matériau qui est pâteux dans la zone proche de l'outil et solide loin de l'outil. Un contact imparfait, c'est-à-dire mal établi peut alors entraîner un échauffement insuffisant de la pièce, un mauvais malaxage et ainsi résulter en la formation de trous. Il est donc crucial de modéliser correctement le contact dont vont découler toutes les conditions d'écoulement de la matière, tout particulièrement dans l'optique d'être capable de prédire la formation des défauts de soudage.

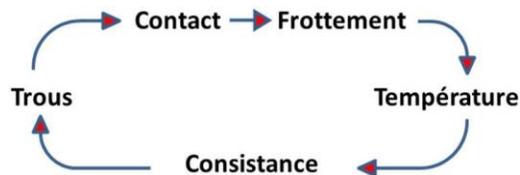


Figure 1.17 : Couplage thermomécanique.

Outre le calcul de la surface de contact, il faut aussi modéliser les échanges thermiques entre la pièce à souder, les outils et l'air. L'évolution de la température gouverne l'évolution microstructurale et modifie le comportement du matériau. La connaissance de l'histoire thermique est alors indispensable, en particulier, pour prédire les caractéristiques métallurgiques et donc les performances du matériau assemblé. Il faut modéliser les sources de chaleur à l'origine du procédé : la puissance dissipée par frottement et la puissance dissipée par déformation plastique. Pour la première ceci nécessite de disposer d'un modèle de frottement bien calibré et de modéliser le plus précisément possible la géométrie du pion, c'est-à-dire l'action mécanique des filets quand ils sont présents sur l'outil. Pour la seconde, il faut modéliser précisément le comportement du matériau.

Nous classons l'ensemble des méthodes numériques permettant de résoudre ce problème physique en deux catégories : l'approche fluide où nous considérons l'écoulement d'un fluide visqueux autour de l'outil de soudage, et l'approche solide où nous prenons en compte l'établissement des contraintes résiduelles dans la plaque soudée. De cette vision découlent trois grandes catégories de méthodes numériques : les approches lagrangiennes où le maillage suit les points matériels, les approches eulériennes où le maillage voit passer les points matériels dans la zone soudée et les approches combinant les deux.

1.9.2. Formulation Lagrangienne

Dans l'approche lagrangienne, la description du domaine suit la matière dans son déplacement de sorte que le domaine de calcul possède la même vitesse que le domaine matériel. Nous commençons par traiter des méthodes lagrangiennes classiques, c'est-à-dire où le domaine est défini à l'aide d'un maillage et où les particules matérielles sont représentées par les nœuds du maillage. Des modèles aux différences finies ont été développés pour le procédé FSW [48, 49, 50], mais nous nous focalisons, dans ce document, sur la description des modèles éléments finis (EF) plus récents.

1.9.2.1. Méthode EF

La description lagrangienne d'un mouvement de matière implique que chaque particule est définie à partir de sa configuration initiale. Dans le cas de la méthode du lagrangien réactualisé, la configuration initiale est réactualisée à chaque pas de temps. Nous distinguons deux domaines, le domaine matériel représentant l'ensemble des particules du matériau et le maillage contenant l'ensemble des nœuds, qui est un sous-ensemble du premier. Le maillage se déplace avec le domaine matériel au cours du temps (figure 1.18), c'est-à-dire que, entre deux remaillages, chacun de ses nœuds est associé à une unique particule tout au long de la simulation.

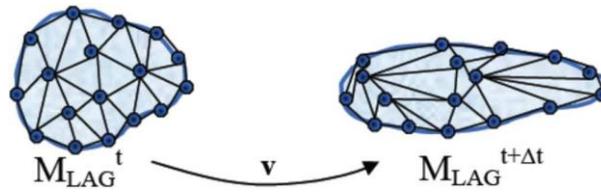


Figure 1.18 : Schématisation de l'évolution du maillage avec une approche lagrangienne.

➤ Les logiciels commerciaux lagrangiens utilisés pour la modélisation du FSW sont les suivants :

- Ansys : *Chen & Kovacevic ; [91]*
- Abaqus : *Mc Cune et al , (Yu et al) ; [51, 52]*
- Deform : *Buffa et al. 2006, (Gök & Aydin 2013). [53]*

Les approches sont parfois explicites, comme avec Abaqus, ce qui accélère les calculs, mais rend la convergence conditionnellement stable. Deform et Forge utilisent une approche implicite. La description lagrangienne présente l'avantage de calculer directement l'histoire thermomécanique de chaque particule par simple intégration temporelle.

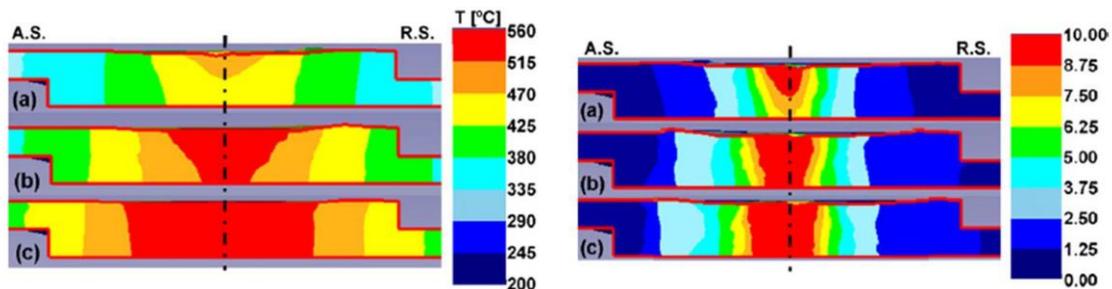


Fig. 13. Temperature distribution in a transverse section for (a) $R=500$ rpm, (b) $R=700$ rpm and (c) $R=1000$ rpm case studies (T3).

Fig. 14. Strain distribution in a transverse section for (a) $R=500$ rpm, (b) $R=700$ rpm and (c) $R=1000$ rpm case studies (T3).

Figure 1.19 : Champs de température à gauche et champs des déformations à droite avec une approche lagrangienne. [53]

Avec l'évolution de l'écoulement et conséquemment du maillage, l'aire de contact entre l'outil et la matière peut évoluer tant que l'état stationnaire n'est pas atteint. Ainsi la formulation lagrangienne permet de calculer précisément l'état de contact au cours du temps sous l'épaulement et autour du pion. Le contact permet de gérer la non-pénétration des nœuds dans les outils, il peut être de différentes natures, unilatéral ou bilatéral. Le frottement, lui, peut être considéré collant ou glissant. Un contact unilatéral défini à l'interface entre l'outil et la matière signifie que la matière peut se déplacer dans les directions normales et tangentes à l'outil ; c'est-à-dire que celle-ci peut se détacher de l'outil sans toutefois pénétrer à travers. Par opposition, un contact bilatéral n'autorise la matière à bouger que dans la direction tangentielle, aucun décollement n'est possible. Seul le contact unilatéral permet donc de modéliser les pertes de contact entre l'outil et la pièce afin d'étudier la mise en place de défauts et plus particulièrement des trous 'tunnel' présents en FSW. La formulation lagrangienne permet donc de modéliser complètement le procédé au travers des phases transitoires de plongée et de début d'avance. Cependant, les grandes déformations, dues à l'écoulement fortement rotationnel proche de l'outil, engendrent des distorsions importantes du maillage et ainsi une dégénérescence des éléments le constituant. Ainsi, pour considérer précisément le flux de matière proche de l'outil, il est nécessaire de recourir à de fréquents remaillages. Plusieurs techniques sont utilisées telles que le remaillage automatique [54, 55], global ou local. Pour contrôler la qualité des calculs, nous pouvons recourir à un remaillage adaptatif [58, 59, 60] c'est-à-dire qu'un critère de taille de maille local est appliqué. Il est basé sur une estimation de l'erreur de discrétisation. Le coût temporel de la simulation croît avec les procédures de remaillages. D'autre part, il y a une diffusion numérique plus importante lors des transports de champs. Ceci est une conséquence de l'interpolation des champs de vitesse, de déformations et des contraintes après remaillage, entre des maillages incompatibles.

La description EF lagrangienne permet donc de disposer de l'histoire thermomécanique des particules tout en permettant une gestion du contact et des interfaces assez précises, mais le remaillage à chaque pas de temps entraîne des coûts élevés de calcul et engendre une perte de précision des résultats. Ce type de formulation s'adapte difficilement au malaxage du matériau. C'est pourquoi certains chercheurs ont développé des méthodes particulières ou sans maillage décrites dans le paragraphe suivant, dans le but de

réduire ces coûts de calculs et de suivre l'évolution de chaque particule des matériaux à souder.

1.9.2.2. Méthodes particulières, méthodes sans maillage

Les méthodes sans maillage reposent uniquement sur la position de nœuds. L'intégration spatiale est effectuée comme pour les méthodes EF. Les équations de la mécanique des milieux continus permettent de modéliser l'écoulement comme pour les méthodes EF. Parmi ces méthodes, nous citons celle des éléments naturels [61, 62] A chaque pas de temps, pour un nuage de nœuds (figure 1.20), afin de définir les fonctions d'interpolation. Les nœuds dont les cellules ont une face en commun sont appelés voisins naturels, ils sont à équidistance de cette face. Les fonctions de forme sont ensuite définies en fonction du rapport d'aires des cellules de second et premier ordre (Figure 1.20).

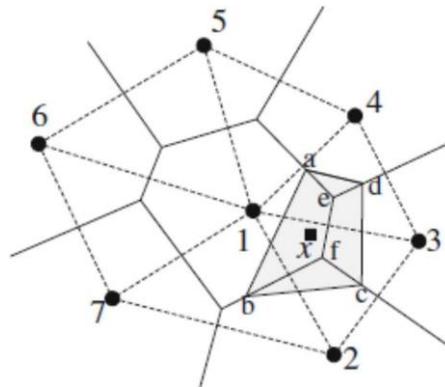


Figure 1.20 : Pavage de Voronoï (traits pleins) et triangulation de Delaunay (traits en pointillés). Cellule de second ordre. [62]

Ces méthodes permettent de suivre la trajectoire des nœuds et de visualiser le malaxage de la matière par le pion FSW (Figure 1.21).

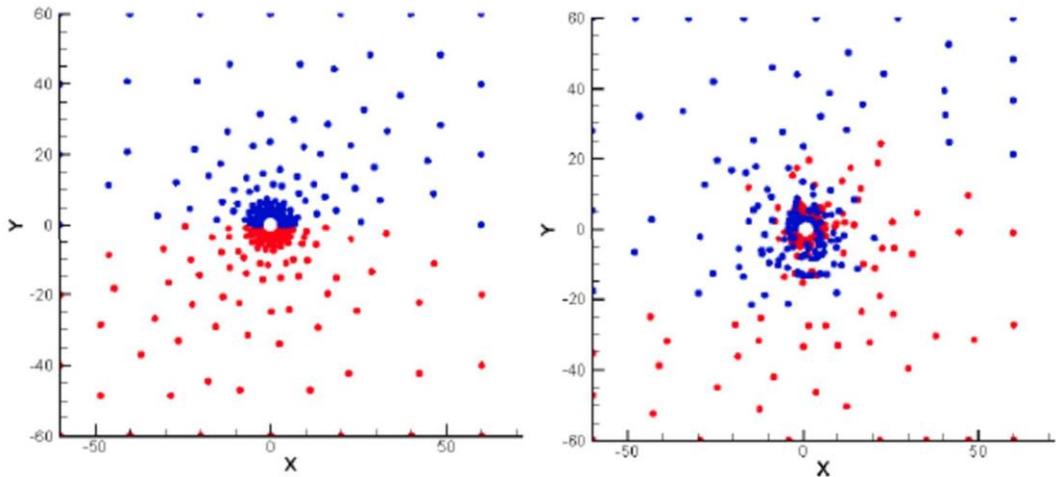


Figure 1.21 : Suivi 2D du malaxage en FSW par la méthode NEM, la zone d'avance est colorée en rouge et la zone de retrait est colorée en bleu, à gauche à l'instant initial et à droite au bout de 4000 pas de temps. [61]

La création des triangulations de *Delaunay* (figure 1.20), à chaque pas de temps, est pratiquement aussi coûteuse que les procédures de remaillage. En revanche, la méthode permet de gérer les grandes déformations autour de l'outil et présente l'avantage de ne pas nécessiter le transport des champs puisque toutes les variables peuvent être définies aux nœuds. Ceci lui confère une meilleure précision de transport, mais ne lui permet pas de modéliser aussi précisément le contact outil/matière ni la surface libre, lesquels sont deux points importants en FSW. En effet, sans maillage reliant les particules du matériau, il faut alors recourir à des algorithmes de reconstruction de la surface, de sorte que la frontière du domaine n'est pas définie de manière aussi précise qu'avec la méthode EF.

D'autres approches sans maillage, les méthodes particulières reposent sur les équations de la mécanique des fluides. Dans ces méthodes, le fluide est vu comme un ensemble de particules sans éléments les reliant entre elles comme en EF, évitant ainsi tout problème lié à la distorsion de maillage. En l'absence de maillage, il est assez facile de raffiner les calculs en ajoutant des particules. Nous citons les méthodes SPH (Smoothing Particles Hydrodynamics) développées initialement pour des applications en astronomie [56] et étendues à l'étude de l'interaction fluide-structure [57]. Elles ont été adaptées au FSW par *Pan et al.* [63] (figure 1.22) ou les interactions entre les particules sont gérées au travers des équations de continuité et de quantité de mouvement, ce qui implique que la température est calculée à partir du champ des vitesses calculé et non à partir du frottement de l'outil sur la

matière. A l'instar des méthodes NEM, elles gèrent difficilement le contact et surtout le frottement considéré collant.

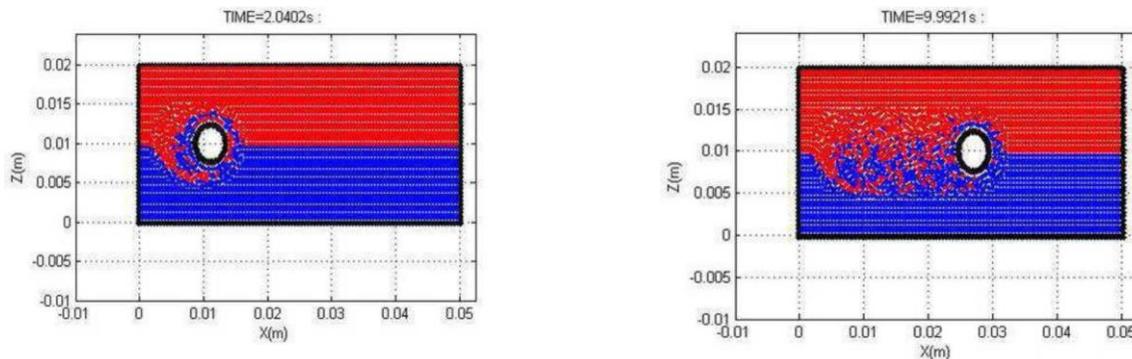


Figure 1.22 : Suivi 2D de particules malaxées par l'outil avec la méthode. [63]

D'autres méthodes particulières appelées MPS (moving particle semi-implicit) appliquées par exemple à l'étude de la fission d'un fluide [64] par Koshizuka & Oka ou aux écoulements multiphasiques par Shakibaeinia & Jin [65] ou Yoshikawa et al. [66] ont également été adaptées à la modélisation du FSW. Elles ressemblent aux méthodes SPH à la formulation de l'approximation des dérivées spatiales près. L'approche a été étendue à la modélisation du soudage de matériaux différents (figure 1.23). Elles ont été développées en 3D et permettent alors de représenter l'évolution de la surface libre et le contact à l'interface outil/pièce. Ces méthodes sont alors très attractives. Cependant, le contact à l'interface outil/pièce est comme précédemment considéré comme collant. La chaleur dissipée par frottement de l'outil sur le matériau est négligée et seule la chaleur dissipée par déformation plastique, lors du malaxage de l'outil, est prise en compte.

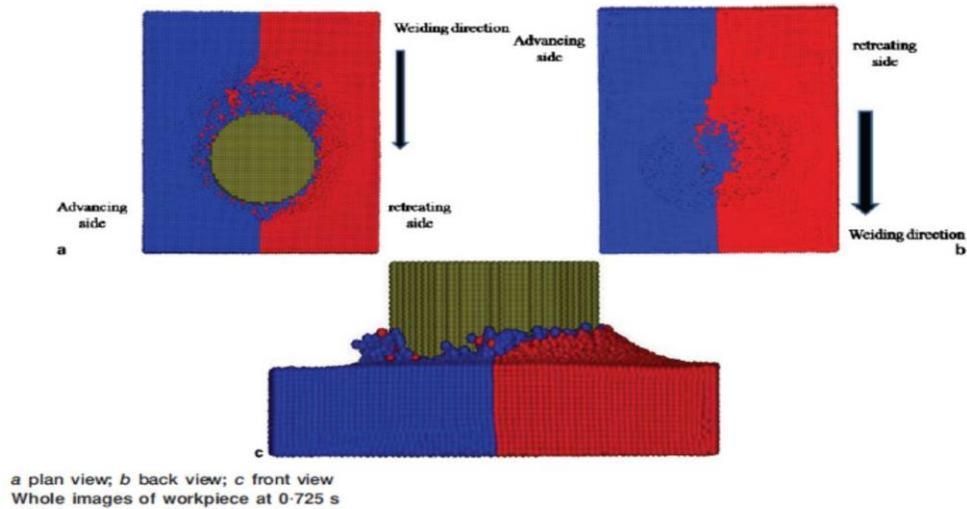


Figure 1.23 : Suivi 3D de particules avec la méthode MPS : soudage des aluminiums 5056 en rouge et 1100 en bleu [66].

D'autres méthodes particulières ont été développées pour mieux traiter le contact. Les auteurs *Lordanoff et al.*[67] et *Terreros et al.* [68] ont adapté la méthode des éléments discrets (DEM) afin de l'appliquer au FSW. Dans les approches EF, les corps sont modélisés par une représentation continue, nous considérons que les discontinuités sont très faibles par rapport à la taille caractéristique du corps. Dans le cas du FSW où le contact et le frottement jouent un rôle très important, il peut être intéressant d'adopter une approche plus fine de leur modélisation qu'un modèle continu, et cela en se plaçant à une échelle plus fine. Afin d'avoir plus de détails sur la théorie de cette méthode le lecteur peut se référer aux travaux de *Terreros* [69]. Les méthodes DEM sont initialement utilisées pour les procédés liés aux poudres cependant il existe des applications plus proches du FSW [67] dans le sens où l'étude traite du frottement, du contact et de l'usure en présence du 3^{ème} corps.

Terreros et al. [68] ont notamment comparé la cohésion entre les particules calculées numériquement avec la DEM, à la dureté expérimentale du matériau. Nous pouvons voir sur la figure II-8 que la dureté du matériau et la cohésion entre les particules décroissent avec la température lorsqu'on s'éloigne du cordon de soudure et qu'elles sont maximales dans le noyau où les déformations sont les plus fortes.

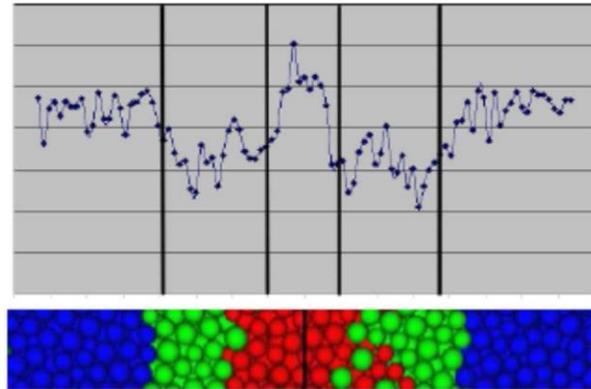


Figure 1.24 : Coupe perpendiculaire au cordon de soudure. Comparaison entre le profil de dureté obtenue expérimentalement (haut) et la cohésion entre les particules obtenues numériquement (bas), bleu : matériau de base, vert : cohésion la plus faible et rouge : cohésion la plus forte. [68].

Nous visualisons sur la [figure 1.25](#), le malaxage lors du soudage de deux matériaux différents.

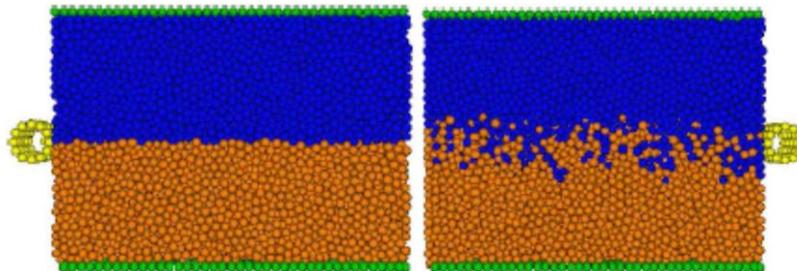


Figure 1.25 : Malaxage de deux matériaux par l'outil FSW [68].

Selon les auteurs, le modèle 3D proposé présente des temps de calcul élevés dus principalement à la recherche du contact entre les particules. Pour les réduire, ils envisagent de coupler la méthode DEM dynamique à la méthode DEM statique dans les zones où les mouvements sont nuls, c'est-à-dire loin de l'outil, et à la méthode EF pour calculer plus rapidement l'évolution thermique dans les zones où les mouvements sont faibles, mais où un gradient thermique existe ([Figure 1.26](#)).

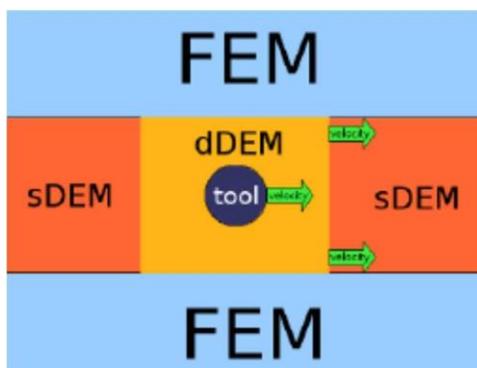


Figure 1.26 : Modèle couplé MEF-DEM afin d'accélérer les temps de calcul. [68]

En conclusion les méthodes particulières ou sans maillage sont adaptées au FSW dans le sens où elles permettent de prendre en compte l'écoulement en s'affranchissant des remaillages liés aux dégénérescences du maillage. Les méthodes particulières sont capables de modéliser l'interaction des particules de différents matériaux et leur malaxage ce qui est très adapté au soudage de matériaux différents lorsqu'une loi de comportement de mélange est définie, et/ou à l'étude d'outils de géométries complexes. Cependant elles gèrent difficilement le contact et tout particulièrement le frottement. Un contact collant modélise l'interaction outil/matière et néglige donc la dissipation de chaleur par frottement ce qui tend à surestimer les déformations plastiques et la chaleur dissipée si les particules ne sont pas d'une taille suffisante pour modéliser un 3ème corps. De plus elles s'avèrent coûteuses, car pour atteindre le niveau de précision des approches EF, la taille des particules doit être beaucoup plus faible que la taille de maille [63], et qu'à taille de maille égale les méthodes EF sont plus performantes. Quant aux méthodes sans maillage, le frottement peut y être modélisé de la même manière qu'avec les méthodes EF, mais le problème réside dans l'intégration le long de la surface de frottement.

1.9.3. Formulation Eulérienne

L'ensemble des méthodes lagrangiennes présentées permettent chacune de résoudre une partie du problème, mais pas son intégralité. En réponse à la méthode éléments finis lagrangienne résultant en un coût de calcul élevé et une perte de précision liée aux remaillages intensifs pour corriger les distorsions de maillage, des chercheurs se sont tournés vers une formulation eulérienne, souvent utilisée en mécanique des fluides (CFD).

1.9.3.1. Méthodes classiques

Dans cette approche, le maillage est fixe et la matière s'écoule au travers de celui-ci. Chaque nœud du maillage est donc occupé successivement par différentes particules (Figure 1.27).

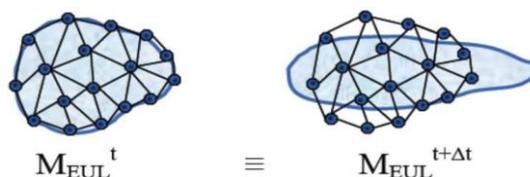


Figure 1.27 : Schématisation de l'évolution du maillage avec une approche eulérienne.

Les codes commerciaux basés sur une formulation eulérienne et utilisés en FSW sont *Fidap* [70], *Comsol* [71] et surtout *Fluent* [72], [73] ou *Ansys Fluent* [74]. Intrinsèquement à la formulation eulérienne, l'histoire thermomécanique du champ doit être transportée du domaine matériel sur le domaine maillé et est donc accessible par la résolution d'une équation de transport, lors de l'intégration temporelle des équations :

$$dtf = \delta tf + U\Delta f \quad (1.3)$$

Où U est la vitesse d'advection, soit la différence entre la vitesse matérielle et la vitesse de maillage et f est le gradient spatial du champ.

Le calcul de ce terme d'advection introduit, comme dans tout schéma d'intégration temporelle, des erreurs et de la diffusion numérique. Cependant, cette erreur peut être contrôlée dans l'espace et dans le temps avec une formulation robuste. La représentation eulérienne est fréquemment utilisée pour simuler l'écoulement des fluides ; elle est ainsi bien adaptée au calcul de l'écoulement de matière autour de l'outil FSW en rotation [75, 76, 77, 79]. Sur la figure 1.28, nous visualisons l'influence de la vitesse de rotation sur l'écoulement qui devient alors asymétrique. L'absence de mouvement de maillage enlève toutes les imprécisions dues aux remaillages.

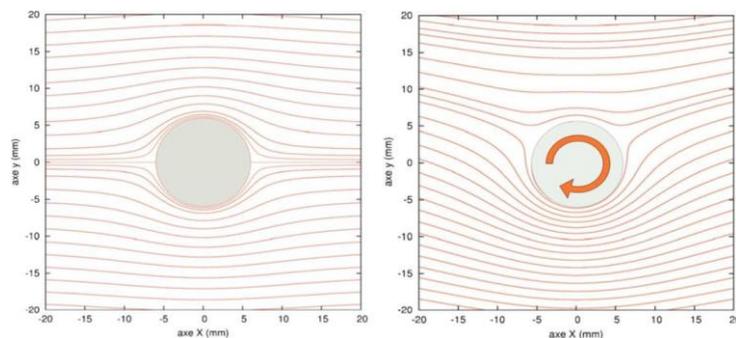


Figure 1.28 : Influence de l'action de l'outil FSW sur l'écoulement de matière au travers de la visualisation des lignes de courant : l'outil est fixe en rotation à gauche, il est en rotation à droite. [77]

La formulation eulérienne est adaptée pour modéliser la phase stationnaire d'avance et tout particulièrement le flux de matière autour de l'outil, mais elle gère difficilement le contact entre l'outil et la matière. Le maillage étant fixe, elle ne permet pas de suivre l'évolution de la surface libre et de la surface de contact, ce sont deux données d'entrée du modèle qui sont définies au préalable, par l'expérience. Un point négatif de cette approche est alors de ne pas pouvoir prédire la formation de trous, seuls des indicateurs de défauts sont disponibles. He et al [78] contournent ce problème en modélisant un endommagement du matériau soudé au travers de l'évolution de la fraction volumique de la porosité. Comme le contact n'évolue pas, cette approche calcule ainsi un état stationnaire, directement ou non, ce qui lui donne l'avantage de temps de calcul réduits par rapport aux approches où le maillage est en mouvement. L'état stationnaire étant atteint, il est alors possible de coupler efficacement le modèle thermomécanique Eulérien à des modèles microstructuraux [79] ou métallurgiques [75, 80] en y injectant la température calculée par le modèle macroscopique.

L'approche Eulérienne EF présente donc des avantages pour la simulation du flux de matière, qui sont très importants et complexes en FSW. En raison de son faible coût de calcul, elle peut facilement être couplée à des modèles numériques microstructuraux permettant alors de prédire les performances mécaniques du joint soudé. Cependant elle présente des difficultés pour modéliser précisément le contact et les surfaces libres (dont le pourcentage de l'épaulement effectivement en contact). De plus elle n'est pas adaptée pour considérer géométriquement des outils de géométries complexes telles que la présence de filets, de « Canaux » (Ribs) ou des

pions non circulaires. C'est pourquoi certains auteurs ont développé des méthodes numériques particulières, se rapprochant des méthodes ALE (Arbitrairement Lagrangiennes Eulériennes)

1.9.3.2. Méthodes particulières

Feulvarch et al. et Chiumenti et al. [81, 82] ont mis au point une méthode numérique spécifique au FSW en utilisant le formalisme Eulérien. Le but est d'observer l'influence de géométries d'outils FSW complexes sur l'écoulement et la thermique. Par géométries complexes, il est question d'outils à géométries non symétriques et présentant des particularités tels que des canaux, des gorges. En effet de telles géométries induisent des mouvements des aires de contact au cours du soudage qui ne peuvent être modélisés avec un maillage fixe.

Le domaine de calcul des pièces à souder est divisé en deux parties. La zone proche de l'outil, cylindrique, appelée la zone de malaxage (zone en gris sur la Figure II-13) est modélisée par l'approche Eulérienne et est soumise à un mouvement de translation ainsi qu'à un mouvement de rotation dont les vitesses sont égales à celle de l'outil. Tandis que la zone représentant le reste de la pièce (zone en vert sur la Figure 1.30) est modélisée par l'approche Eulérienne habituelle et n'est soumise qu'à un mouvement de translation.

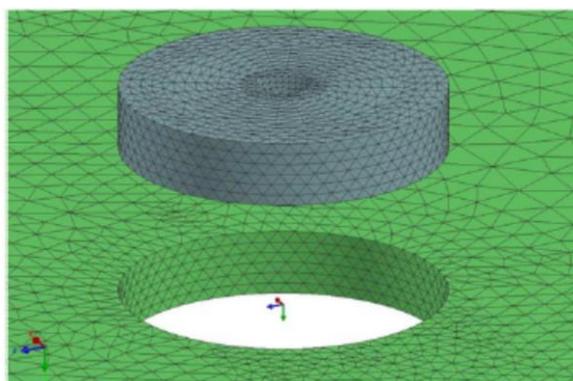


Figure 1.29 : Division du domaine maillé en 2 sous domaines : le domaine en gris représentant la zone de malaxage proche de l'outil tourne à la vitesse de l'outil ; le domaine en vert représentant le reste de la pièce est fixe en rotation [81].

Dans la zone de malaxage, la vitesse du maillage Eulérien est égale à celle de l'outil. Comme le maillage tourne, à l'inverse du maillage du reste de la pièce, celui-ci est défini minutieusement, afin de conserver la conformité à l'interface entre les deux zones, de manière périodique pour que les nœuds des deux zones soient en cohérence lors de la rotation (figure 1.30). Le pas de temps est alors calculé en fonction de cette période et de la vitesse de rotation.

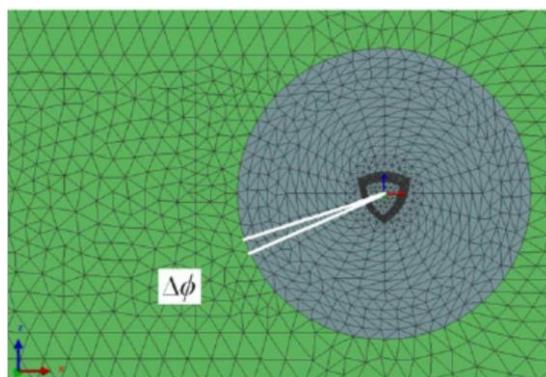


Figure 1.30 : Mouvement périodique du domaine ALE par rapport au domaine Eulérien [81].

Chiumenti et al. [82] ont utilisé cette approche afin de modéliser le soudage FSW à l'aide d'un pion triflute (zone en vert sur la figure 1.31).

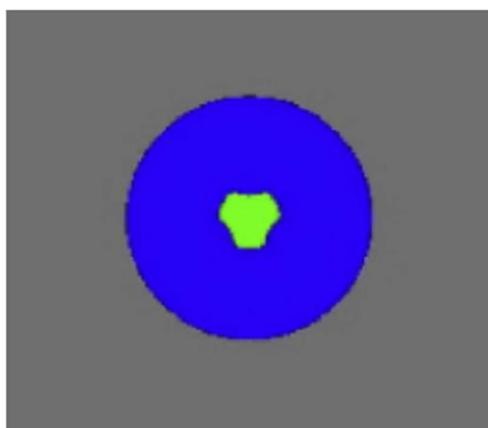


Figure 1.31 : Domaine de calcul : pion (en vert) = approche Lagrangienne, zone de malaxage (en bleu) = approche ALE ; reste de la pièce (en gris) = approche Eulérienne [82].

Cette approche, basée sur une astuce spécifique du maillage, permet de considérer des géométries d'outils très complexes avec une erreur de convection des champs nodaux nulle et des temps de calcul faibles par rapport à une formulation ALE. Sa limitation est que le matériau doit rester en contact avec l'outil de sorte qu'un contact bilatéral est modélisé à l'interface outil/matière. En ce sens les défauts de soudage tels que les trous ne peuvent pas être simulés et l'empreinte de l'épaulement sur le matériau est supposée parfaite. C'est pourquoi les méthodes Arbitrairement Lagrangienne ou Eulérienne (ALE), combinant à la fois les avantages des méthodes Eulériennes et ceux des méthodes Lagrangiennes, ont été elles aussi adaptées au procédé FSW.

1.9.4. Formulation Lagrangienne et Eulérienne ALE

Les approches Lagrangienne et Eulérienne ont toutes les deux des difficultés à modéliser le contact et le suivi de la surface libre. En effet, en lagrangien le coût de calcul est élevé pour obtenir une représentation précise du contact ; quant à la formulation eulérienne, elle nécessite de définir a priori la surface de contact puisque celle-ci n'évolue pas, à moins de la coupler à un suivi d'interfaces de type level-set ou d'utiliser des approches Eulériennes de type volume of fluide (VOF) ou encore d'effectuer des itérations de surface libre comme dans les travaux de Ripert [83] pour une application au laminage. Ce type de méthode nécessite généralement d'adapter le maillage à la déformation de la surface, ce qui présente certaines difficultés. Il n'existe pas de telles méthodes appliquées au FSW dans la littérature, à ce jour. Ainsi, lorsqu'une connaissance précise de l'interface outil/matière et de la surface libre est indispensable, une formulation combinant les deux approches précédentes devient nécessaire : la formulation arbitrairement Lagrangienne Eulérienne. Le code Abaqus explicite est le plus souvent utilisé dans ce contexte [84, 85, 86, 87, 88]. Il y a aussi Forge, qui est un code implicite [60, 89]. Le principe de cette méthode ALE est de gérer le maillage indépendamment de la matière. Le maillage est régularisé, c'est-à-dire que les nœuds sont déplacés afin de conserver la qualité des éléments, et aucun nœud n'est ajouté. Le nombre d'éléments et les connectivités sont ainsi conservés (voir Figure 1.33). Ceci permet de réduire considérablement les distorsions de maillage en FSW. Le mouvement du maillage est de type Eulérien dans la direction tangente à l'outil et à la surface de la plaque et de type Lagrangien dans les directions radiales et verticales de manière à suivre la surface libre et l'évolution du contact outil/pièce.

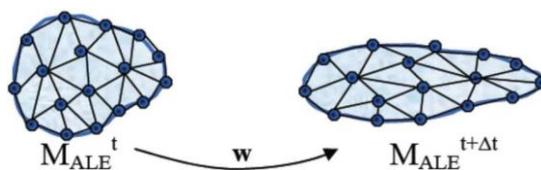


Figure 1.32 : Schématisation d'une approche ALE.

Un terme convectif dû à la différence de vitesse entre le maillage et la matière apparaît dans l'équation de transport :

$$dtf = \delta tf + (U-w) \Delta f \quad (1.4)$$

Où w est la vitesse de maillage. Ces méthodes sont certes plus coûteuses que les approches Eulériennes puisque le maillage n'est plus fixe, mais elles permettent de prédire le contact et la surface libre. Elles sont par contre moins coûteuses que les approches lagrangiennes, car elles ne nécessitent pas autant de remaillages. La description ALE permet de modéliser plus exactement et plus efficacement le procédé dans la zone proche de l'outil durant les phases transitoires, lorsque les états de contact et thermiques ne sont pas correctement stabilisés ou sont inconnus. Elle permet donc de modéliser les principaux défauts en FSW tels que les trous ou les bavures. La figure 1.33 compare les résultats, au bout de 7 s, avec un maillage fixe (approche Eulérienne) où la zone de contact est une donnée d'entrée résultant de calculs préalables ou d'une bonne connaissance du procédé, avec l'approche ALE où le contact évolue dans le temps jusqu'à ce que le procédé se stabilise. Nous notons une température significativement plus élevée de 15 à 30 °C dans le cas ALE due à un contact mieux établi et donc à un échauffement plus important sous l'épaulement et le long du pion. Il en résulte des valeurs plus fortes de la pression et des contraintes de contact notamment en bout de pion. Les auteurs valident la solution ALE, très proche des valeurs expérimentales. [90]

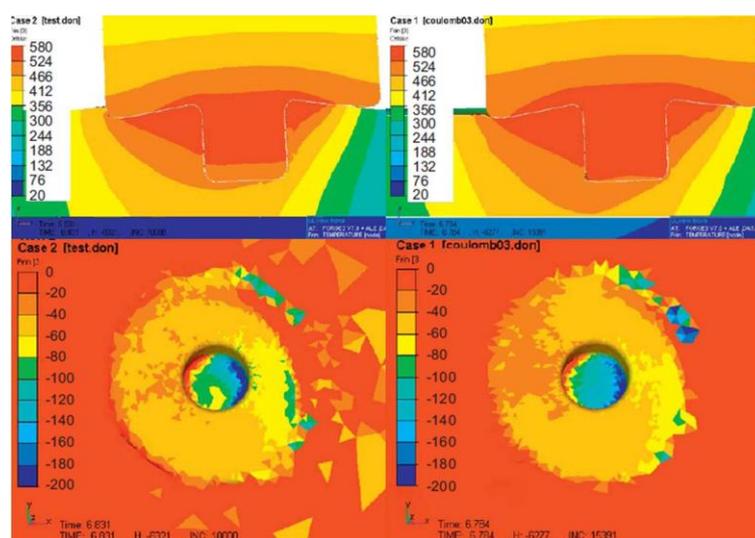


Figure 1.33 : Distribution des contraintes normales (en bas), des températures (en haut) en Eulérien (à gauche) ou ALE (à droite) pour un frottement de Coulomb [90].

PARTIE 2 :

MATERIAU, TECHNIQUE, PROCEDURE EXPERIMENTALE ET NUMERIQUE

2.1. Introduction

Dans ce chapitre, nous allons décrire les différents moyens d'essais, de mesures ainsi que la modélisation du procédé FSW. Dans un premier temps, on se base sur la méthode de fabrication des joints soudés par FSW et les moyens de caractérisation microstructurale pour le matériau de base et les soudures réalisées ainsi que les moyens de contrôle non destructifs effectués. Nous présenterons aussi, les essais mécaniques menés et les procédures suivies pour déterminer notamment les comportements mécaniques à savoir la microdureté, les essais de traction et les essais en fatigue suivis par l'étude des mécanismes d'endommagement par l'exploitation de différentes fractographies. Dans un second temps, la phase de modélisation du procédé FSW sera détaillée, cette étude décrit l'utilisation du code dynamique des fluides, FLUENT, afin de modéliser l'écoulement du métal, en l'occurrence AA2017A, autour du pion de l'outil de soudage (FSW). Plusieurs profils ont été testés pour l'analyse des phénomènes lors des soudages tels que la production de chaleur et l'écoulement de la matière sont inclus. L'objectif principal est d'acquérir une meilleure compréhension de la distribution du flux de matière et de la température lors du soudage FSW.

2.2. Matériau utilisé pour le soudage FSW

L'alliage étudié est le 2017A, c'est un alliage d'aluminium à base de cuivre (Cu) qui présente un durcissement structural. L'état initial de l'alliage est un T451. Cet alliage est utilisé dans les structures aéronautiques pour le fuselage et les intrados de voilure notamment grâce à ses propriétés de tolérance au dommage.



Figure 2.1 : Alliage 2017A-T451 sous forme des tôles laminées.

Des analyses de composition chimique ont été effectuées, afin de confirmer la nuance du matériau d'étude. Pour cela, une spectrométrie de fluorescence des Rayons X (EDX-800HS) a été utilisée. L'analyse EDX permet de connaître la composition élémentaire qualitative et quantitative d'un échantillon à partir de la mesure par un détecteur des énergies des photons X émis par la zone de l'échantillon bombardée par le faisceau d'électrons.

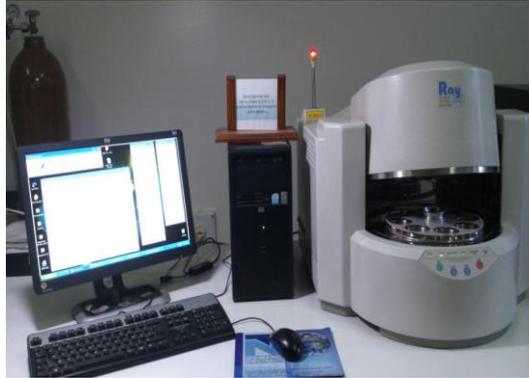


Figure 2.2 : Spectromètre de fluorescence des rayons X (EDX-800HS).

L'analyse effectuée confirme que l'alliage en question est bien le 2017A (Norme NF A 50-451 10-1986).

Tableau 2.1 : Composition chimique du métal de base (2017A-T451) déterminée par spectromètre de fluorescence des rayons X.

Eléments	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn
Poids%	0.57	0.47	4.25	0.29	0.61	0.21
Eléments	Ni	Cr	Ti	V	Al	
Poids%	0.07	0.04	0.04	0.003	93.45	

2.3. Technique de soudage FSW

2.3.1. Préparation des plaques à souder

Des plaques de dimensions de 100 mm de largeur et 200 mm de longueur ont été découpées par une scie industrielle d'une tôle en 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur. La longueur des plaques a été orientée dans la direction du laminage afin que le joint soudé soit aussi dans la direction du laminage et avoir en final une tôle soudée de dimension de 200 x 200 mm.

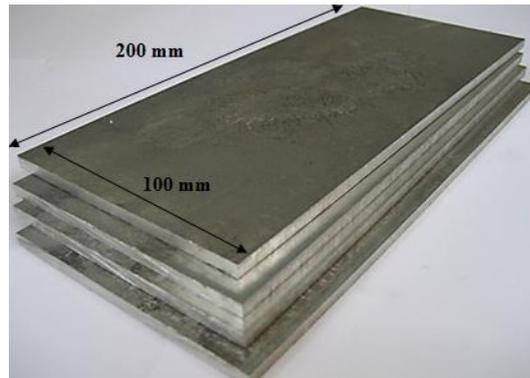


Figure 2.3 : Plaques d'aluminium 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur préparées pour le soudage par FSW.

2.3.2. Conception et réalisation de l'outil de soudage FSW

L'outil a été réalisé en acier AISI-H11 (acier à outil AFNOR-Z38CDV5.1) qui possède une température de fusion et une dureté plus élevées en comparant du matériau des plaques à souder.

Le **tableau 2.2** présente la composition chimique de cet acier déterminée par le spectromètre de fluorescence des rayons X (EDX-800HS).

Tableau 2.2 : Composition chimique de l'acier à outil Z38CDV5.1.

Éléments	C	Si	V	Cr	Mn
Composition en % massique	0.393	0.110	0.293	4.567	0.926
Éléments	Fe	Ni	Cu	Mo	
Composition en % massique	92.054	0.165	0.076	1.016	

La géométrie de l'outil a été réalisée de manière à améliorer l'échange de chaleur avec l'air ambiant et ceci pour permettre une bonne circulation de l'air autour de l'outil et assurer un bon refroidissement de ce dernier, comme la montre la figure suivante.



Figure 2.4 : Conception de l'outil de soudage FSW.

Les caractéristiques de l'outil utilisé pour réaliser les joints soudés sont présentées dans le **tableau 2.3**.

Tableau 2.3 : Caractéristiques et dimensions de l'outil de soudage FSW.

Longueur totale (mm)	Épaulement		Pion		
	Diamètre (mm)	Longueur (mm)	Diamètre (mm)	Type	Longueur (mm)
85.8	22	25	6	Avec filetage	5.8

L'outil de soudage FSW réalisé a subi un traitement thermique en suivant le protocole suivant :

- Chauffage jusqu'à 1050°C ;
- Maintien pendant 20 min ;
- Refroidissement (Trempe) rapide à l'huile.

Le but de ce traitement thermique est d'augmenter la dureté du matériau pour prévenir l'usure de l'outil lors des différentes phases du soudage FSW.

- Dureté mesurée avant traitement : 20 HRC ;
- Dureté mesurée après traitement: 52 HRC.



Figure 2.5 : Outil FSW après traitement thermique.

2.3.3. Adaptation de la machine de soudage FSW

Dans cette étude, le soudage a été réalisé sur une fraiseuse conventionnelle dont les vitesses de rotation et d'avances maximales sont respectivement 1500 tr/min et 900 mm/min, cette machine a été adaptée et modifiée de manière à ce que le soudage FSW puisse être réalisé. Pour cela, un système de bridage a été spécialement conçu afin de permettre une bonne fixation et une bonne isolation thermique de la machine.



Figure 2.6 : Fraiseuse utilisée pour le soudage FSW.

2.3.4. Protocole de soudage FSW

Les plaques à souder ont été préalablement frottées à l'aide d'un papier abrasif afin d'enlever la couche d'oxyde d'un dixième de microns d'épaisseur de chaque côté du joint. Ensuite, elles ont été nettoyées à l'aide de papier imbibé d'Acétone. Cette étape est réalisée quelques minutes avant le soudage afin de garder le joint propre et empêcher la couche d'oxyde de se reformer.

La première tôle est positionnée de telle façon que le bord à souder soit bien parallèle à l'avancée du pion lors du soudage. Les deux tôles sont ensuite bridées et leur épaisseur est mesurée tout le long du joint à souder afin de vérifier la planéité. Une fine plaque de titane (Ti6V4A $e=2\text{mm}$) est placée en dessous du matériau afin de l'isoler thermiquement du support. Par la suite, les paramètres de soudage, vitesse de rotation et vitesse de soudage, sont programmés et l'inclinaison de la tête est réglée.

Les principales étapes utilisées lors du soudage sont les suivantes :

- a. Les deux plaques à souder sont bridées latéralement et verticalement pour empêcher les pièces de se soulever ou de se séparer en cours du soudage.



Figure 2.7 : Dispositif de fixation des plaques à souder.

- b. Positionnement de l'outil au-dessus des plaques à souder avec une inclinaison de 2° degré ;

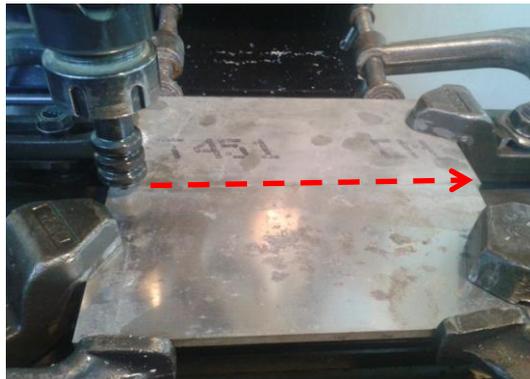


Figure 2.8 : Montage sur la fraiseuse avec une vue de l'outil au-dessus de la ligne du joint.

- c. Réglage de la vitesse de rotation moyennant l'utilisation d'un tachymètre comme le montre la figure suivante ;



Figure 2.9 : Réglage de la vitesse de rotation de l'outil.

- d. Pénétration de l'outil à l'interface des plaques à souder suivi d'une phase d'attente allant de 10 à 15 secondes. Ce délai est nécessaire pour assurer l'élévation de la température et l'homogénéisation de la température ;
- e. Translation de l'outil le long de ligne de soudage avec une vitesse déterminée ;



Figure 2.10 : Phase de soudage.

- f. Dégagement de l'outil à la fin de l'opération de soudage.



Figure 2.11 : Joint soudé par FSW final.

Les plaques ont été soudées avec les paramètres cités dans le [tableau 2.4](#), la vitesse d'avance de l'outil et l'angle d'inclinaison ont été fixés, et la vitesse de rotation a été variée en vue d'étudier son effet sur le soudage FSW. Le choix des vitesses de rotation a été effectué sur la base d'une multitude d'essais préliminaires. Deux types de soudures existent : les soudures froides dont le rapport vitesse de rotation/vitesse d'avance est inférieur à 1 tr/mm et les soudures chaudes pour lesquelles ce rapport est supérieur à 1 tr/mm [19]. Dans notre cas, le rapport est compris entre 26 et 40 tr/mm, on parle donc de soudure chaude.

Tableau 2.4 : Paramètres de soudage et tailles des plaques soudées.

Alliage 2017A-T451	Longueur x largeur	Essai	Vitesse de rotation (tr/min)	Vitesse d'avance (mm/min)	Angle d'inclinaison (°)	Rapport N/V_a (tr/mm)
Plaques 6 mm	200 x 100	Essai 1	950	36	2	26
		Essai 2	1050			29
		Essai 3	1250			35

2.4. Moyens de contrôle de la qualité des soudures

Après l'opération de soudage, les plaques soudées ont été contrôlées par trois méthodes de contrôle non destructif.

2.4.1. Contrôle visuel

Ce premier contrôle, permet ainsi de valider la qualité de la soudure (stries régulières, aspect brillant). Dans certains cas, l'aspect extérieur de la soudure donne une indication sur la présence éventuelle de défauts internes (présence de reliefs sur la surface de la soudure). Néanmoins, une soudure qui présente un aspect extérieur satisfaisant ne garantit pas l'absence de défauts internes. [92].

2.4.2. Contrôle par Radiographie X

Ce type de contrôle est relativement simple : des rayons X ou γ (respectivement dans la gamme de fréquences de 3.1016 Hz - 3.1019 Hz et de 3.1019 Hz et plus) sont projetés par une source radioactive sur la structure à analyser. Ces ondes électromagnétiques traversent en partie la structure, l'autre partie étant absorbée par le matériau. Un film photographique capte ensuite les rayons ressortants. Cette méthode est représentée par la figure 2.12.

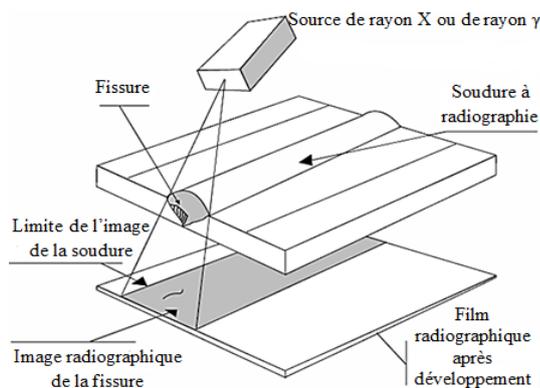


Figure 2.12 : Illustration du fonctionnement de la Radiographie X [93].

Le générateur utilisé pour l'inspection radiographique est un tube à Rayons X, avec une cathode en cuivre (Cu), de marque « SEIFERT » et de puissance maximale de 900 kW (figure 2.13). L'inspection par Rayons X des soudures FSW a été réalisée au niveau du Centre de Recherche et Développement des Forces Aériennes (CRD-FA) de Dar E Beida.

Les paramètres utilisés pendant le contrôle par radiographie sont déterminées en fonction du type et l'épaisseur du métal à inspecter et à partir des abaques donnés par le constructeur de l'équipement, pour une épaisseur de 6 mm d'un alliage d'aluminium, les valeurs de ces paramètres sont :

- Une intensité du courant de 3 mA ;
- Un voltage de 70 kV ;
- Un temps d'exposition de 70 secondes.

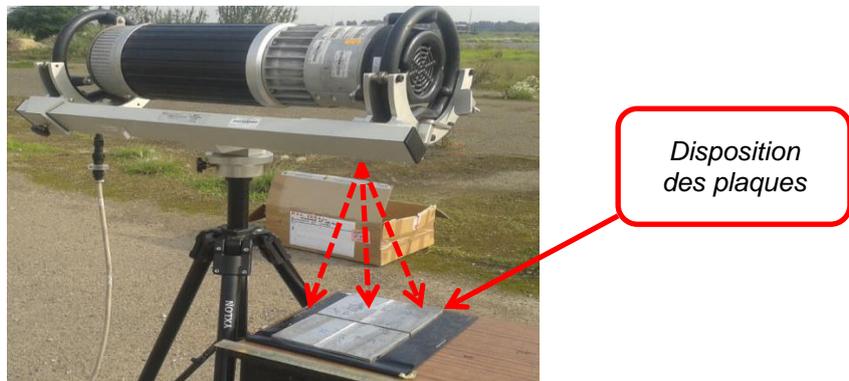


Figure 2.13 : Positionnement des pièces à inspecter sur le cliché.

Le joint est soumis à un contrôle radiographique afin de détecter d'éventuels défauts. Ces défauts sont identifiés par l'observation du film radiologique numérisé et traité par un scanner dédié pour le développement du cliché.

2.4.3. Contrôle par Ultrasons

Les ultrasons sont transmis dans la pièce à contrôler par l'intermédiaire d'un milieu de couplage, et se propagent à une vitesse qui dépend du matériau [93].

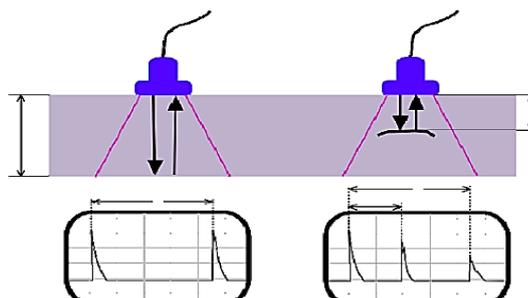


Figure 2.14 : Principe du contrôle par ultrasons.

L'inspection par ultrasons s'effectue le plus souvent avec un palpeur à incidence normale ou un palpeur à incidence oblique. L'inspection par ultrasons des soudures FSW a été réalisée au niveau du Centre de Recherche et Développement des Forces Aériennes (CRD-FA) de Dar E Beida. Un appareil à ultrasons de marque USD-15 (figure 2.15) a été utilisé pour la recherche de défauts en émission/réception.



Figure 2.15 : Appareil à ultrasons : Krautkramer Branson USD 15.

2.5. Analyses microstructurales

2.5.1. Microscopie optique (MO)

La microscopie optique en lumière polarisée a été utilisée pour caractériser la structure granulaire des joints soudés en utilisant un microscope optique de marque « Olympus BX51 » lié à un micro-ordinateur qui est muni d'un logiciel d'acquisition d'images et permettant le transfert et le traitement de ces dernières. La préparation des échantillons pour les observations optiques consistait en un polissage mécanique fini miroir avec une pâte diamantée de granulométrie 1 μm suivi d'une attaque chimique avec une attaque de type Keller (2,5 ml HNO₃, 1,5 ml HCl, 1 ml HF et 95 ml H₂O) durant environ 25 secondes puis rincés en utilisant de l'eau distillée et enfin séché à l'aide d'un séchoir.

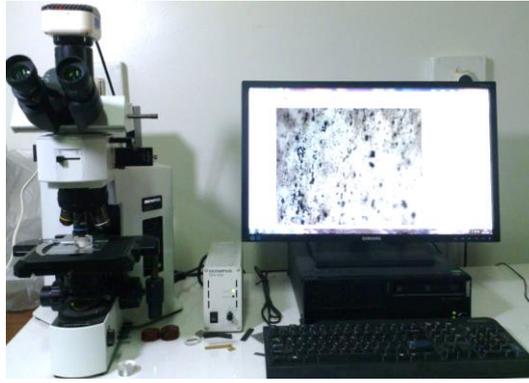


Figure 2.16 : Microscope optique de type « Olympus BX51 ».

2.5.2. Microscopie électronique à balayage (MEB)

Les observations au microscope électronique à balayage ont été réalisées afin d'étudier les faciès de rupture après les essais de traction et de fatigue dont le but de la détermination des modes de rupture en traction et fatigue pour identifier les mécanismes de fissuration des éprouvettes testées. Un microscope électronique à balayage de type « JSM-7100F » INSA-Rennes/France, (figure 2.17), muni d'une caméra infrarouge avec la possibilité de fournir des images numériques a été utilisée.



Figure 2.17 : Microscope Électronique à Balayage « JSM-7100F ».

2.5.3. Diffraction des rayons X (DRX)

La diffraction des rayons X a été utilisée dans le but d'accéder à des informations qualitatives sur les différentes phases étudiées. La structure cristalline ainsi que l'évaluation des paramètres de mailles ou la proportion relative de chacune des phases sont autant d'informations facilement exploitables par cette méthode.

L'ensemble des diffractions a été réalisé sur un diffractomètre « X'PERT-PRO » au niveau de l'Ecole Militaire Polytechnique-Bordj (EMP) El Bahri (figure 2.18).



Figure 2.18 : Diffractomètre de type « X'PERT-PRO ».

2.5.4. Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)

Cette méthode consiste à mesurer les différences de propriétés entre l'échantillon à analyser et un échantillon de référence. Pour permettre de telles mesures, les appareils de DSC sont constitués de deux compartiments jumeaux.

Dans cette étude nous avons utilisé un calorimètre de marque NETZSCH afin de connaître l'état de précipitation dans le matériau de base chauffé à une température précise et dans les différentes zones composant les soudures d'alliage 2017A. Les échantillons doivent mesurer 6 mm de diamètre et avoir une masse proche de 75mg. Le cycle thermique se compose d'une montée en température jusqu'à 550°C, à une vitesse de 5°C/min, puis d'un refroidissement.

Dans cet exemple (figure 2.19) le pic endothermique (A) dans la figure suivante, présente la réversion des zones GPB et le pic (B) exothermique la précipitation de la phase S'(S). Enfin, la dissolution des précipités S'(S) se produit durant le pic endothermique C.

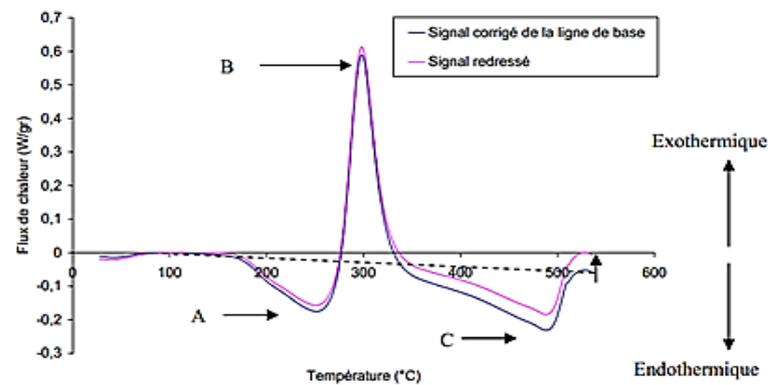


Figure 2.19 : Diagramme de DSC : cas du Métal de base 2024 T351 Vitesse de montée en température 50°C/min [19].

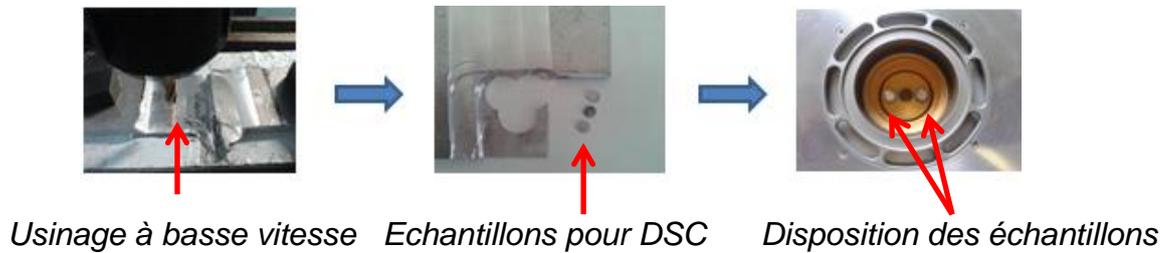


Figure 2.20 : Préparation des échantillons pour l'analyse par DSC 204.

2.6. Moyens utilisés pour la caractérisation mécanique

2.6.1. Essais de microdureté

Les mesures de microdureté $HV_{0.5}$ ont été réalisées à l'aide d'un appareil de type «HWDM-1» au niveau du Laboratoire Génie des Matériaux au niveau de l'EMP.



Figure 2.21 : Dispositif de mesure de la microdureté.

Les mesures ont été faites selon la norme NF EN ISO 6507-1 avec une charge de 500 g appliquée durant 15 s. Le pas entre deux points de mesure est de 1 mm.

Des profils, dans le 2017A-T451, à 1/4 épaisseur, au milieu (2/4) et à 3/4 ont été mesurés pour l'évaluation de la variation de la microdureté le long de l'épaisseur de la plaque soudée.

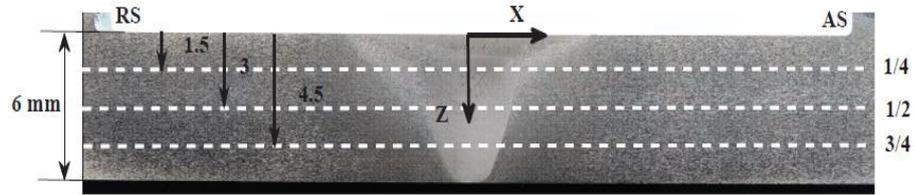


Figure 2.22 : Technique de mesure de microdureté du joint soudé.

2.6.2. Essais de traction

L'essai de traction permet de déterminer les caractéristiques mécaniques fondamentales des matériaux tels que la limite élastique, la charge de rupture, le module de Young et l'allongement à la rupture. Le dispositif de traction que nous avons utilisé se trouve au sein du Laboratoire Génie des Matériaux au niveau de l'EMP, il est constitué principalement d'une machine de traction hydraulique de type WOLPERT-AMSLER ZZ220 d'une capacité de 200 Kw reliée à un ordinateur afin de piloter et de contrôler la machine à distance.



Figure 2.23 : Machine utilisée pour l'essai de traction WOLPERT-AMSLER ZZ220.

Les essais de traction ont été réalisés pour deux approches : globale et locale. L'objectif étant de mettre en exergue la relation et l'influence de la microstructure sur le comportement mécanique à l'échelle globale et locale.

2.6.2.1. Approche à l'échelle globale

Afin d'étudier ce type de comportement, nous avons réalisé des éprouvettes de formes plates prélevées perpendiculairement à la direction de soudage comme il est indiqué dans la figure suivante.

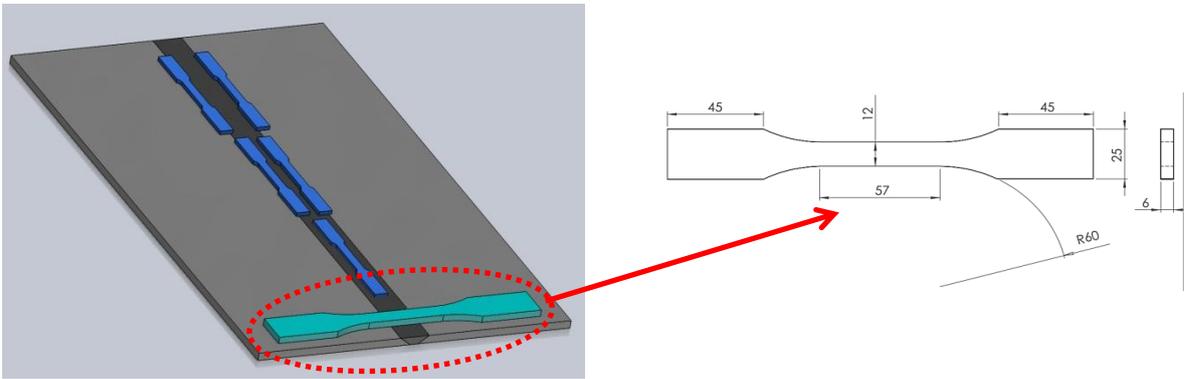


Figure 2.24 : Dimensionnement de l'éprouvette prélevée pour l'étude de l'approche globale.

2.6.2.2. Approche à l'échelle locale

Dans le cadre de l'étude de l'approche locale, d'autres essais ont été effectués sur des éprouvettes prélevées dans les différentes zones de la soudure afin de caractériser les propriétés mécaniques locales de l'ensemble de la soudure. Les sections ont été découpées par usinage à basse vitesse sur une machine à commande numérique parallèlement au sens de soudage comme le montre le schéma suivant.

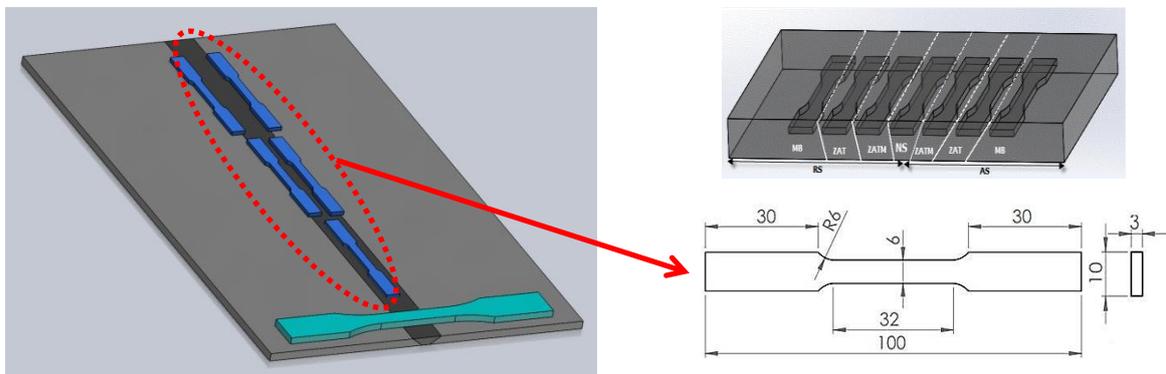


Figure 2.25 : Schéma du prélèvement des éprouvettes pour l'étude de l'approche locale dans les plaques soudées par FSW.

La difficulté principale dans cette approche locale a été de s'assurer que toute la zone utile ou à étudier soit bien située dans la zone en question à savoir (Noyau, ZAT, ZATM), pour cela nous avons développé un protocole de coupe (usinage) spécifique pour chaque zone, car les dimensions changent d'une zone à une autre afin que la microstructure soit homogène dans chaque éprouvette. L'ensemble des éprouvettes a été réalisé selon la norme ASTM /E8M. Ensuite, le test de traction a été réalisé selon la norme NF EN 10002-1 à une vitesse de déplacement imposée 1 mm/min qui correspond à une vitesse de déformation de $5,20 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

2.6.2.3. Calcul du coefficient d'efficacité des joints

On définit le coefficient d'efficacité du joint comme le rapport entre les caractéristiques mécaniques de l'assemblage et les caractéristiques mécaniques du métal de base [94] :

$$\text{Coefficient du joint} = R_m \text{ du joint soudé} / R_m \text{ du métal de base}$$

Où R_m est la résistance maximale à la traction.

Pour les alliages d'aluminium, le coefficient de joint soudé par FSW est de l'ordre de 0.6 à 1. La norme ISO/DIS 25239-4 définit la valeur minimale du coefficient d'efficacité du joint que doit satisfaire l'assemblage soudé par FSW [92].

2.6.3. Essais de fatigue

Le but de cette étude est de déterminer la tenue mécanique des soudures FSW dans les conditions les plus proches de celles du fonctionnement de pièces de structures aéronautiques. L'objectif étant de comprendre le comportement mécanique cyclique des joints soudés par FSW. Les essais de fatigue ont été réalisés sur une machine électro servo-hydraulique universelle de type « PLS-100 » au niveau du Centre de Recherche et Développement Maritime (CRD-M) à Tamanfoust.



Figure 2.26 : Machine hydraulique de Fatigue « PLS-100 ».

Les éprouvettes de fatigue utilisées pour caractériser le matériau de base sont des éprouvettes Diabolo (Figure 2.27), évitant ainsi l'amorçage des fissures au niveau de la transition entre les congés et la partie utile. Alors que pour le matériau soudé, les éprouvettes présentent une section droite (Figure 2.28) afin que toutes les zones de la soudure soient exposées aux mêmes contraintes. De plus, la rupture a

moins de risque de s'amorcer au niveau de la transition entre la zone utile et les congés étant donné que la soudure présente des propriétés mécaniques inférieures à celle du matériau de base pour la rupture s'amorce dans une des zones de la soudure. Les géométries des éprouvettes du matériau de base et du matériau soudé répondent à la norme ASTM /E-466-07. Ces éprouvettes ont une épaisseur de 6 mm.

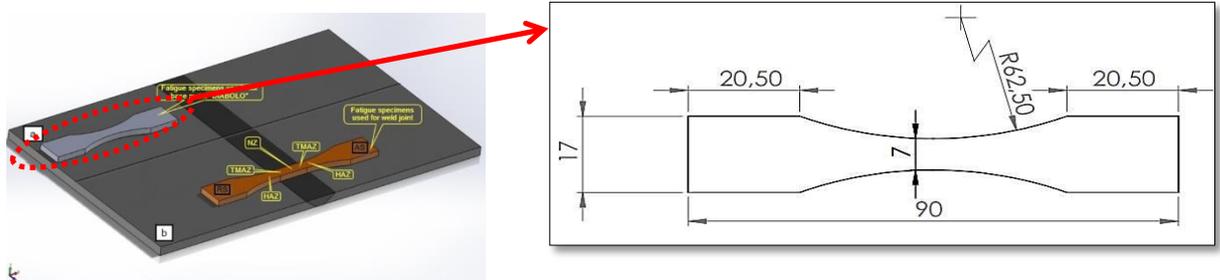


Figure 2.27 : Éprouvettes prélevées pour les tests de fatigue du métal de base 'Diabolo'.

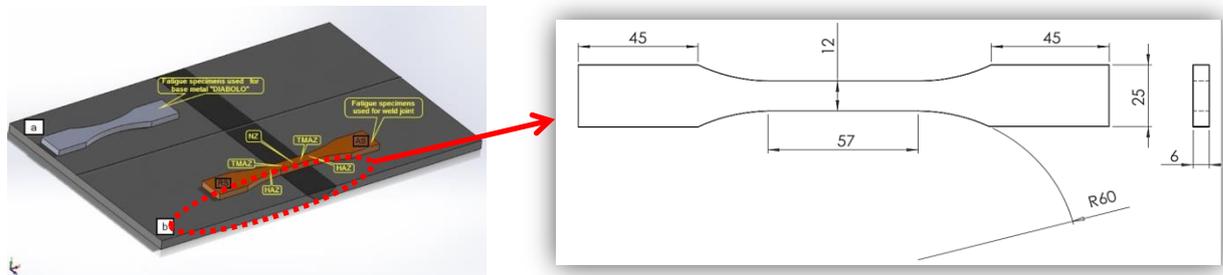


Figure 2.28 : Éprouvettes prélevées pour les tests de fatigue métal soudé.

La surface de l'éprouvette est bien polie pour diminuer les effets liés à la rugosité en chargement cyclique et par conséquent réduire au maximum son influence sur la durée de vie en fatigue. Cette surface semble présenter un état miroir à l'œil nu. Mais à l'échelle microscopique, les traces de l'outil d'usinage demeurent encore existantes, ce qui rend leurs effets non nuls en chargement cyclique essentiellement lorsque nous travaillons en fatigue à grand nombre de cycles. Les essais ont été réalisés sous chargement cyclique en traction à contrainte imposée avec un rapport de charge $R = 0.1$ (rapport de la contrainte minimale sur la contrainte maximale) et une fréquence de 20 Hz.

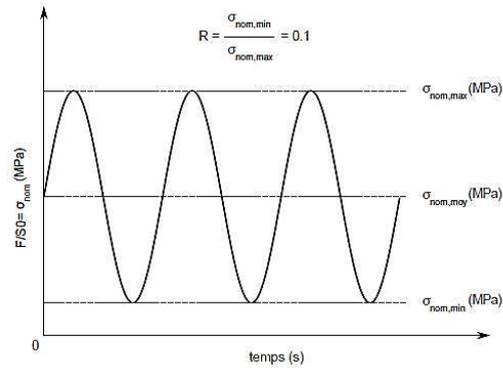


Figure 2.29 : Chargement cyclique appliqué lors des essais de fatigue.

L'objectif de notre étude c'est de tracer la courbe de Wöhler afin de déterminer la limite d'endurance (σ_d) et vu les difficultés trouvées pour réaliser un nombre suffisant des éprouvettes nous avons concentré notre étude au domaine d'endurance limitée (entre 10^4 et 10^6 cycles).

La courbe de Wöhler est généralement donnée par l'amplitude de contrainte σ_a en fonction du nombre de cycles à la rupture.

$$\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2 \quad (2.1)$$

La figure suivante montre l'interface de contrôle de la machine, ou l'on doit entrer tous les paramètres de l'éprouvette à tester tel que : le type de l'éprouvette, les dimensions de la section utile de l'éprouvette, la force moyenne appliquée (le point milieu), l'amplitude de force, la fréquence utilisée (20 Hz) et le type de chargement cyclique (sinusoïdale).

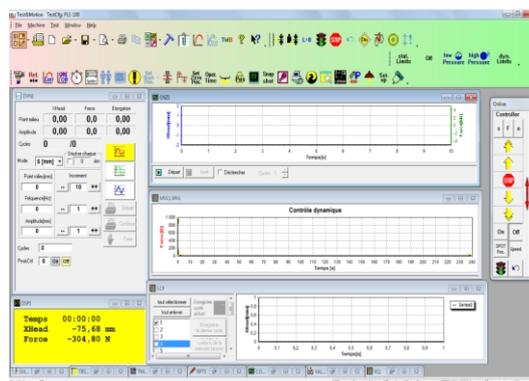


Figure 2.30 : Interface de contrôle de la machine PLS-100.

Tableau 2.5 : Valeurs entrées dans l'interface de la machine pour chaque éprouvette.

N°	σ_a (MPa)	F_a (KN)	F_m (KN)	Fréquence (Hz)
01	200	5.60	6.8420	20
02	180	5.04	6.1600	
03	160	4.48	5.4725	
04	140	3.92	4.7905	
05	120	3.36	4.0730	
06	100	2.80	3.4220	
07	90	2.52	3.0800	
08	80	2.24	2.7376	

La première valeur de l'amplitude de contrainte a été choisie de manière à ce que la valeur de contrainte maximale σ_{\max} ne doive pas dépasser la valeur de la résistance maximale de traction pour le métal de base et le métal soudé. Nous avons répété chaque essai plusieurs fois pour chaque valeur de l'amplitude de contrainte afin d'obtenir une valeur moyenne de la durée de vie pour chaque amplitude étudiée.

2.7. Modélisation du procédé FSW [95]

2.7.1. Modèle fluide

2.7.1.1. Utilisation de la méthode de remaillage sous Fluent

Dans beaucoup de travaux, la simulation et la modélisation du procédé de soudage FSW sont limitées à l'utilisation d'un pion fixe où la matière est modélisée par l'écoulement d'un fluide autour du pion avec une certaine viscosité (élevée). Dans la réalité, c'est le pion qui se déplace le long de ligne de soudure. C'est cette différence qui est prise en considération dans notre simulation (2D/3D). Pour remédier au problème du déplacement du pion dans la matière l'utilisation de la méthode de remaillage est nécessaire, qui permet de regrouper et remailler localement les cellules. Si les nouvelles cellules créées satisfont le critère de distorsion, le maillage est mis à jour localement avec les nouvelles cellules. Dans cette modélisation deux méthodes de remaillage sont utilisées en l'occurrence "local remeshing" et "local face remeshing (pour écoulement 3D)".

Les équations de base à résoudre sont les trois lois de conservation pour les systèmes physiques, à savoir la conservation de la masse (équation de continuité), la conservation du moment (équations de Navier-Stokes) et la conservation de l'énergie. En utilisant la notation indicielle, l'équation de fluides incompressibles de continuité peut être rédigée en termes d'Euler comme suit:

$$\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z} = 0 \quad (2.2)$$

Dans l'équation (2.2) u , v et w désignent les vecteurs de vitesse et x , y et z représentent les coordonnées. En négligeant les forces gravitationnelles externes du corps, on obtient l'équation suivante:

$$\rho \frac{dy}{dx} = -\nabla P - \nabla \tau + \rho G \quad (2.3)$$

Où ρ et P sont respectivement la masse volumique et de la pression statique, V est le vecteur vitesse, τ est la contrainte de cisaillement, et G est la force de gravité. Négliger les changements dans l'énergie potentielle et en supposant que le transfert de la chaleur à un élément de fluide obéit à la loi de Fourier de conduction de la chaleur, l'équation de l'énergie à l'état stationnaire peut être écrit comme suit:

$$u \frac{\partial T}{\partial x} + v \frac{\partial T}{\partial y} + w \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + S_v \quad (2.4)$$

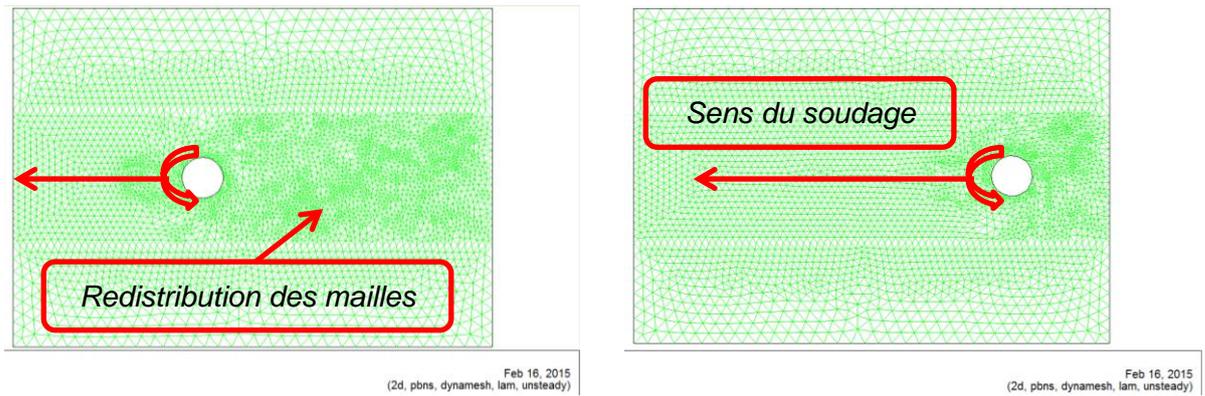
Où k est la conductivité thermique, C_p est la chaleur spécifique du matériau, T la température, et S_v est un terme spatiale source qui représente le terme source de dissipation visqueuse en raison de la déformation plastique origine par la vitesse de déformation élevée près de l'outil dans la zone de friction et la zone affectée thermomécaniquement (TMAZ). Le terme source est calculé comme suit:

$$S_v = f_m \mu \Phi \quad (2.5)$$

Où f_m est une constante arbitraire indiquant le degré de mélange atomique dans le système.

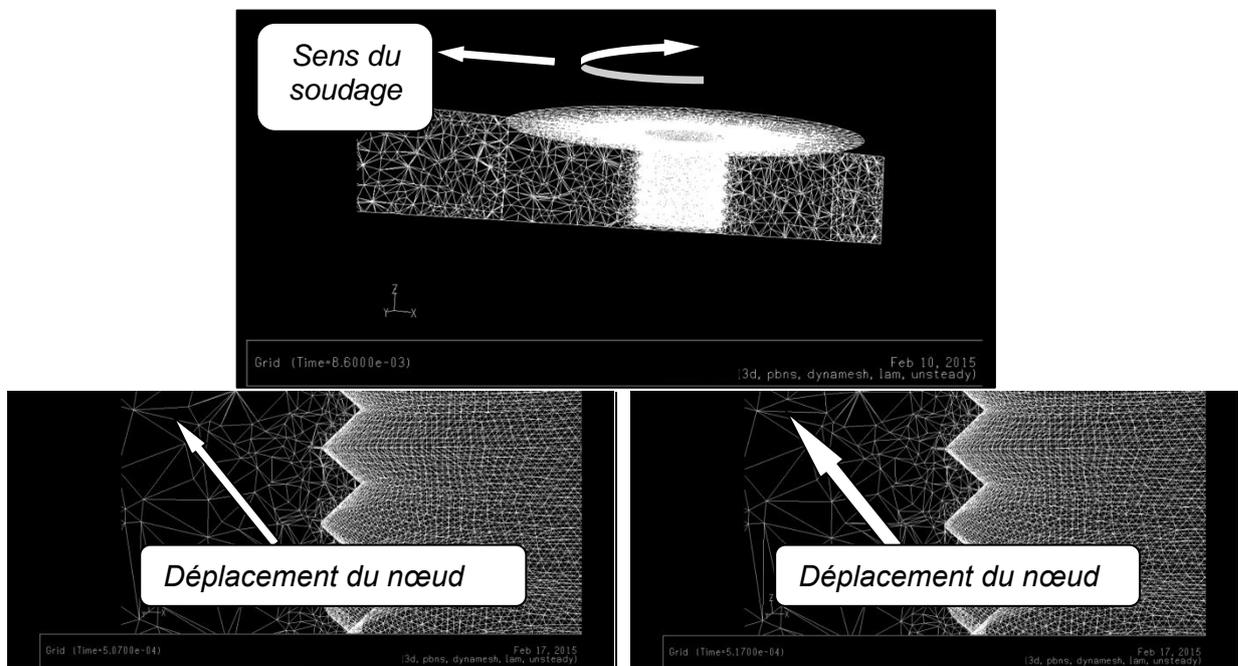
Dans le présent travail, un modèle 2D/3D du soudage FSW d'alliage d'aluminium AA2017A a été développé et validé par une simulation transitoire avec flux de matières entièrement couplé et en tenant en compte du flux de chaleur généré par la friction. Le matériau est supposé viscoélastique, dont la viscosité a été obtenue à partir des essais dynamiques sur un analyseur mécanique (DMA). En combinant les deux formulations de Lagrange et Euler, un procédé de maillage dynamique (figure 2.31 et 2.32), a été utilisé pour modéliser le flux de matière induit par le mouvement du pion fileté. L'utilisation de modèle transitoire a permis non seulement d'appréhender le mouvement complexe du pion fileté, mais également la simulation de la chaleur et du flux de matière lors du soudage. L'objectif de cette démarche est d'avoir une meilleure prédiction et représentation de l'historique thermomécanique du matériau, qui est nécessaire pour l'étude de la microstructure et la texture finale. Les équations régissant le transfert de chaleur transitoire 2D/3D

et le flux de matières sont discrétisés en utilisant la méthode des volumes finis et résolus en utilisant solveur dynamique des fluides "ANSYS / FLUENT".



Cas du modèle 2D

Figure 2.31 : Evolution du maillage dynamique 2D.



Cas du modèle 3D

Figure 2.32 : Evolution du maillage dynamique 3D.

Plusieurs formes de pions ont été étudiées, afin mettre e évidence l'influence de la forme du pion sur la distribution du flux de matière et de la température lors du soudage FSW (figure 2.33)

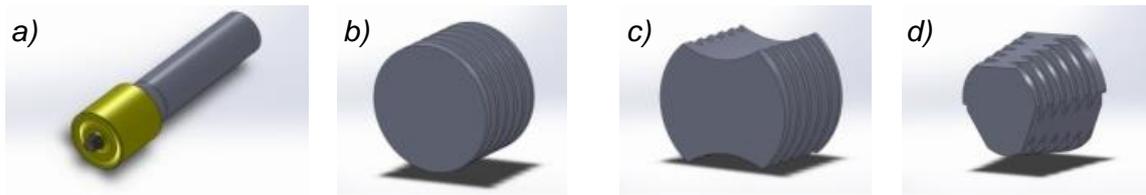


Figure 2.33 : Formes du pion étudiées (a) Outil FSW, b) Forme cylindrique, c) Forme cylindrique bizutée, d) Frome conique.

2.7.1.2. Génération du flux thermique

Dans le présent modèle, un flux thermique est appliqué sur les surfaces extérieures du pion et de l'épaulement qui sont en contact avec le matériau. Au cours du processus FSW, la chaleur est générée à proximité des surfaces de contact, qui peuvent avoir des géométries complexes selon la forme de l'outil. Cependant, dans le modèle utilisé, on suppose que la surface de l'outil est cylindrique avec un épaulement horizontal. La conicité de la surface d'épaulement est caractérisée par l'angle α , qui prend la valeur zéro dans le cas d'un épaulement plat.

L'outil simplifié est présenté sur la figure 2.34, où R est le rayon de l'épaulement, et R_{pin} et H_{PIN} sont respectivement le rayon et la hauteur du pion. De cette manière, la production de chaleur totale peut être calculée.

$$Q_{total} = Q_1 + Q_2 + Q_3. \quad (2.6)$$

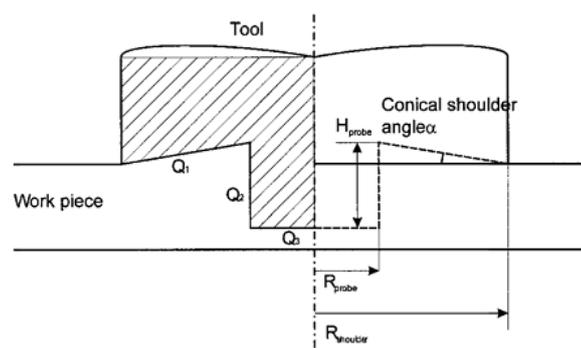


Figure 2.34 : Flux de chaleur représentés dans un outil FSW simplifié.

$$Q_{total} = 2/\pi \omega T_{contact} (R^3_{épaulement} + 3R^3_{pion} H_{pion}) \quad (2.7)$$

La modélisation numérique de flux FSW peut être basée sur des modèles et des techniques utilisées pour d'autres processus tels que le soudage par friction, extrusion, usinage, forgeage, laminage et l'impact balistique. Quant à l'analyse des

flux de chaleur, les modèles de flux numériques utilisés pour le maillage peuvent être soit à formulation Eulérienne, soit Lagrangienne, ou une combinaison des deux formulations (solution hybride Lagrange-Eulerienne 'ALE').

A travers l'utilisation de modèles d'analyse dynamique des fluides (CFD) au lieu des modèles de mécanique du solide, les effets mécaniques ont été omis, comme l'effet de forge. En plus, ces modèles ne peuvent pas prédire la force nécessaire, car l'élasticité est négligée.

L'une des difficultés de l'analyse numérique est le gradient de la vitesse d'écoulement élevé à proximité de l'outil. Afin de résoudre ce problème, le maillage est divisé en plusieurs zones, comme représentées sur la [figure 2.35](#). Le flux près de l'outil est à prédominance rotationnelle, le maillage de la région s'adapte au déplacement de l'outil. La zone de rotation est rendue suffisamment grande pour contenir la totalité de la zone de déformation et la taille des mailles est beaucoup plus fine dans cette zone.

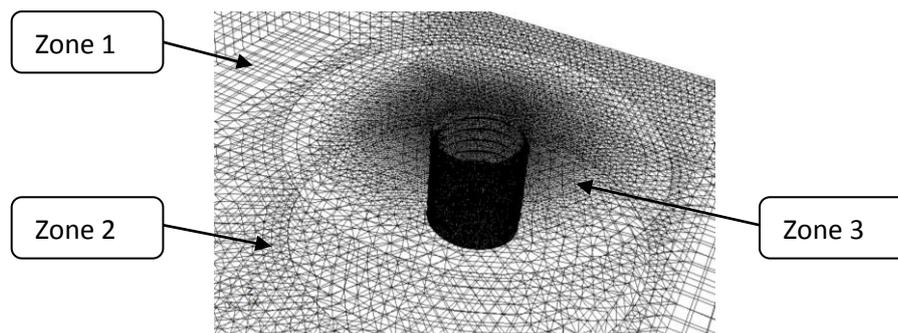


Figure 2.35 : Discrétisation de la plaque en plusieurs zones.

Une analyse 3D en utilisant la méthode des volumes finis basée sur une formulation ALE, a fourni des résultats avec un aperçu physique intéressant. Cependant, ils présentent des temps de calcul très longs. En plus, l'analyse 3-D est capable de gérer certaines complexités du processus tels qu'un épaulement concave, l'inclinaison de l'outil, et les différents profils de pions.

La modélisation FSW reste une tâche difficile en raison de ses caractéristiques multiphysiques. Le processus combine flux de chaleur, la déformation plastique à haute température et l'évolution de la microstructure de la propriété. Ainsi, de nos jours, la simulation numérique des processus FSW ne peut toujours pas être utilisée pour optimiser le processus. L'accroissement des connaissances produites sur les ressources du processus informatiques peut conduire, peut-être dans un proche avenir, à l'utilisation de la simulation numérique du procédé FSW et de prévoir une

bonne combinaison des paramètres du procédé, de remplacer les essais expérimentaux utilisés. Cela aidera à promouvoir et à élargir le processus FSW à un plus large éventail de différentes applications.

2.7.1.3. Géométrie et conditions aux limites

La tôle est modélisée par l'utilisation d'un rectangle de longueur $L=70$ mm et de $l=50$ de largeur et de hauteur $h=6$ mm. Une couronne de diamètre extérieur $D=22$ mm est dessinée sur la surface supérieure du parallélépipède et correspond à l'épaulement. La **figure 2.36** présente la dénomination des surfaces qui sera utilisée par la suite. Le pion est un cylindre de révolution de diamètre $d=6$ mm et de hauteur $h=5.7$ mm.

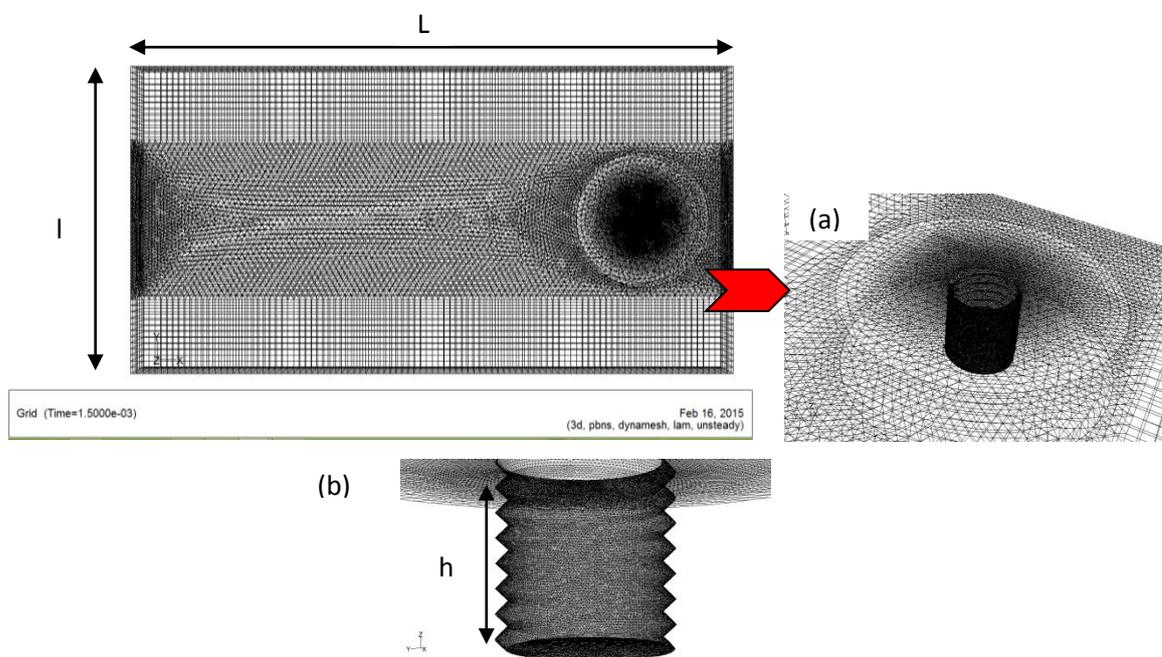


Figure 2.36 : Maillage du modèle : (a) Zones détaillées du maillage de l'empreinte de l'outil (b) Maillage du Pin.

Dans le modèle FLUENT, l'origine du repère est située au centre de la tôle et à mi-épaisseur. Ainsi, connaissant le sens de rotation de l'outil et sa vitesse d'avance, le côté AS et le côté RS pourront se différencier par des valeurs de Y positives ou négatives. Le maillage dit de référence utilisé dans les calculs est présenté sur la **figure 2.36**. Il est composé de 394427 cellules (tétraédrique/quadrangulaire) dont la taille minimale d'arrête est 0,1mm.

Un maillage dynamique a été utilisé pour capturer les deux mouvements de l'axe de l'outil rotation et de translation. Ainsi, le maillage est modifié en continu avec le temps. Comme le montre la **figure 2.36**. Le maillage dynamique est composé de deux zones: des zones intérieur et extérieur. La zone interne contient le contour du

tion de l'outil (en prise avec des éléments tétraédriques) et un anneau extérieur de l'épaulement de l'outil. L'utilisation d'un tel maillage dynamique combine les avantages des deux formulations de Lagrange et Euler. En d'autres termes, le mouvement de l'outil est correctement pris en compte avec le mouvement des éléments de Lagrange, alors qu'en même temps la formulation d'Euler permet au matériau de s'écouler à travers les mailles, en conservant une bonne qualité du maillage.

Le modèle transitoire a été utilisé pour simuler le déplacement de l'outil. Le flux de chaleur, défini dans l'équation, a été appliqué sur les surfaces de l'outil. Pour les surfaces supérieures et latérales de la plaque, la condition limite thermique a été fixée par une convection entre l'air et la plaque, avec un coefficient de transfert thermique de $30 \text{ W/m}^2\text{°C}$.

Pour la surface inférieure de la plaque, le coefficient de transfert de chaleur par convection entre la plaque et le support en acier a été fixé à $150 \text{ W/m}^2\text{°C}$. Cette valeur du coefficient de transfert de chaleur se trouve être semblable à celle rapportée dans la littérature pour la modélisation de FSW en alliage d'aluminium 2017A. La plaque est initialement à la température ambiante de 27 °C .

Dans le processus de simulation en utilisant le logiciel FLUENT, l'approche est de considérer le matériau métallique comme étant un fluide. Ce dernier est, sous l'effet de la rotation et l'avance de l'outil, malaxé. Le fluide est stationnaire par contre l'outil a une vitesse d'avance de 0.6 mm/s et une vitesse de rotation de 1250 tr/min .

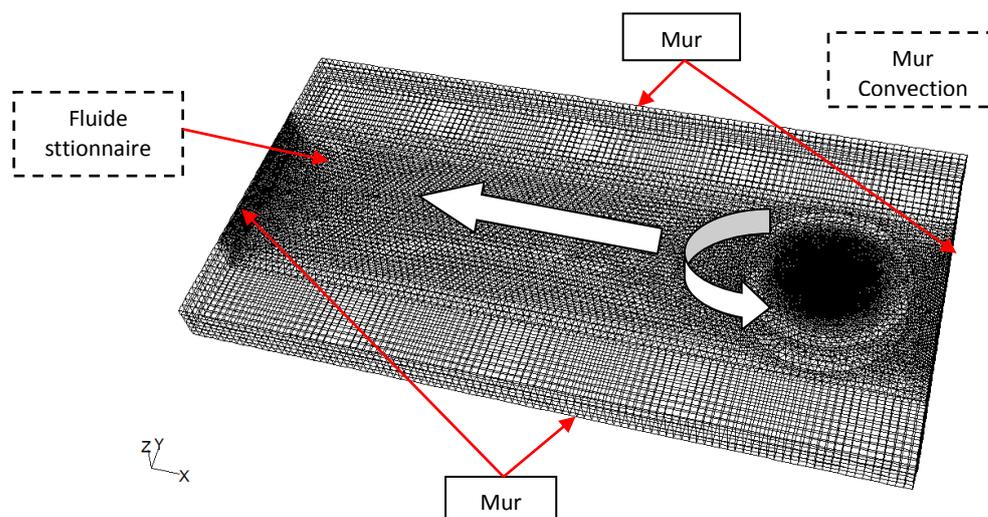


Figure 2.37 : Modèle utilisé dans la simulation numérique.

2.7.1.4. Modélisation du matériau et réglage des paramètres

Pour le modèle des volumes finis basé sur la formulation d'Euler les principaux paramètres du matériau sont principalement la chaleur spécifique, la conductivité thermique et le coefficient de la viscosité en fonction de la température. Ce dernier est issu du test expérimental effectué sur la machine DMA (Dynamical Mechanical Analysis) (figure 2.38). Ce test nous a permis d'identifier et de quantifier la viscosité dynamique du matériau en fonction de la température et l'injecter directement dans le modèle numérique.

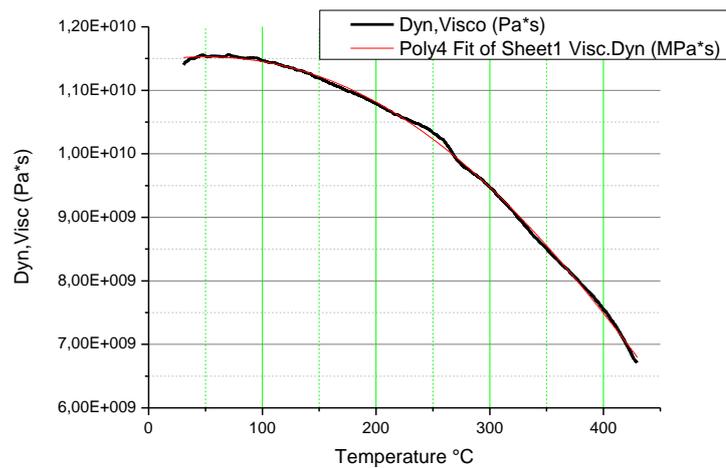


Figure 2.38 : Viscosité dynamique de l'alliage d'aluminium 2017A obtenue du test DMA (Dynamical Mechanical Analysis). [102]

La masse volumique est de 2800 kg/m³. Les valeurs de la chaleur spécifique (C_p) et la conductivité thermique (λ) à différentes températures sont indiquées dans les équations. (2.8) et (2.9) :

$$\lambda = 103.264 + 0.241T \quad (2.8)$$

$$C_p = 754.08 + 0.3729T + 0.0012T^2 \quad (2.9)$$

La viscosité en fonction de la température peut être exprimé sous forme polynomiale comme suit : [102]

$$\mu \text{ (Pa.s)} = 1,14632 \cdot 10^{+10} + 2,4884 \cdot 10^{+6} T - 22117,33216 T^2 - 43,29134 T^3 + 0,05236 T^4 \quad (2.10)$$

2.8. Conclusion

Ce chapitre a détaillé les différentes techniques expérimentales de caractérisation microstructurale et mécanique utilisées au cours de ce projet et leurs principes de fonctionnement. Aussi tout le modèle numérique utilisé a été détaillé, et ceci après avoir défini les conditions expérimentales, la démarche adoptée et les géométries des éprouvettes.

PARTIE 3 : RESULTATS & DISCUSSIONS

3.1. Etude de la soudabilité de l'alliage 2017A par FSW

3.1.1. Introduction

Cette partie est consacrée à la caractérisation du joint soudé par FSW par l'intermédiaire des propriétés mécaniques et les changements microstructuraux. Dans un premier temps, on présente les différentes soudures réalisées par friction malaxage avec interprétation. Puis, on indique les caractéristiques microstructurales et mécaniques pour une corrélation avec les paramètres opératoires du procédé. Les résultats de caractérisation de la microdureté, la traction et la fatigue du cordon soudé seront analysés et comparés avec les propriétés du métal de base.

3.1.2. Résultats des soudures FSW et discussion

3.1.2.1. Soudures des tôles de 6 mm d'épaisseur

L'objectif étant de réaliser une soudure FSW sans défauts avec un meilleur comportement mécanique, nous avons procédé à l'optimisation du procédé de soudage FSW. Dans cette étude un seul paramètre a été optimisé, en l'occurrence la vitesse de rotation de l'outil de soudage. Trois opérations de soudage ont été effectuées sur les plaques de 6 mm d'épaisseur, avec des vitesses de rotation de 950, 1050 et 1250 tr/min et une vitesse d'avance constante de 0.6 mm/s avec un angle d'inclinaison de 2°.

a. Vitesse de rotation de 950 tr/min

La **figure 3.1** montre les deux faces du cordon, côté joint (**figure 3.1.a**) et côté opposé (**figure 3.1.b**). La soudure a été effectuée avec une vitesse de rotation égale à 950 tr/min. On obtient une qualité de joint acceptable avec formation de stries remarquables sur la surface du joint, ceci est lié à la faible vitesse de rotation.

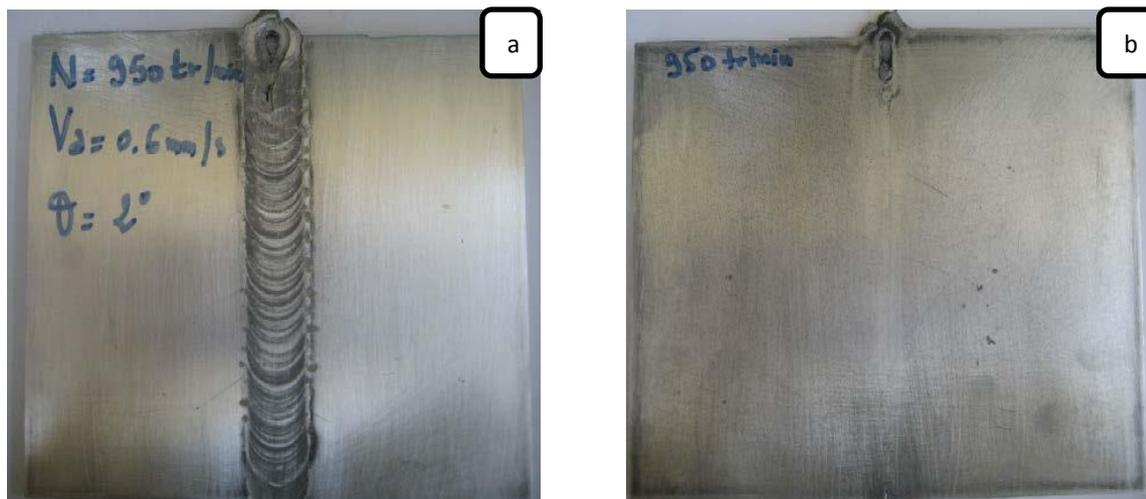


Figure 3.1 : Plaques d'aluminium 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur soudées par FSW avec les paramètres $N=950$ tr/min, $V_a=0.6$ mm/s et $\theta = 2^\circ$: (a) côté joint, (b) côté opposé.

b. Vitesse de rotation de 1050 tr/min

La **figure 3.2** montre le cordon de soudure obtenu pour une vitesse de rotation de 1050 tr/min, on constate un cordon relativement lisse et sans défauts visibles ayant une largeur égale au diamètre de l'épaulement. Ce cordon présente, de visu, une bonne qualité.



Figure 3.2 : Plaques d'aluminium 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur soudées par FSW avec les paramètres $N=1050$ tr/min, $V_a=0.6$ mm/s et $\theta = 2^\circ$: (a) côté joint, (b) côté opposé.

c. Vitesse de rotation de 1250 tr/min

La **figure 3.3** montre un soudage effectué avec une vitesse de rotation de 1250 tr/min sur les plaques 6 mm. La surface du cordon est lisse avec une bonne répartition des stries qui sont dues à l'augmentation de la vitesse de rotation qui génère une quantité de chaleur importante permettant d'améliorer le malaxage de la matière.

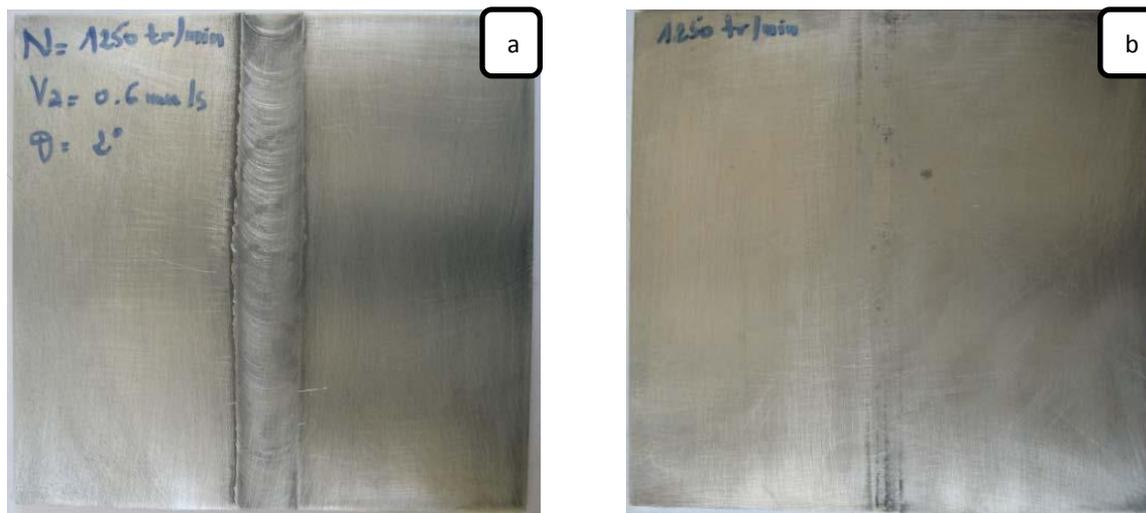


Figure 3.3 : Plaques d'aluminium 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur soudées par FSW avec les paramètres $N=1250$ tr/min, $V_a=0.6$ mm/s et $\theta = 2^\circ$.

3.1.2.2. Conclusion sur le choix des paramètres opératoires

Les cordons de soudures obtenus après soudage sur l'alliage d'aluminium 2017A-T451 utilisé ont montré que la vitesse de rotation influe sur la qualité du cordon. Lorsque la vitesse de rotation augmente, la qualité de soudure est meilleure visuellement, mais ce n'est pas un gage de qualité pour cela, il faut impérativement une évaluation des différents joints obtenus.

3.1.2.3. Analyse des défauts en fonction des paramètres opératoires

On présente ci-après les défauts identifiés lors du soudage FSW.

a. Défauts identifiés par inspection visuelle

Pour toutes les soudures, la largeur de l'empreinte laissée par l'outil lors de la phase de pénétration et celle du cordon de soudure est la même. Si l'outil remonte légèrement, le malaxage sous le pion devient alors insuffisant, conduisant à l'apparition du défaut de pénétration partielle (figure 3.4).

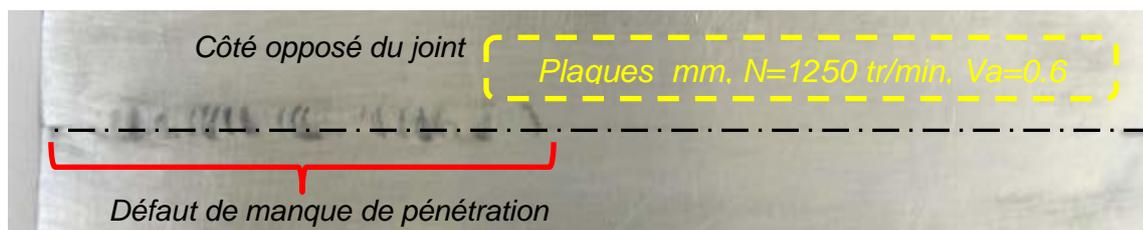
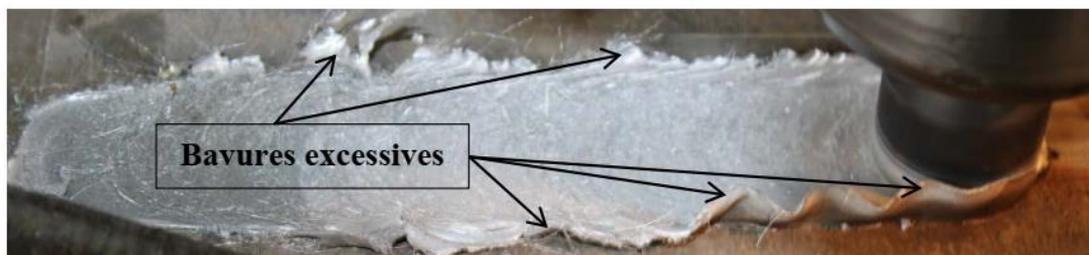


Figure 3.4 : Défaut de manque de pénétration de l'épaulement sur la surface des pièces.

Au cours du soudage, l'outil s'enfonce dans la matière entraînant une pénétration excessive de l'outil. Cela conduit à la formation d'une bavure excessive (figure 3.5), et par conséquent à une réduction de section de soudure. Cette bavure correspond au surplus de matière déplacée par l'outil lorsque celui-ci s'enfonce. Ce type de défaut est nommé « Ribbon flash ».



Plaques 6 mm, $N=950$ tr/min, $V_a=0.6$ mm/s, $\theta=2^\circ$.

Figure 3.5 : Défaut type de bavure excessive ou « Ribbon Flash ».

Des défauts de surfaces de type manque de marquage de l'épaulement et éraillures, laissées en surface par le passage de l'épaulement sur le cordon de soudure sont présentées à la figure 3.6.



Plaques 6 mm, $N=1050$ tr/min, $V_a=0.6$ mm/s, $\theta=2^\circ$.

Éraillures
Éraillures

Figure 3.6 : Défauts en surface du cordon de type éraillures et manque de marquage.

Avec une faible vitesse de rotation de 1050 tr/min, un défaut de type rainure à la surface du joint est observé, ayant pour origine un flux de chaleur insuffisant apporté par l'outil (figure 3.7).

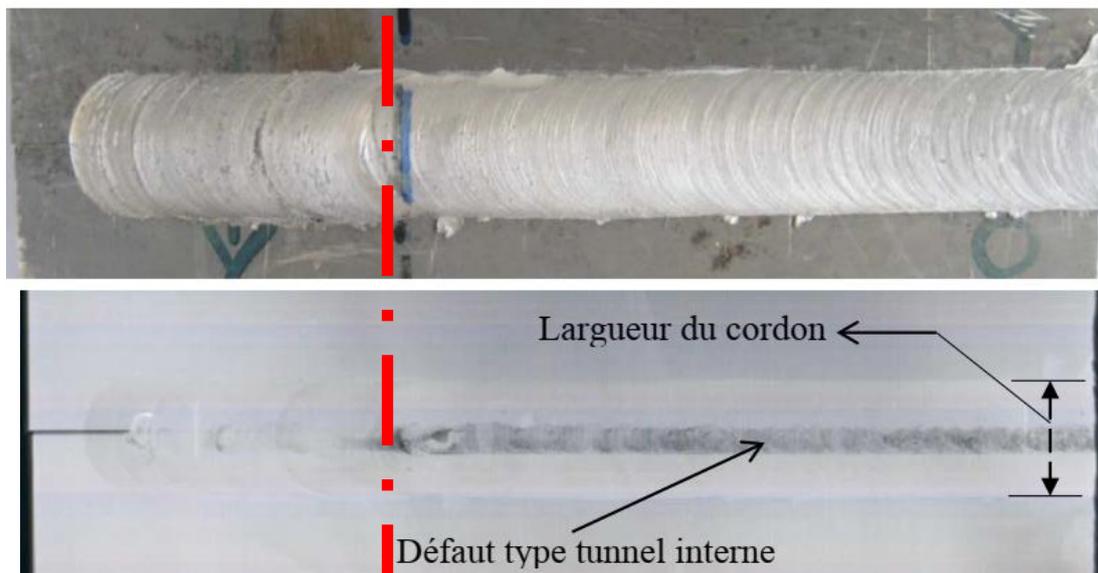


Plaques 10 mm, $N=1050$ tr/min, $V_a=0.6$ mm/s, $\theta=2^\circ$.

Figure 3.7 : Défauts de surface de type rainure.

b. Défauts identifiés par un examen de radiographie

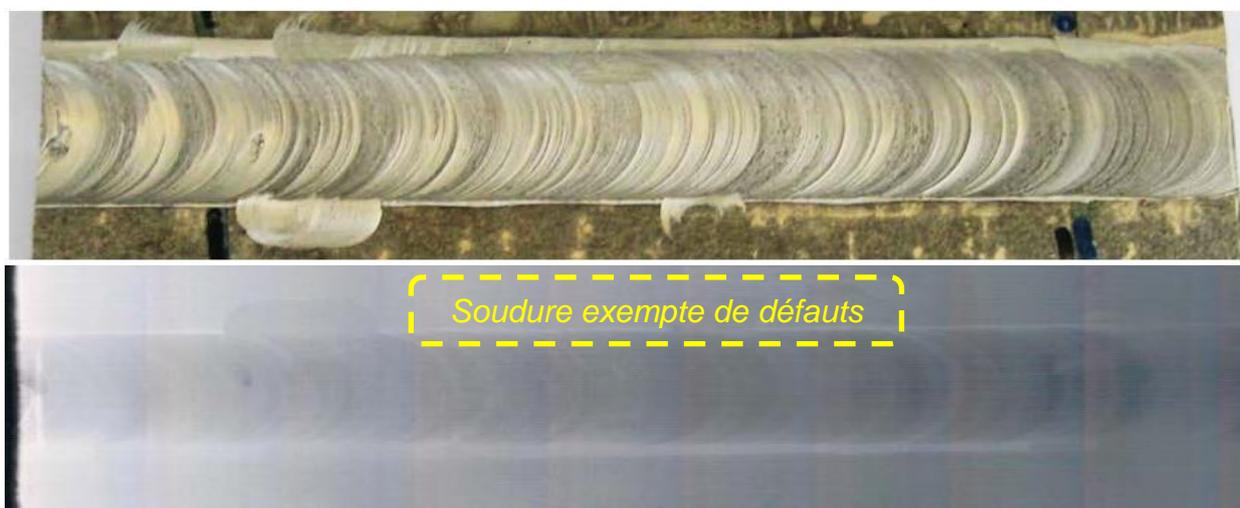
Autre type de défaut observé par Rayon X, appelé défaut de type tunnel interne (figure 3.8). Il peut apparaître au début ou au milieu de la soudure après quelques millimètres de soudage. Dans notre étude, il a pour origine un défaut de malaxage lié au manque de force de forge.



Plaques 6 mm, $N=950$ tr/min, $V_a=0.6$ mm/s, $\theta=2^\circ$.

Figure 3.8 : Radiographie présentant un défaut tunnel interne.

La figure 3.9 montre un exemple d'examen radiographique du joint des plaques soudées avec une vitesse de rotation de 1250 tr/min. On observe sur cette image radiographique seulement les stries laissées par le passage de l'outil, on ne comptabilise aucun défaut interne lié au procédé de soudage FSW.



Plaques 6 mm, $N=1250$ tr/min, $V_a=0.6$ mm/s, $\theta=2^\circ$.

Figure 3.9 : Radiographie d'un soudage effectué avec une vitesse de 1250 tr/min.

c. Défauts identifiés par un examen aux ultrasons

Pour détecter d'éventuels défauts, il convient d'examiner la soudure sur toute sa section et sur toute sa longueur.

➤ Recherche des défauts de surface

Toutes les soudures sont examinées par ultrasons en vue de rechercher les défauts de surface, seulement deux configurations contiennent des défauts à savoir : défaut de type manque de pénétration et un défaut de type manque de marquage de l'épaulement sur les plaques soudées respectivement avec des vitesses de 950 tr/min et 1050 tr/min.

➤ Sondage de défauts internes par sonde droite E/R

Parmi les techniques utilisées pour la détection des défauts internes dans les joints de soudures, on a utilisé la sonde droite à relais émettrice-réceptrice d'ondes longitudinales 10MHz. La **figure 3.10** montre un exemple d'examen sur les plaques soudées de 6 mm d'épaisseur. Dans cette configuration, on a examiné le côté opposé, car il est plus adapté pour le contrôle.

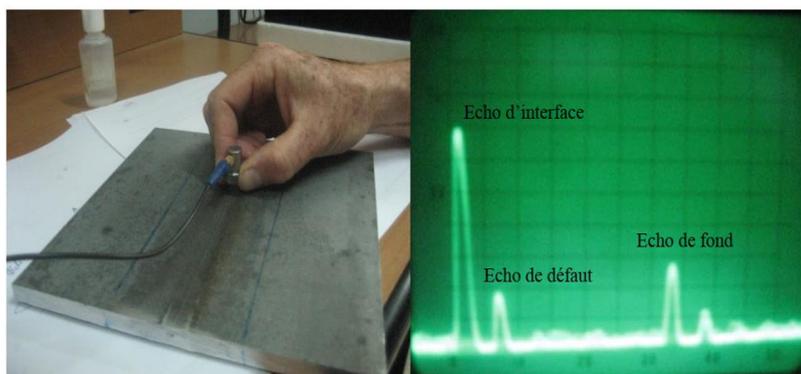


Figure 3.10 : Examen par sonde droite E/R à ondes longitudinales.

Pour les plaques soudées avec une vitesse de rotation de 950 tr/min, on remarque la présence d'un défaut (**figure 3.11**) de volume, la profondeur de ce dernier est de 5,14 mm par rapport la surface opposée du joint (**pour le calcul voir Appendice D,G**).

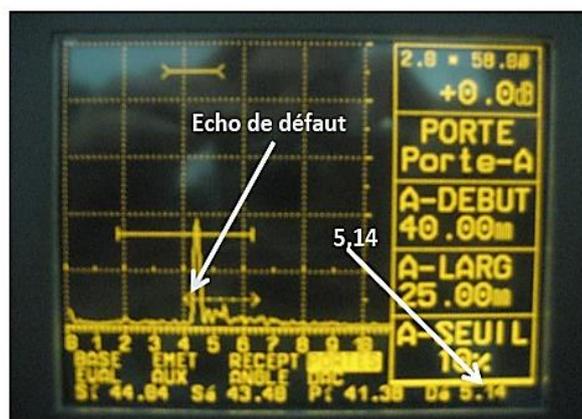


Figure 3.11 : Oscillogramme reçu par la sonde dans un endroit soudé sur des plaques de 6 mm d'épaisseur.

Tableau 3.1 Différents types de défauts présents au niveau d'un joint FSW.

Plaques	Vitesse de rotation N (tr/min)	Type de défaut	
		Défaut de surface	Défaut interne
6mm	950	Aucun défaut	Manque de pénétration
	1050	Manque de marquage de l'épaulement	Manque de pénétration
	1250	Aucun défaut	Aucun défaut

3.1.3. Observations métallographiques

Dans cette partie, on présente aussi les différents types de microstructures composant les différents joints soudés. En effet, en fonction des conditions obtenues durant le soudage, température et taux de déformation, la soudure peut être décomposée en plusieurs zones ayant chacune ces propres caractéristiques. Ces observations permettent d'avoir des détails sur les mécanismes se produisant durant le soudage et de comparer les résultats de différentes microstructures. Les métallographies de la majorité des soudures ont été réalisées pour étudier la microstructure des quatre zones constituant le joint (Noyau, ZATM, ZAT, et MB), en relation avec la vitesse de rotation de l'outil.

3.1.3.1. Macrographie des joints soudés par FSW

La **figure 3.12** représente différentes macrographies pour les différentes configurations à savoir 950, 1050 et 1250 tr/min, on remarque la présence de défauts déjà cités dans la section contrôle des joints soudés pour les vitesses de rotation de 950

et 1050 tr/min en l'occurrence le manque de pénétration et le manque de malaxage, contrairement aux joints soudés avec une vitesse de 1250 tr/min, on remarque que la distribution de la matière est plus homogène et il n'y a aucune présence de défauts internes. On note aussi que la transition entre les différentes zones est plus claire est mieux distribuée.

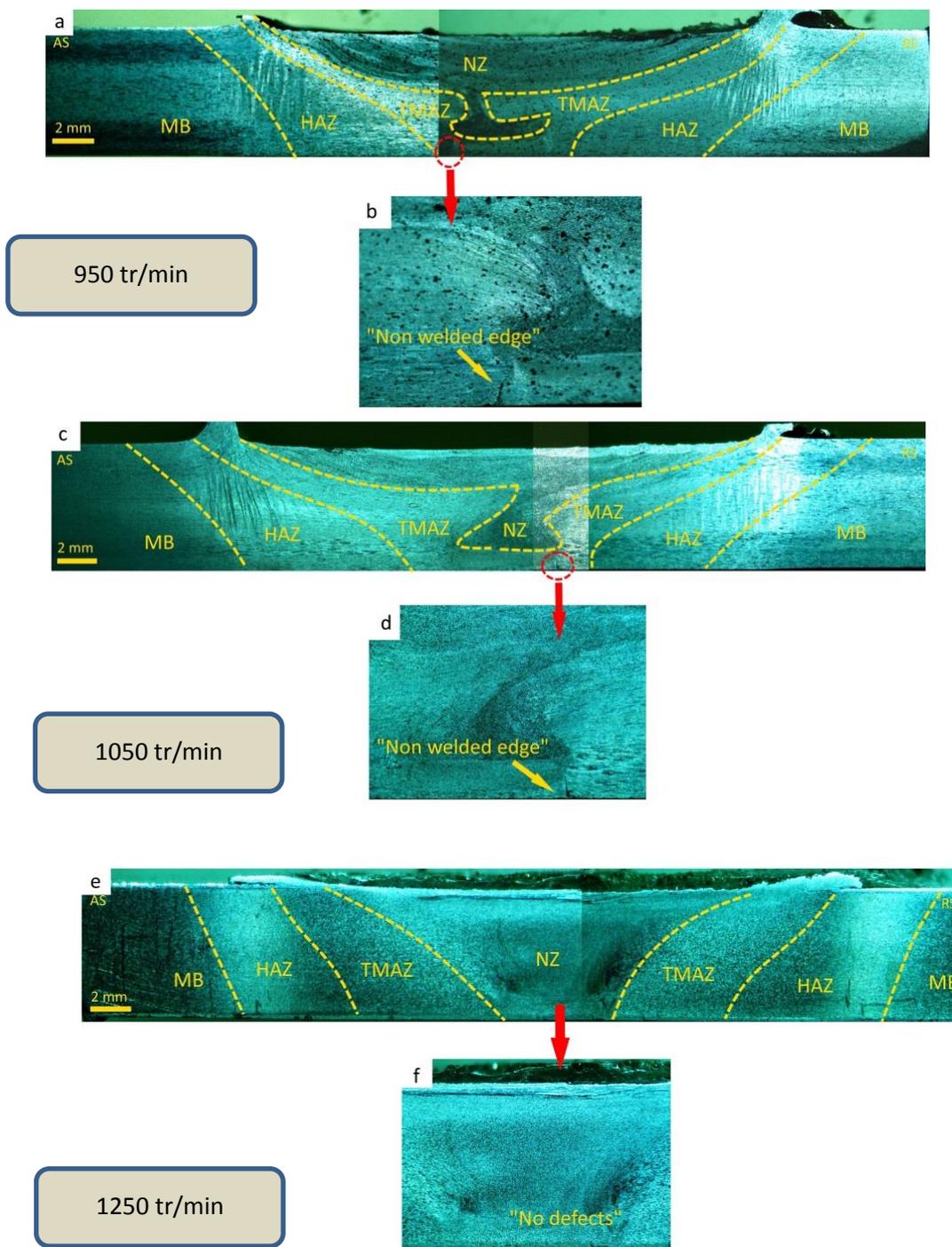


Figure 3.12 : Macrographie des joints soudés pour les vitesses suivantes a) et b) : 950, c) et d) : 1050, e) et f) : 1250 tr/min. [96]

3.1.3.2. Micrographie des joints soudés par FSW

Les micrographies du joint montrent la présence de quatre zones distinctes (le Noyau de soudure noté NS, la zone affectée thermiquement notée ZAT, la zone affectée thermo- mécaniquement noté ZATM et le métal de base MB. Ces zones sont le résultat de l'histoire thermique et thermomécanique du joint soudé.

➤ Métal de base

La zone du métal de base est l'endroit où la température demeure inférieure à la température de vieillissement. Le métal ne subit aucune transformation. La micrographie illustrée dans la **figure 3.13** montre des grains allongés à cause du laminage à froid de la tôle. La figure montre aussi la présence d'inclusions.

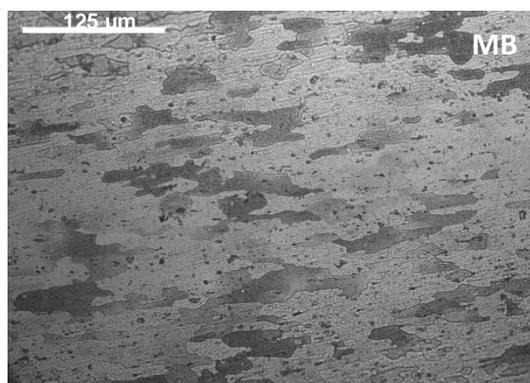


Figure 3.13 : Microstructure dans le métal de base 2017A-T451.

On présente ci-après une étude qui vise à déterminer la variation des zones de soudage (ZAT, ZATM, Noyau) en fonction des vitesses de rotation de l'outil pour des plaques d'aluminium 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur soudées bout à bout. Les photos présentées ci- dessous illustrent les différentes microstructures des échantillons soudés. Sur ces images, le côté avançant est identifié par « AS » alors que le côté reculant par « RS ».

a. Micrographie des joints soudés à une vitesse de rotation de 950 tr/min

La principale différence entre les zones, est la taille des grains dans chaque zone. La **figure 3.14** illustre des observations au microscope optique de chaque zone du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2017A-T451 à une vitesse de rotation de 950 tr/min.

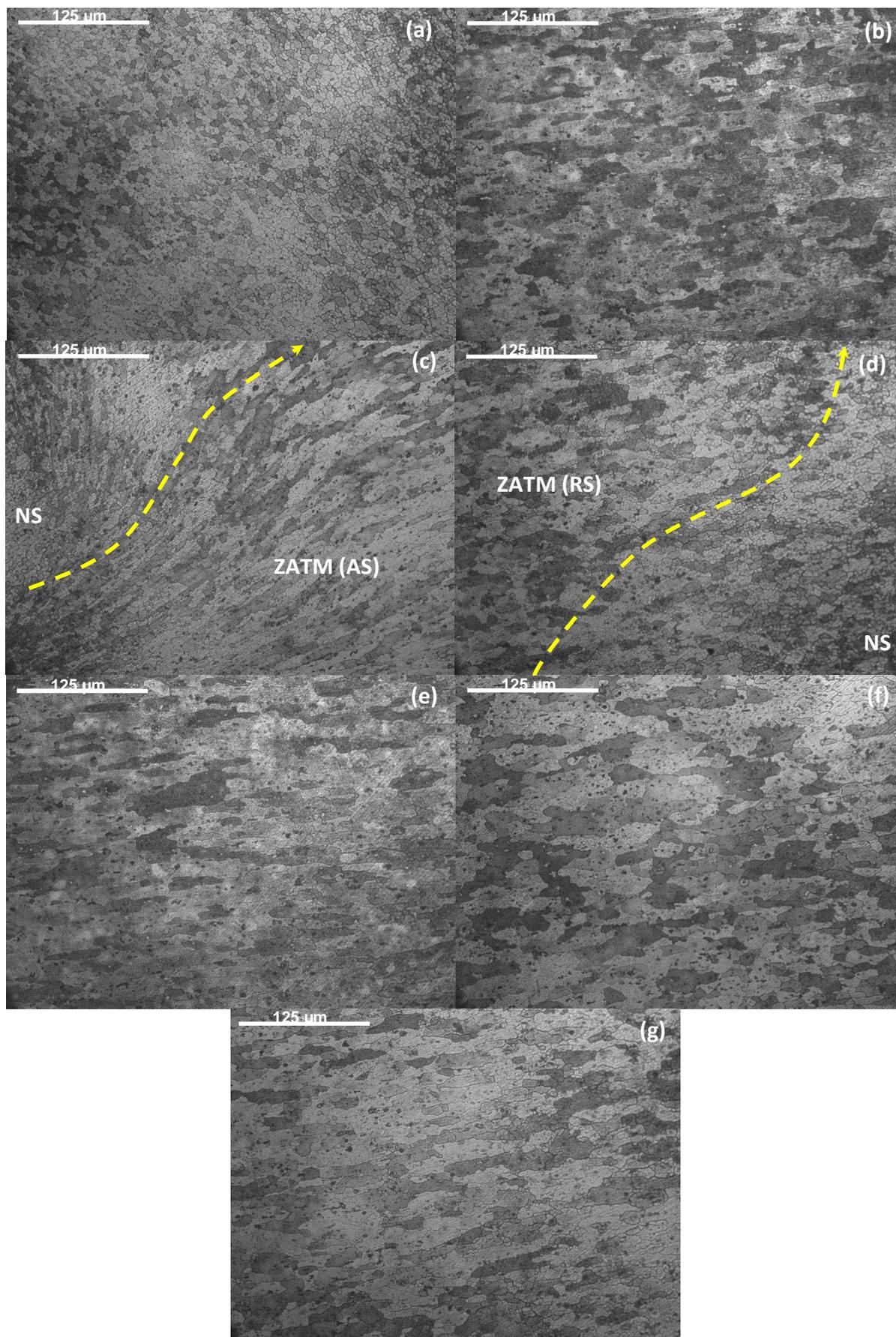


Figure 3.14 : Micrographie des zones du joint soudé par FSW à une vitesse de rotation de 950 tr/min: (a) Noyau, (b) ZAT AS, (c) Transition NS-ZATM (AS), (d) Transition NS-ZATM (RS), (e) ZAT (RS), (f) ZATM (RS) et (g) ZATM (AS).

La ZAT est la zone où la température est assez élevée pour causer un sur- vieillissement du métal de base. Elle est située entre le métal de base et la ZATM. Dans cette zone la morphologie des grains est pratiquement la même que celle du métal de base (figure 3.14.b, e).

La ZATM est la zone située entre le noyau et la ZAT. Dans cette zone il y a déformation des grains, mais la température est inférieure aux valeurs critiques pour activer les mécanismes de recristallisation dynamique. La figure (3.14.c,d) montre que la transition entre le noyau et la ZATM est beaucoup plus nette du côté AS que du côté RS. Ceci est causé par le gradient de déformation. Elle montre aussi les grains allongés dans la direction d'écoulement du métal lors du soudage.

La zone du noyau (NS) est la zone où la température et la déformation plastique sont assez élevées pour causer la recristallisation des grains. Dans cette zone, la taille des grains est d'environ 6.4 microns, elle est de loin inférieure à la taille des grains du métal de base (figure V.3.14.a).

b. Micrographie des joints soudés à une vitesse de rotation de 1050 tr/min

La figure 3.15.a présente le noyau de la soudure obtenue à une vitesse de 1050 tr/min. On observe une microstructure fine formée de grains de 6.9 μm de moyenne. Les chargements thermique et mécanique subis au cours du procédé de soudage ont conduit à la recristallisation complète de cette zone. D'après la figure 3.154.d, les chargements thermique et mécanique subis provoquent une forte déformation plastique et une orientation des grains dans le sens de rotation de l'outil. On remarque que l'élongation des grains dans la ZATM est moins importante du côté RS (figure 3.15.f) que du côté AS (figure 3.15.e). Dans la zone affectée thermiquement ZAT (figures 3.15.b, c), la structure granulaire est identique à celle du matériau de base. La taille des grains dans cette zone est donc presque similaire à celle du matériau de base.

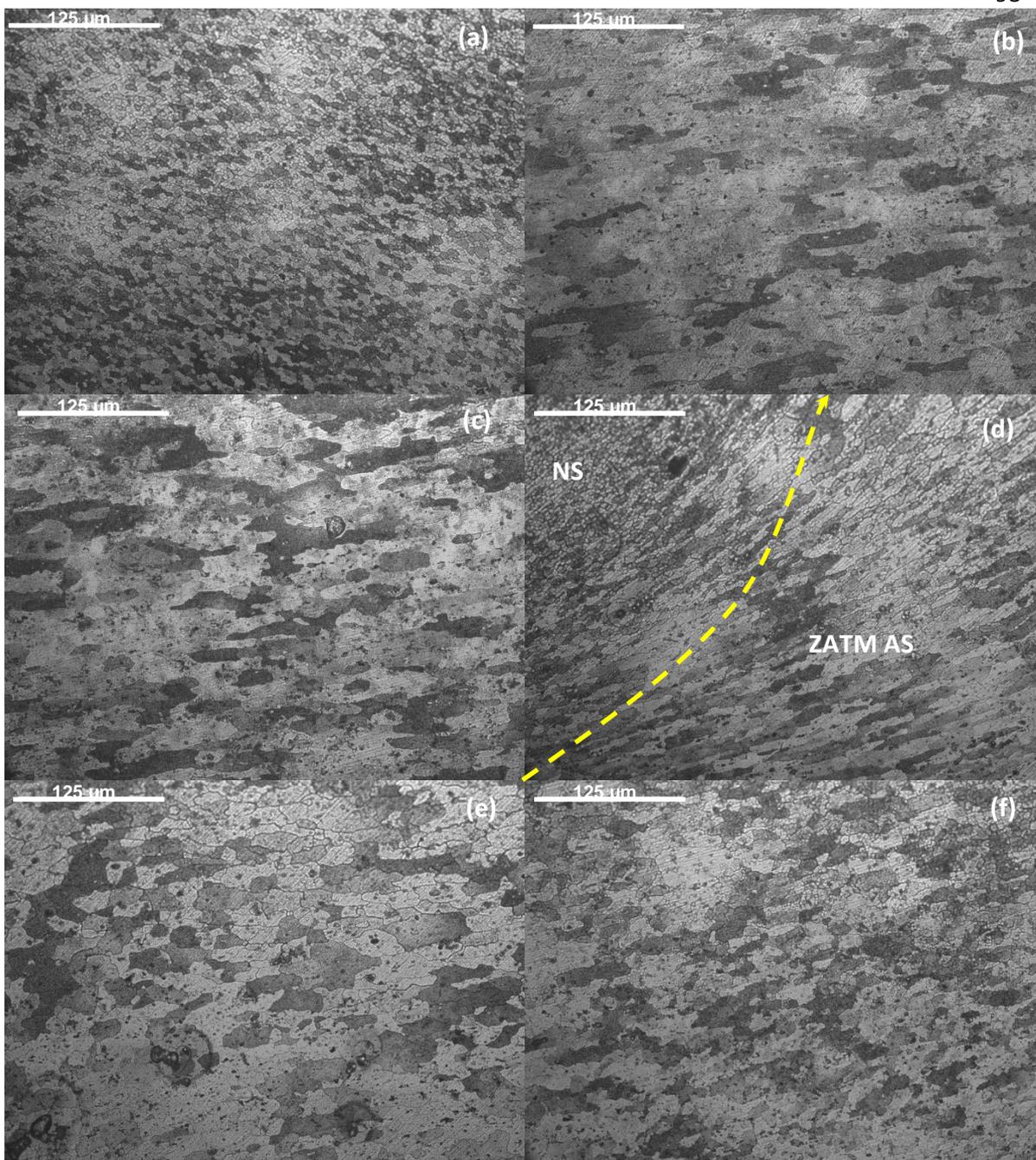


Figure 3.15 : Micrographie des zones du joint soudé par FSW à une vitesse de 1050 tr/min: (a) Noyau, (b) ZAT (AS), (c) ZAT (RS), (d) Transition NS-ZATM (AS), (e) ZATM (AS) et (f) ZATM (RS).

c. Micrographie des joints soudés à une vitesse de rotation de 1250 tr/min

L'analyse microscopique du joint soudé à 1250 tr/min (figure 3.16), permet de bien distinguer les zones ZAT, ZATM et Noyau. On observe l'effet de mouvement du pion dans la partie malaxée par le changement d'orientation des plans de déformations dans le Noyau et la ZATM. La ZATM se trouve de part et d'autre du Noyau, elle subit une histoire thermique et une déformation plastique complexe provoquée par le mouvement du pion, et son filetage, qui peut induire un début de recristallisation et des phénomènes de précipitation. Dans le Noyau, les grains deviennent très petits en raison d'une forte déformation thermomécanique et des effets de recristallisation dynamiques. Par ailleurs, la taille des grains du noyau est toujours plus fine que celle des grains de la ZATM du fait d'une recristallisation partielle dans celle-ci alors qu'elle est totale dans le noyau. Dans la zone de transition entre le noyau et la ZATM AS (figure 3.16.d), la frontière entre ces deux zones est bien visible par la variation de la taille des grains, les grains du noyau sont plus fins que ceux de la ZATM. La ZAT et la ZATM sont également plus larges pour les cas des vitesses de rotation élevées. Le noyau reste cependant de la même largeur pour toutes les soudures puisqu'il correspond à la géométrie du pion de l'outil.

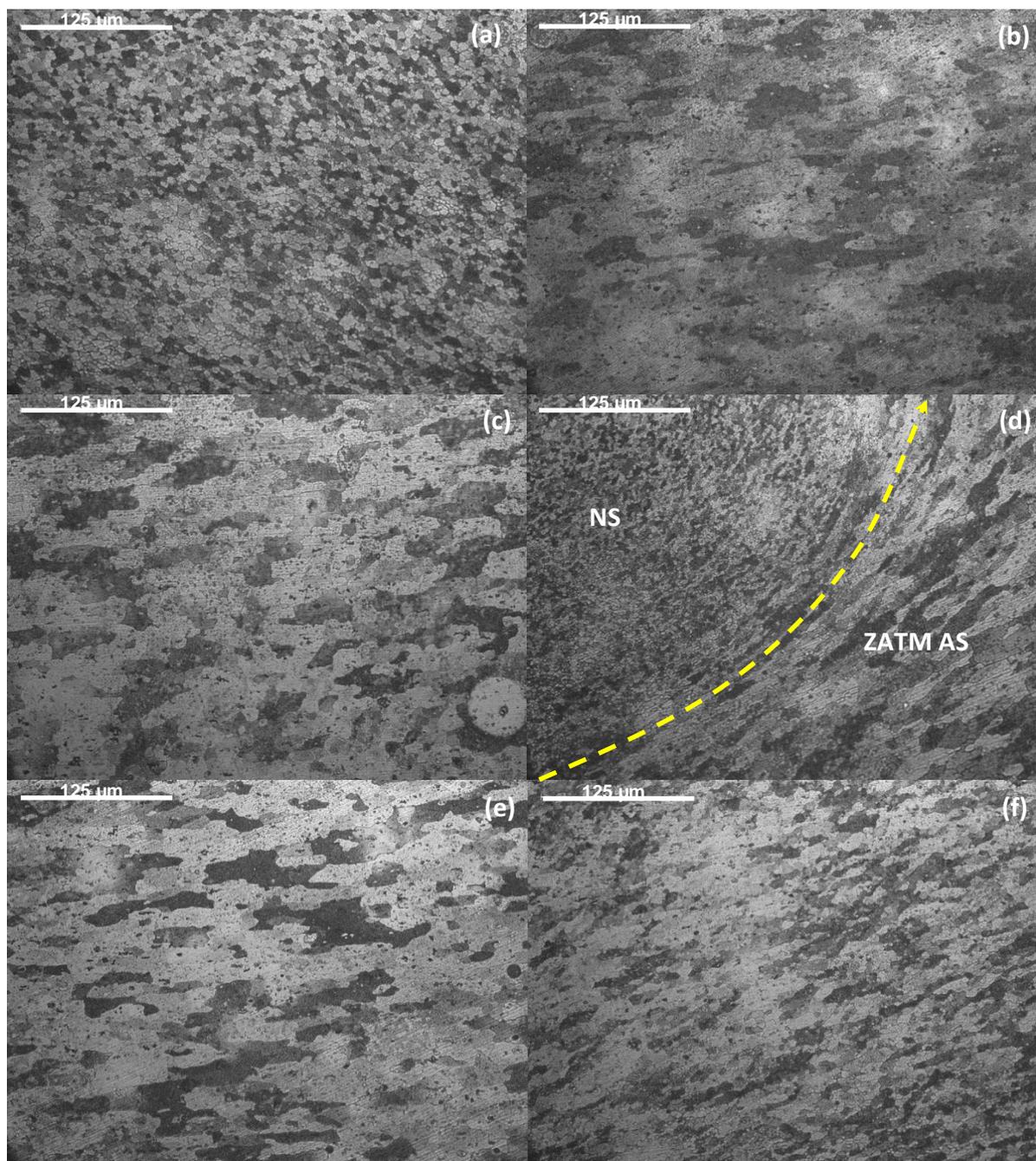


Figure 3.16 : Micrographie des zones du joint soudé par FSW à une vitesse de rotation de 1250 tr/min: (a) Noyau, (b) ZAT (AS), (c) ZAT (RS), (d) Transition NS-ZATM (AS), (e) ZATM (AS) et (f) ZATM (RS).

En conclusion, lors du processus de friction-malaxage, l'augmentation de la température et la déformation de la matière engendrées par la rotation et l'avance du pion entraînent, au sein du joint, des modifications de la microstructure initiale de la plaque (celle du métal de base).

Tableau 3.2 : Caractéristiques microstructurales enregistrées dans les différentes zones des joints de soudure FSW

	Zones	Taille de la zone soudée (mm)	Forme du grain	Taille du grain dans le plan TD	
				Longueur (m)	Largeur (m)
950 tr/min	MB	–	Allongée 'Pancake'	162.7	24.3
	ZAT-AS	7	Allongée 'Pancake'	188.4	27.6
	ZAT-RS	10.5	Allongée 'Pancake'	190.7	34.2
	ZATM-AS	10	Allongée 'Pancake' et Equiaxe	–	–
	ZATM-RS	8	Allongée 'Pancake' et Equiaxe	–	–
	NOYAU	6	Equiaxe	6.4	6.7
1050 tr/min	ZAT-AS	7.5	Allongée 'Pancake'	191.6	28.7
	ZAT-RS	10.7	Allongée 'Pancake'	196.3	32.1
	ZATM-AS	10	Allongée 'Pancake' et Equiaxe	–	–
	ZATM-RS	7.6	Allongée 'Pancake' et Equiaxe	–	–
	NOYAU	6	Equiaxe	6.9	6.8
1250 tr/min	ZAT-AS	8	Allongée 'Pancake'	225	34.5
	ZAT-RS	11	Allongée 'Pancake'	202.4	27.9
	ZATM-AS	10	Allongée 'Pancake' et Equiaxe	–	–
	ZATM-RS	8	Allongée 'Pancake' et Equiaxe	–	–
	NOYAU	6	Equiaxe	7.8	7.9

3.1.4. Diffraction de rayons X

Les Diffractogrammes de DRX obtenus à partir des échantillons de différentes zones du joint soudé (MB, ZAT-AS, ZATM-AS et NS) sont représentés dans la **figure 3.17**. Les pics représentés sont dans la même position dans les différentes zones du joint soudé avec une légère différence d'intensité de ces pics, cela est dû à l'hétérogénéité de la microstructure le long du joint soudé. (Appendice I)

Pour les différents échantillons étudiés, l'identification des raies qui apparaissent correspond bien à la phase α (Al) de l'aluminium et à la phase intermétallique θ (Al_2Cu). On observe que les pics de la phase α (Al) suivant les plans (111) et (200) sont les plus intenses tandis que les pics de la phase θ (Al_2Cu) suivant les plans (222) et (400) sont les moins intenses.

Tableau 3.1 : Position des pics de DRX obtenus pour : MB, ZAT, ZATM et NS coté AS.

α (Al)	2 Thêta (°)	38	44	64	78	112	116
	(hkl)	111	200	220	311	331	420
	d (hkl)	2.35	2.03	1.43	1.22	0.92	0.90
θ (Al ₂ Cu)	2 Thêta (°)	82	99	-	-	-	-
	(hkl)	222	400	-	-	-	-
	d (hkl)	1.17	1.01	-	-	-	-

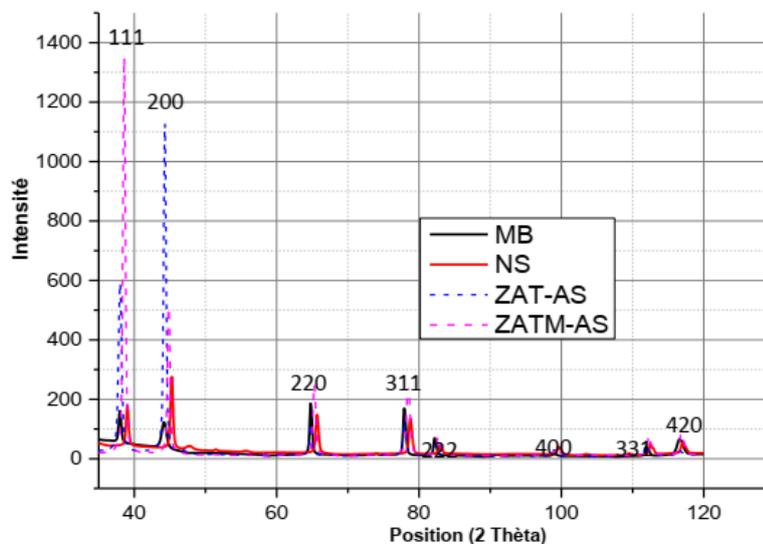


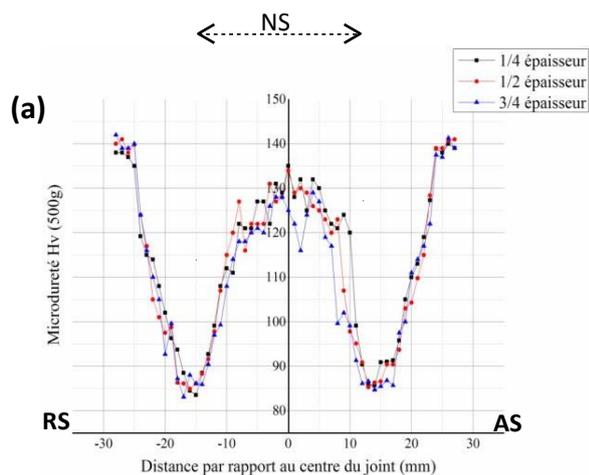
Figure 3.17 : Résultats de l'analyse DRX pour les différentes zones du joint soudé.

3.1.5. Résultats des essais mécaniques sur les soudures

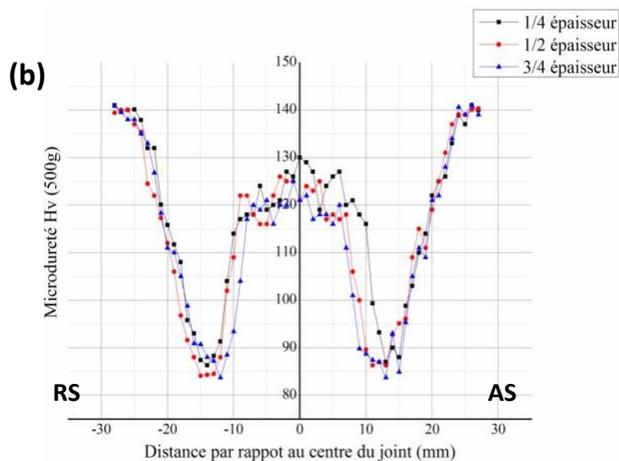
3.1.5.1. Cartographie de la microdureté

Pour examiner la variation de la dureté dans une coupe transversale d'un cordon FSW, on a réalisé une cartographie de microdureté. Les mesures sont réalisées à différentes épaisseurs de la surface du cordon (1.5mm, 3mm, 4.5mm). La **figure 3.18** présente les courbes de microdureté de trois cordons de soudure FSW. Les cordons ont été réalisés avec une vitesse de soudage égale à 0.6 mm/s et trois vitesses de rotation, respectivement 950, 1050 et 1250 tr/min.

950 tr/min



1050 tr/min



1250 tr/min

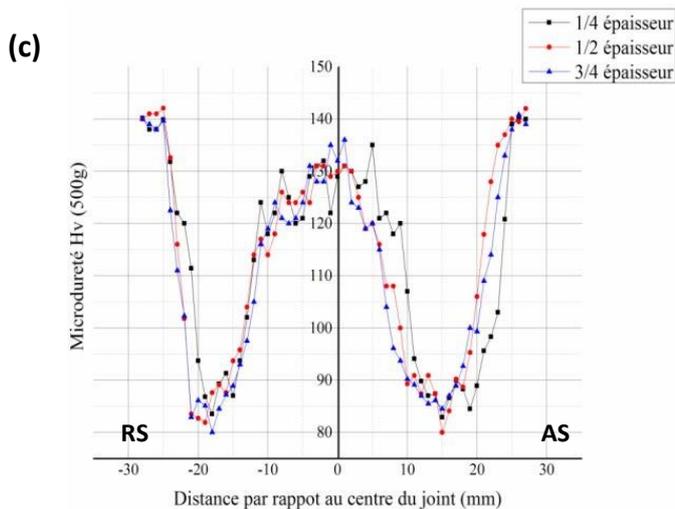


Figure 3.18 : Cartographie de microdureté HV_{500g} du joint 6 mm d'épaisseur en alliage 2017A-T451 soudé à une vitesse de rotation: (a) 950 tr/min, (b) 1050 tr/min, (c) 1250 tr/min.

La figure 3.18 montre la forme classique en "W" où la dureté est minimale dans la ZAT, la zone qui a subi un sur-vieillessement. Elle montre aussi que la valeur minimale de la dureté est pratiquement la même des deux côtés du joint (AS et RS). La dureté dans le noyau du joint est inférieure à celle du métal de base, mais supérieure à celle de la ZAT. Cette caractéristique est typique pour les joints FSW des alliages d'aluminium à durcissement structural. La carte de microdureté montre que la dureté ne varie pas à travers l'épaisseur, les valeurs mesurées sur les trois lignes sont très proches. Le soudage provoque un adoucissement et donc une diminution de la dureté à travers la soudure. Cette chute de dureté se situe dans la ZAT, où l'on passe de 140 à 85 Hv sur seulement quelques millimètres. La ZATM, présente un minimum de dureté alors que dans le noyau celle-ci remonte jusqu'à une valeur moyenne de 130 Hv. La courbe de dureté permet de déduire l'étendue des différentes zones, les dimensions des différentes zones du joint soudé sont récapitulées dans le [tableau 3.4](#).

Tableau 3.3 : Récapitulatif de la taille approximative des zones dans un joint soudé par FSW sur l'alliage 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur.

Zones	ZAT/RS	ZATM/RS	Noyau	ZATM/AS	ZAT/AS
Dimension	8-10 mm	4-5 mm	18-20 mm	6-7 mm	9-10 mm

3.1.5.2. Effet de la vitesse de rotation sur la microdureté

Pour étudier l'influence de la vitesse de rotation, on prend les valeurs mesurées sur la ligne de la moitié de l'échantillon (1/2 l'épaisseur) et on trace les courbes de la microdureté pour les différentes vitesses.

La comparaison des filiations de la microdureté des trois cordons, soudés à des vitesses de 950, 1050 et 1250 tr/min, montre que la vitesse de rotation n'a pas d'influence significative sur la dureté dans les échantillons en termes de forme «W», et la valeurs de la dureté sont légèrement différentes ([figure 3.19](#)). Le long des plaques soudées par FSW et partant de la valeur de microdureté du matériau de base de 140 HV, le profil de microdureté chute rapidement le long de la ZAT jusqu'à atteindre une valeur minimale de 85 HV dans la ZAT proche de la ZATM à -15 mm du centre du joint (côté RS) et à 12 mm du centre du joint (côté AS). La microdureté augmente le long de la ZATM pour atteindre une valeur stable de 130 HV dans le noyau, voisine de celle du matériau de base.

Nous nous appuyons ci-après sur les résultats cités dans l'état de l'art de ce projet pour expliquer le lien existant entre l'évolution de la microdureté et l'état de microstructure (précipitation, taille de grains, traitement thermique) dans chaque zone des joints soudés par FSW et aussi les résultats trouvés lors de l'analyse de ces zones par DSC.

La microdureté à travers le joint soudé par FSW dépend fortement de l'état de précipitation. Les éléments d'alliage jouant le rôle de durcissement structural des alliages d'aluminium, ils conduisent à des séquences de précipitation qui évoluent en fonction du traitement thermique subi. En plus de l'échauffement notable, le procédé de soudage génère de fortes déformations plastiques dans le joint notamment dans le noyau et dans la ZATM.

La microdureté évolue le long de la ZAT en partant du matériau de base jusqu'à la ZATM. Cette évolution est la conséquence du gradient thermique généré lors du soudage essentiellement par le frottement entre l'épaulement de l'outil et les plaques à souder. Près du matériau de base, la diminution de la microdureté s'explique par la dissolution d'une partie des zones GP (phases durcissantes dans le matériau de base). La température atteinte dans cette zone permet la formation des précipités $\theta''(\theta)$ et le début de la formation de la phase $\theta'(\theta)$. En s'approchant de la ZATM, l'augmentation de la dureté est due aux niveaux de températures atteintes qui permettent une précipitation assez conséquente de la phase $\theta'(\theta)$ fine qui est cohérente avec la matrice.

Deux phénomènes concurrents entrent en jeu. Ces deux phénomènes censés à conduire l'amélioration de la microdureté en l'occurrence l'écroutissage du matériau, dû à la forte déformation plastique des grains et la formation des précipités $\theta'(\theta)$ par la température haute atteinte dans cette zone. Mais cela reste insuffisant pour une amélioration significative de la dureté. Dans le noyau (NS), le procédé de soudage provoque une recristallisation dynamique totale du matériau. Les températures atteintes dans cette zone permettent la dissolution de la grande majorité des précipités $\theta'(\theta)$ ainsi les zones GP sont reformées après refroidissement. La microstructure à grains fins et la reformation des zones GP permettent l'amélioration de la microdureté pour atteindre une valeur stable de 130 HV à mi- épaisseur, mais qui reste inférieure à celle du matériau de base. Ceci est dû à la présence de phases grossières des précipités (θ) qui n'ont pas permis la reformation totale des zones GP.

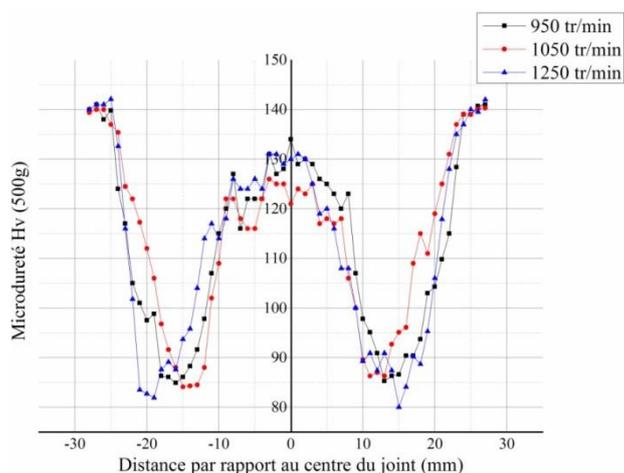


Figure 3.19 : Cartographie de microdureté HV_{500g} du joint soudé 6 mm d'épaisseur en alliage 2017A-T451 à différentes vitesses de rotation de l'outil.

3.1.6. Analyse par calorimétrie différentielle à balayage « DSC »

En calculant le rapport massique Cuivre / Magnésium du notre matériau étudié, nous trouvons la valeur de ≈ 7 ce qui signifie que la quantité des précipités durcissant de type (θ) sont majoritairement présent que les précipités de type (S), [19] c.-à-d. que la présence des précipités de type (θ) reste largement prédominante, ainsi nous pouvons dire que notre matériau d'étude (2017A) est un alliage binaire Al-Cu défini par son diagramme d'équilibre qui est défini sur la figure suivante.

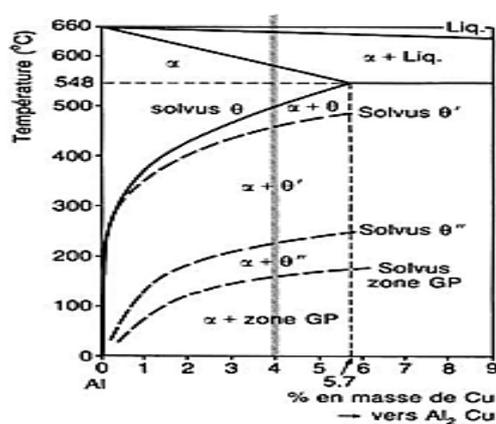


Figure 3.20 : Diagramme d'équilibre d'un alliage binaire d'Al-Cu [6].

La figure 3.21 montre les changements de phases pendant l'évolution de la température d'un alliage d'aluminium binaire (2017A-T451) tel que :

A : La dissolution des zones GP ;

B : La formation des précipités de type (θ'') ;

C : La dissolution des précipités de type (θ'') ;

D : La formation de la phase (θ') ;

E : La dissolution de la phase (θ') ;

F : La formation de la phase (θ) ;

G : La dissolution de la phase (θ).

L'aire du pic exothermique ou endothermique est proportionnelle à la quantité de phases qui précipite ou dissout.

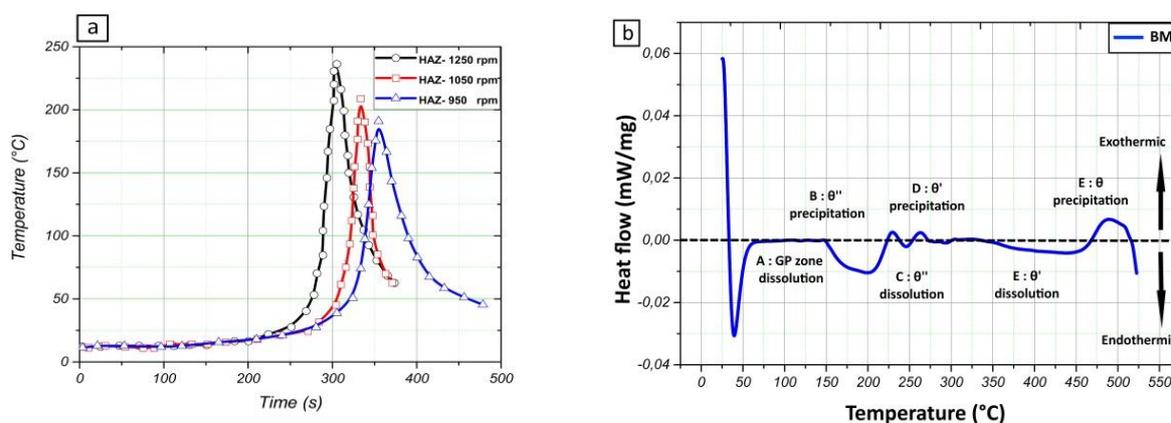


Figure 3.21 : Thermogramme du métal de base de l'alliage étudié (2017A-T4). [96]

Les résultats trouvés pour l'analyse par DSC de différentes zones de joint soudé par FSW (NS, ZATM, ZAT et MB) pour le côté entrant (AS) sont résumés dans la figure 3.22.

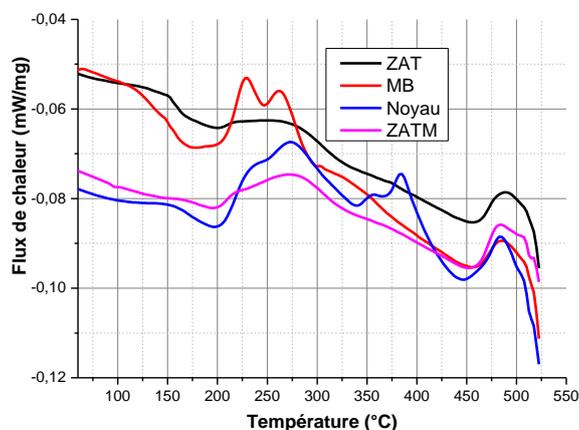


Figure 3.22 : Superposition des thermo-grammes du matériau de base, MB, ZAT, ZATM et Noyau soudé.

D'après les résultats des thermo-grammes pour chaque zone du joint soudé, nous pouvons dire que le profil des courbes de DSC varie de façon significative selon la zone où l'on se trouve et cela est dû à l'hétérogénéité de la microstructure le long du joint soudé.

Pour quantifier les zones GP et la phase $\theta'(\theta)$ pour les différentes zones du joint soudé, nous avons utilisé l'aire des pics exothermiques et endothermiques associés qui est proportionnelle à la quantité de phase qui précipite ou qui se dissout.

Pour cela, nous considérons que la quantité de zones GP est maximale dans le métal de base, ce qui nous donne une aire de référence A_0 pour le pic A. Par conséquent, la fraction relative de zones GP contenue dans une autre zone, le Noyau soudé (NS) par exemple, est égale au rapport des aires du pic A du NS (A_1) et du Métal de Base (A_0) (figure 3.23).

$$f_{GP} = A_1/A_0 \quad (3.1)$$

Pour calculer la fraction relative de précipités $\theta'(\theta)$, il faut tenir compte de l'aire du pic B qui représente la précipitation de cette phase durant le cycle thermique. L'aire du pic B du métal de base représente la précipitation de la phase $\theta'(\theta)$, à partir de l'intégralité de la solution solide disponible après dissolution des zones GP. Par conséquent, la différence entre l'aire du pic B0 du métal de base et B1 du NS représente les précipités $\theta'(\theta)$ initialement présents dans la microstructure du NS (figure 3.23).

$$f_{\theta'(\theta)} = B_1/B_0 \quad (3.2)$$

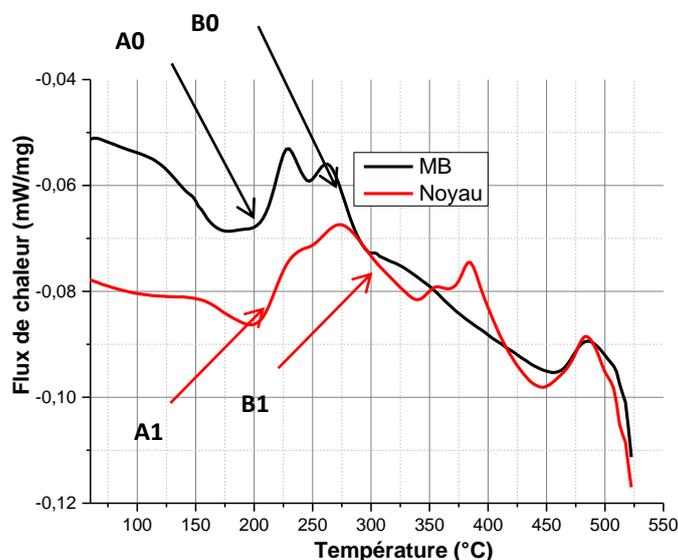


Figure 3.23 Courbes de DSC du métal de base et du NS.

Le tableau suivant résume les différentes valeurs des aires des pics pour chaque zone des joints soudés. On note (0, 1, 2 et 3) pour (MB, NS, ZATM et ZAT) et « A » pour la dissolution des zones GP et « B » pour la formation des précipités θ' pour chaque zone.

Tableau 3.4 : Valeurs des aires des pics pour chaque zone du joint soudé par FSW de la courbe de DSC.

	A	B
MB (0)	6.22	7.6
NS (1)	4.72	2.32
ZATM (2)	3.35	5.24
ZAT (3)	3.65	4.95

Les valeurs trouvées pour les fractions relatives des différentes phases : f_{GP} et $f_{\theta'(\theta)}$ pour chaque zone (NS, ZATM et ZAT) par rapport au métal de base (MB) sont résumés dans le tableau suivant :

Tableau 3.5 : Fractions relatives des différentes phases des zones du joint soudé par FSW.

	f_{GP}	$f_{\theta'(\theta)}$
NS	0.76	0.31
ZATM	0.53	0.68
ZAT	0.59	0.53

A partir des valeurs pour les fractions relatives trouvées dans le tableau, nous pouvons dire que la température élevée atteinte dans le noyau et le refroidissement ont causé une fraction élevée des zones GP, cette valeur de fraction a progressivement diminué dans la ZATM avec une augmentation de la phase θ' . La diminution des zones GP dans la ZATM indique que ces zones ont transformé en phase θ' . Les zones GP ont encore augmenté dans la zone ZAT et atteignent leurs maximums dans le matériau de base.

En conclusion, la technique DSC nous a permis de bien appréhender l'évolution de la précipitation, cependant l'étude est semi quantitative car seules des fractions relatives sont obtenues.

3.1.7. Résultats des essais mécaniques

3.1.7.1. Essais de traction

a. Approche globale

Plusieurs éprouvettes contenant des soudures réalisées avec différentes vitesses de rotation ont été soumises à des essais de traction. Ces essais mécaniques ont eu pour but de caractériser les soudures et de définir une plage de vitesse permettant d'obtenir une résistance à la traction maximale pour des plaques de 6 mm d'épaisseur. Les essais sont réalisés à la température ambiante. Le **tableau 3.6** présente les propriétés mécaniques obtenues à partir de trois essais.

Tableau 3.6. Propriétés mécaniques obtenues par l'essai de traction sur les joints de soudures.

Eprouvettes	Conditions	Limite d'élasticité Re [MPa]		Résistance à la traction Rm [MPa]		Allongement à la rupture A [%]		
		valeurs	moyennes	valeurs	moyennes	valeurs	moyennes	
6 mm	MB	327	327.67	444	445	22.5	21.87	
		330		451		21.7		
		326		440		21.2		
	950 tr/min	259	257.5	353.6	351.03	12.24	12.18	
		257.5		351		12.19		
		256		348.5		12.12		
	1050 tr/min	270	268.67	316	315.83	9.5	9.5	
		277		319.5		9.2		
		259		312		9.8		
	1250 tr/min	232	238	337	340.67	13.9	14.07	
		239		343		14.2		
		243		342		14.1		
		214		219		12		
								12.2

À partir des essais de traction réalisés sur les éprouvettes inscrites au **tableau 3.6**, plusieurs constatations peuvent en découler.

D'après ces résultats, les valeurs obtenues après soudage sont toujours inférieures à celles du matériau de base, que ce soit en termes de limite d'élasticité, résistance maximale ou d'allongement à la rupture. La limite d'élasticité et la résistance à la traction des joints de 6 mm d'épaisseur sont respectivement dans les plages de 72.6 à 82 % et de 71 à 79 % de celles du métal de base. Les joints soudés à 950 et 1250 tr/min possèdent la meilleure résistance à la traction et une bonne ductilité. Alors que le joint soudé à 1050 tr/min conserve une bonne résistance à la traction, mais subit une perte de

ductilité importante. La réduction de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction est due principalement à la baisse de la dureté du joint.

La **figure 3.24** donne, pour exemple, les courbes de traction du métal de base et des éprouvettes soudées de l'alliage 2017A-T451. On visualise les trois fameuses phases d'une courbe de traction.

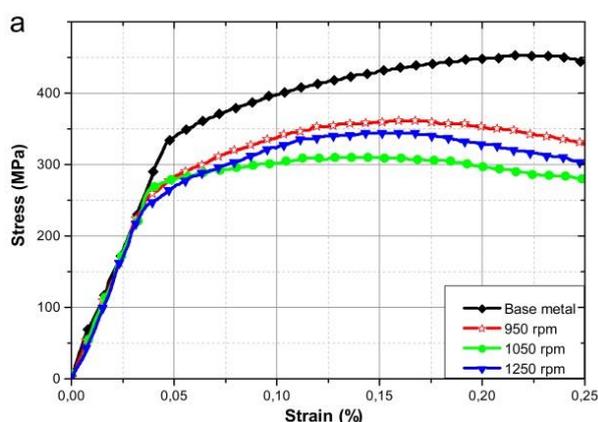
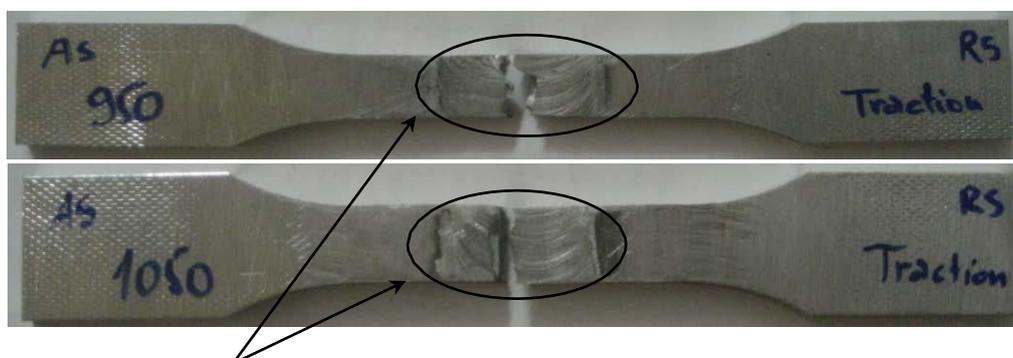


Figure 3.24 : Courbes Contraintes-Déformation pour les éprouvettes 6 mm d'épaisseur.

[96]

On distingue globalement que la vitesse de rotation a une légère influence sur la limite élastique et la résistance à la rupture. Il est clair sur la **figure 3.24** qu'une meilleure qualité mécanique est obtenue avec une rotation égale à 1250 tr/min, on observe aussi que la zone plastique est assez fine pour les éprouvettes soudées, on a donc affaire à une rupture approximativement mixte ductile/fragile. La rupture des échantillons de 6 mm d'épaisseur a eu lieu au milieu du joint (**figure 3.2**) pour les soudures à 950 et 1050 tr/min.



Rupture dans le joint soudé

Figure 3.25 : Rupture dans le joint pour les deux échantillons de 6 mm d'épaisseur.

Pour les joints soudés à 1250 tr/min la rupture est située dans la ZAT côté recul (RS) (figure 3.26).

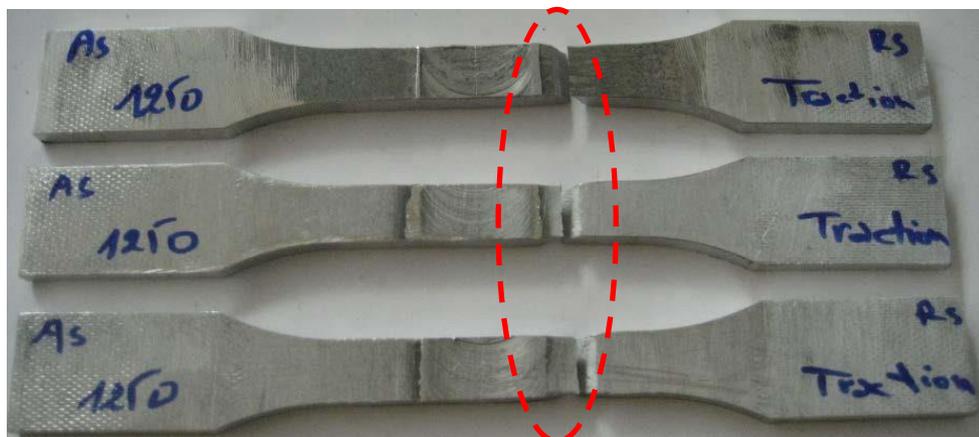


Figure 3.26 : Rupture hors joints des soudures à 1250 tr/min.

On remarque que les ruptures s'effectuent au bord du cordon dans la ZAT, cette zone présente des faibles valeurs de dureté à cause de l'adoucissement du matériau.

La comparaison des propriétés du joint soudé par rapport à celles du matériau de base permet de conclure que le procédé de soudage sur l'alliage 2017A-T451 n'affecte pas beaucoup la valeur de la limite d'élasticité ($R_{p0.2}$) et la résistance à rupture (R_m), mais réduit presque de moitié la valeur de la déformation à la rupture (forte perte de ductilité).

➤ Coefficient d'efficacité des joints soudés par FSW

Le coefficient d'efficacité du joint sera calculé uniquement pour l'étude du comportement global, soit :

$$\text{Coefficient du joint} = \frac{R_m (MB)}{R_m (\text{Joint soudé})} = \frac{348}{446} = 0.78$$

Cette valeur est conforme à la norme ISO / DIS 25239-4 qui définit la valeur minimale du coefficient d'efficacité du joint que doit satisfaire l'assemblage soudé par FSW qui est de 0.6 [94].

b. Etude des faciès de rupture « Approche globale »

Des observations microscopiques ont été réalisées sur les faciès de rupture de chaque éprouvette rompue. Pour toutes les éprouvettes de 6 mm d'épaisseur soudées à 1250 tr/min, la rupture est toujours localisée du côté recul (RS) à la frontière de la zone affectée thermiquement du joint de soudure. Les faciès de ruptures obtenues sont orientés à 45° par rapport à la surface des éprouvettes. Une visualisation des faciès de rupture a été réalisée au Microscope Electronique à Balayage. La **figure 3.7** montre une image MEB prélevée perpendiculairement à l'axe de l'éprouvette de traction.

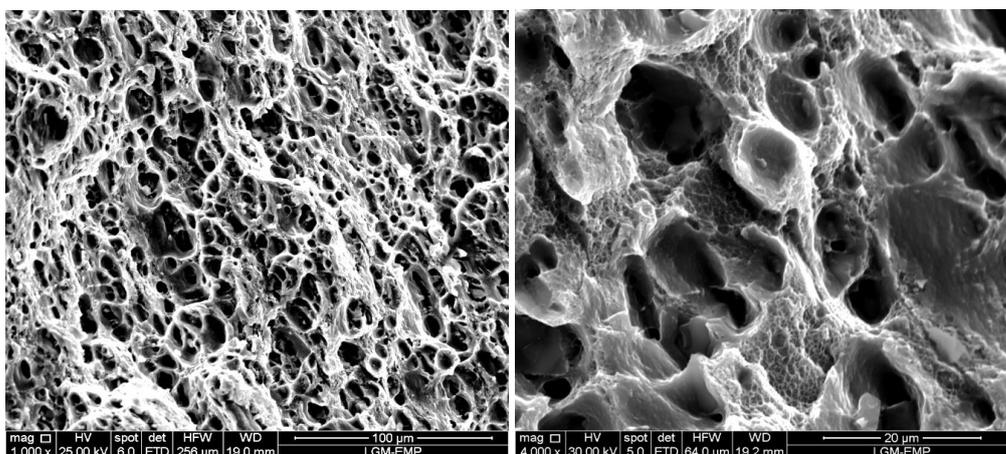


Figure 3.27 : Observation MEB 'faciès de rupture en traction du joint soudé par FSW en alliage 2017A-T451 à une vitesse de rotation de 1250 tr/min'.

La **figure 3.27** montre, d'une part, l'aspect ductile de la rupture. D'autre part, les faciès de rupture montrent la présence de plusieurs cupules. Ces cupules s'allongent dans le sens de traction, s'agglomèrent et se coalescent pour accélérer la rupture.

La **figure 3.28** illustre l'observation au microscope électronique à balayage du faciès de rupture d'un joint soudé par FSW à une vitesse de 950 tr/min. On note la présence de cavités dans des zones riches en précipités, le mode de rupture dans ce cas est ductile.

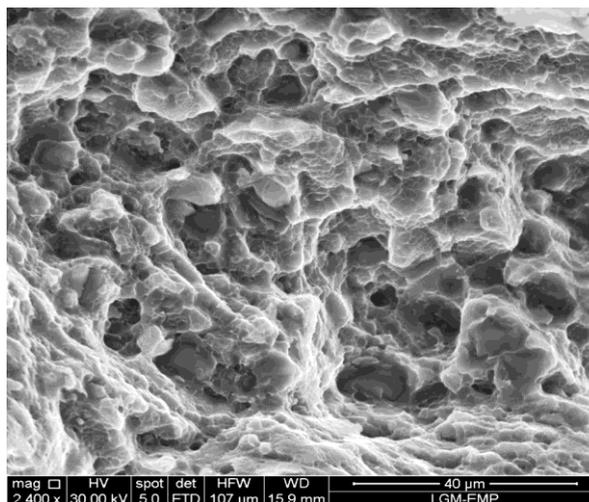


Figure 3.28 : Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 950 tr/min testée en traction.

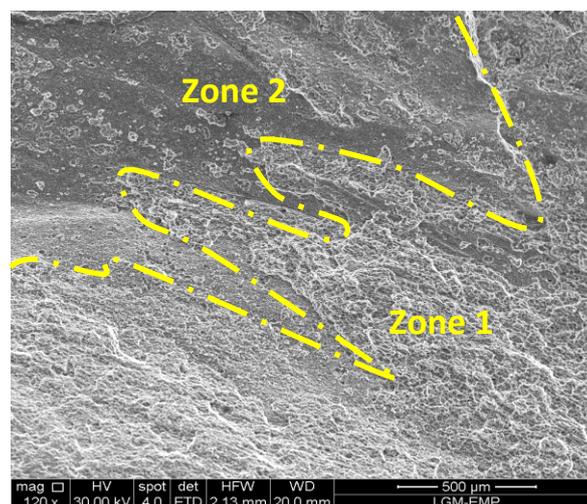


Figure 3.29 : Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1050 tr/min testée en traction.

Par contre, pour les joints soudés à 1050 tr/min (figure 3.30), les analyses permettent de distinguer principalement deux zones : une zone de rupture ductile où les observations au MEB montrent la présence de cupules (zone 1), et une autre zone de rupture brutale. On note la présence de cavités dans des zones riches en précipités à travers la zone de rupture ductile. Dans la rupture brutale, on remarque une zone lisse (zone 2) comparativement à la zone de rupture ductile (zone 1).

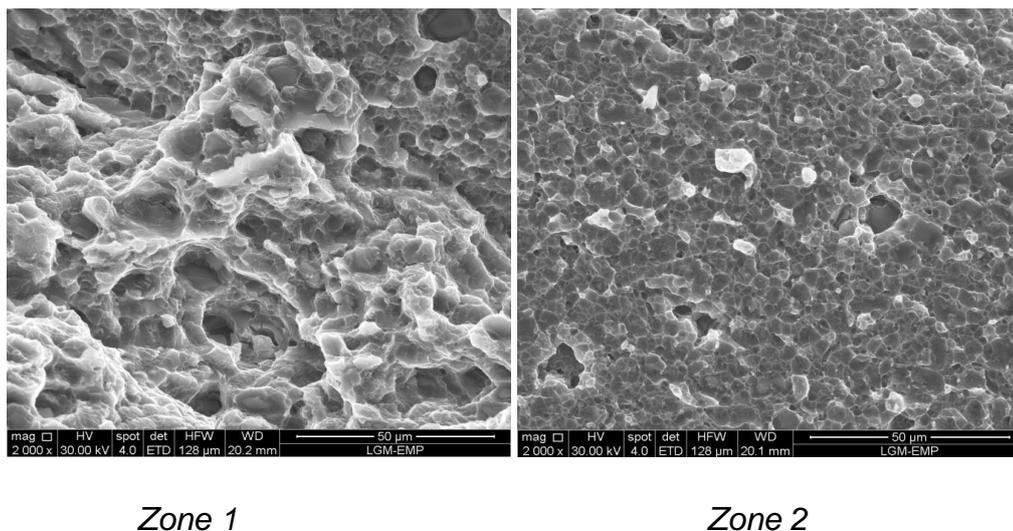


Figure 3.30 : Zoom du faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1050 tr/min testée en traction.

La suite de l'étude sera principalement axée sur des éprouvettes soudées à une vitesse de rotation de 1250 tr/min, ceci est dû aux différents résultats trouvés dans la section précédente qui présente largement un meilleur comportement mécanique pour cette vitesse de rotation.

c. Approche locale

La figure suivante illustre les réponses mécaniques des micro-éprouvettes prélevées dans chaque zone (MB, NS, ZAT-AS, ZAT-RS, ZAT-AS et ZAT-RS). Les résultats d'essais montrent des comportements mécaniques différents entre les éprouvettes prélevées dans les quatre zones du joint soudé de notre matériau d'étude.

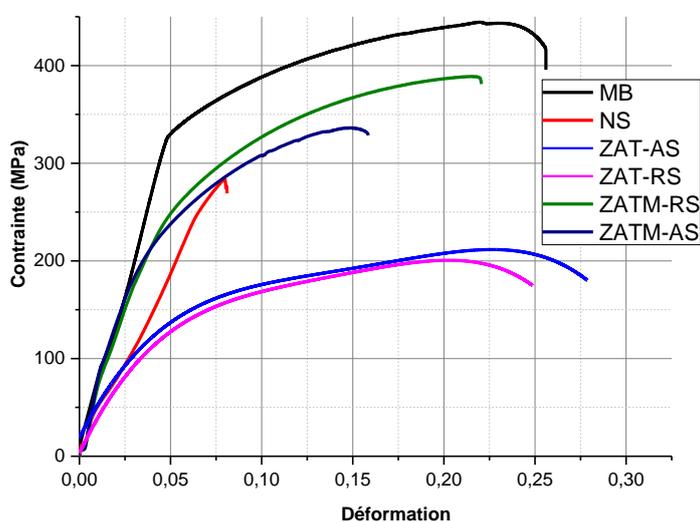


Figure 3.31 : Comportement local de différentes zones des joints soudés.

Les propriétés mécaniques locales en termes de limite conventionnelle d'élasticité ($R_{p0,2}$), de résistance à rupture (R_m) et d'allongement à rupture ($A\%$) sont résumées dans le tableau suivant.

Tableau 3.7 Propriétés mécaniques des zones du joint soudé en alliage 2017A-T451.

Zone du joint	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	Déformation (%)
MB	340	446	24
Noyau	250	284	7.5
ZATM-AS	190	335	15
ZATM-RS	225	388	21
ZAT-AS	100	213	24
ZAT-RS	95	207	22

D'après les résultats, on remarque que le comportement de chaque zone est différent de l'autre ce qui confirme l'hétérogénéité du joint et le profil de microdureté étudié précédemment et cela est lié directement au fort gradient de microstructure à travers le joint soudé de notre matériau d'étude.

Ces résultats montrent que la ZAT est la zone qui se déforme le plus. On y enregistre le maximum d'allongement à rupture et la plus faible limite d'élasticité ($R_{p0,2}$). Elle est donc la première zone à se déformer plastiquement lors des essais sur les éprouvettes standards du joint complet. Le noyau présente un comportement fragile avec une partie plastique presque illisible.

Les zones affectées thermo mécaniquement (ZATM) présentent des propriétés mécaniques proches du métal de base en termes de limite élastique ($R_{p0,2}$) et de contrainte maximale (R_m) bien qu'elles soient légèrement supérieures du côté RS.

d. Etude des faciès de rupture « Approche locale »

Les figures suivantes montrent des fractographes des éprouvettes de traction pour l'approche locale. Pour les côtés AS et RS, la ZATM et la ZAT présente un mode de rupture ductile caractérisé par la présence de microcavités et des microfissures (figure 3.33, 3.34, 3.35, 3.36). Des microretassures et des microfissures sont également observées sur les fractographies ZATM-RS et la ZAT-RS (figure 3.34, 3.36). La fractographie du noyau (figure 3.33) est caractérisée par la présence de microcavités. Dans la région fragile, l'aspect de la rupture est fortement influencé par le mouvement de l'outil de soudage « Pion » permettant la formation de nombreuses zones de décohésion

appelées « *Kissing Bond* » (figure 3.33). Ces zones sont caractérisées par la présence de reliefs type pseudo-clivage qui sont à l'origine du mode de rupture fragile [96].

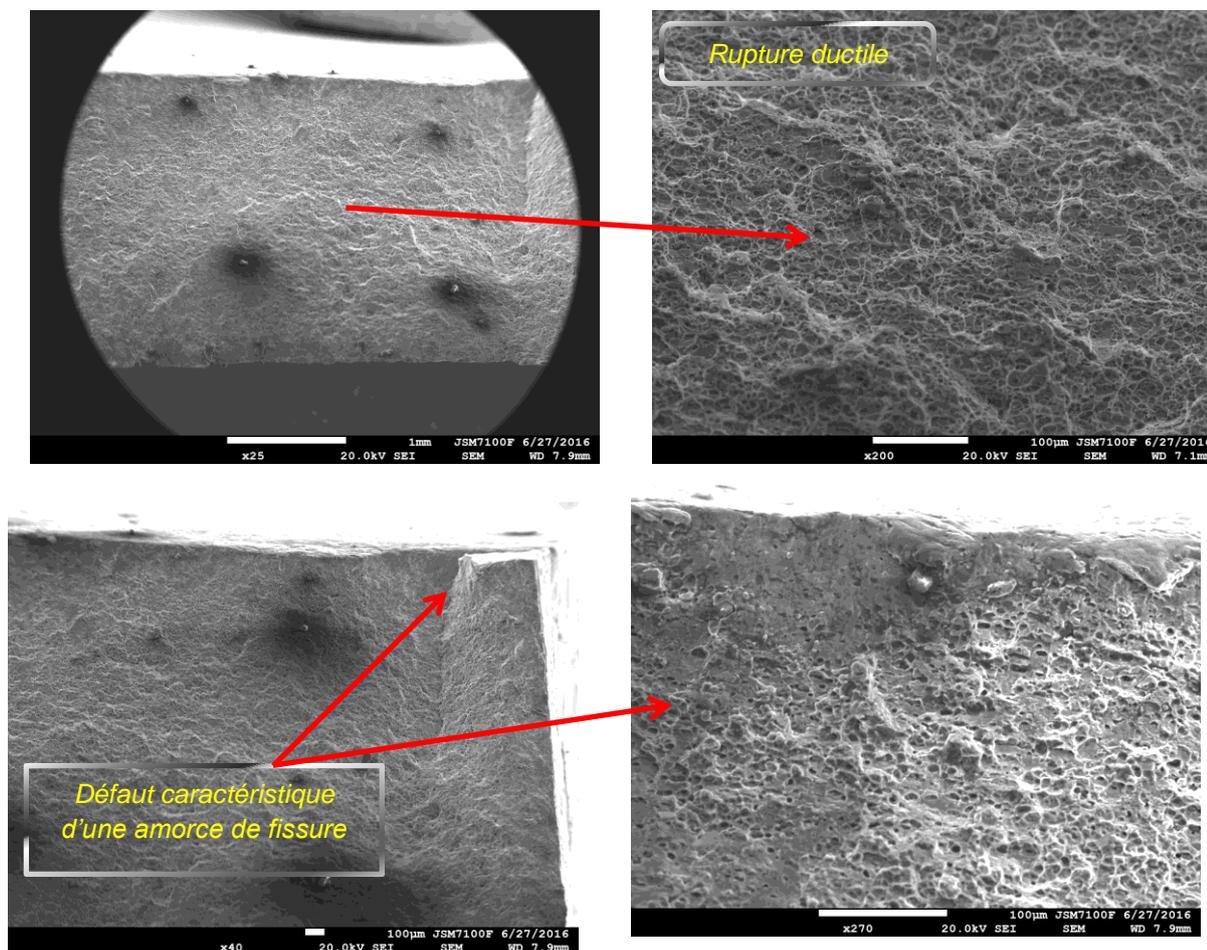
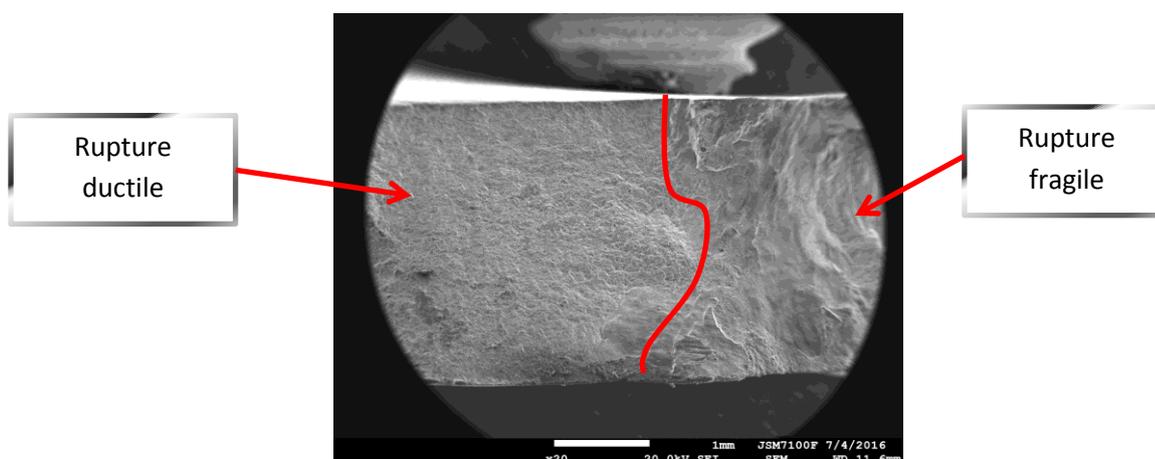
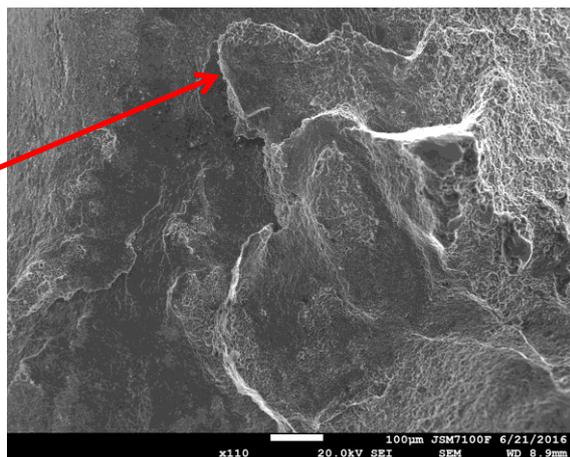
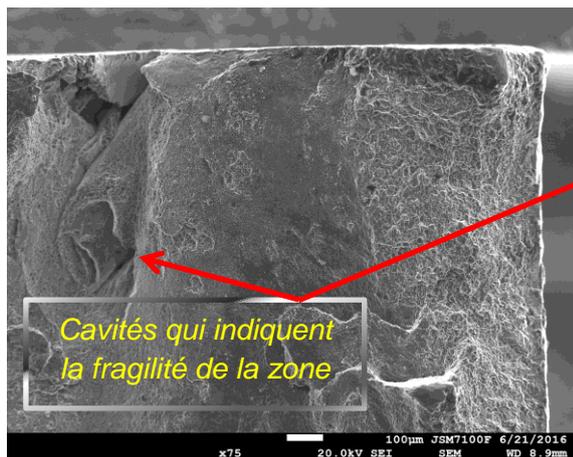
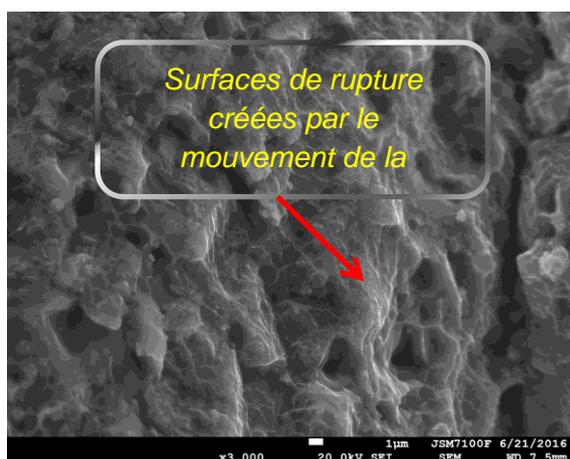
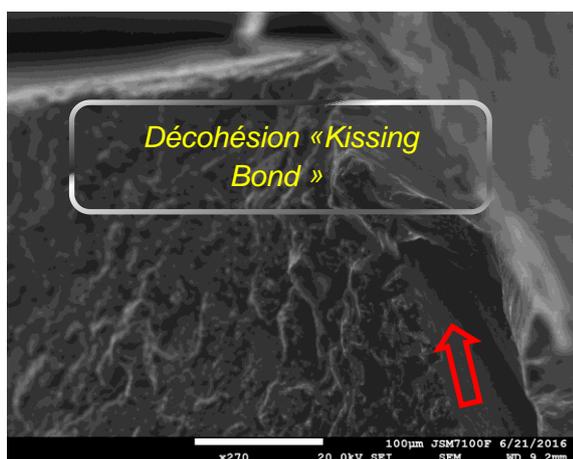
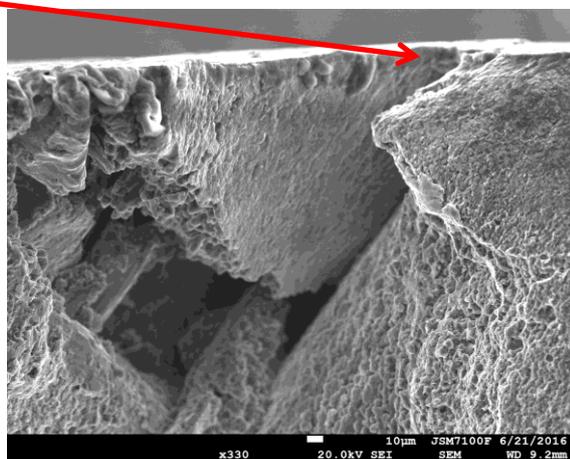
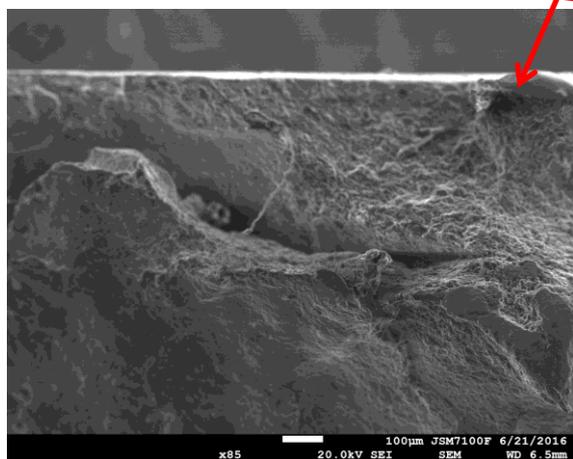


Figure 3.32 : Faciès de rupture d'une éprouvette pour le métal de base 'MB'.





Défaut caractéristique d'une amorce de fissure



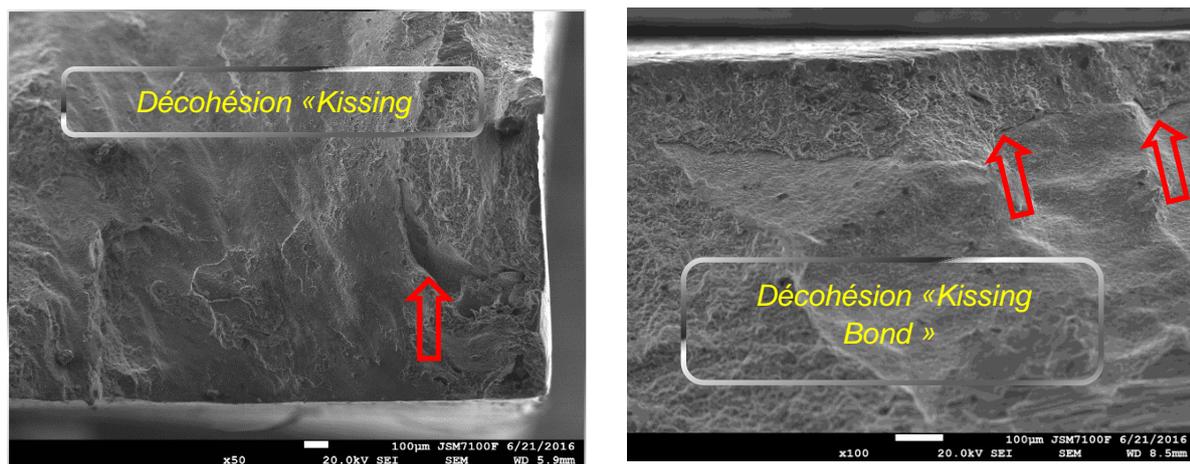
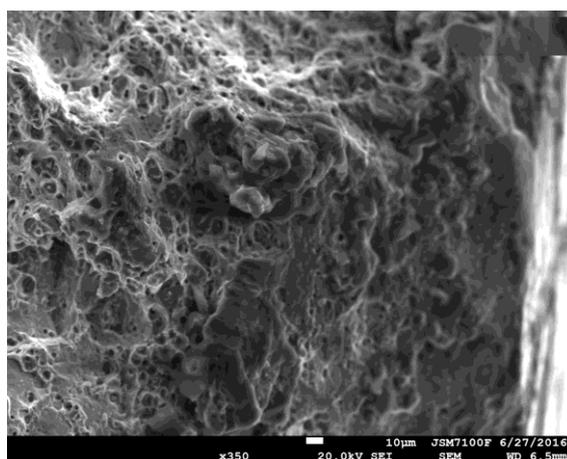
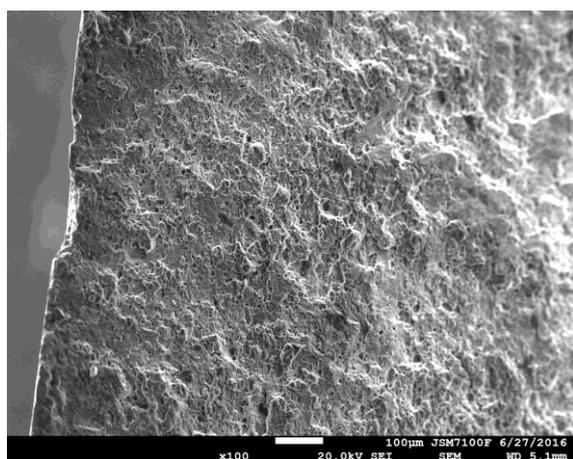
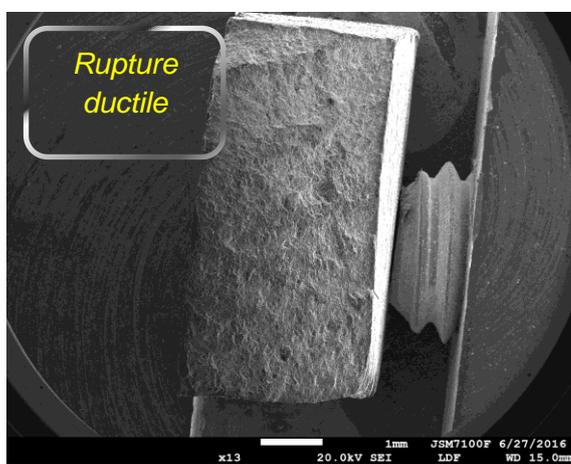


Figure 3.33 : Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1250 tr/min 'Noyau'.



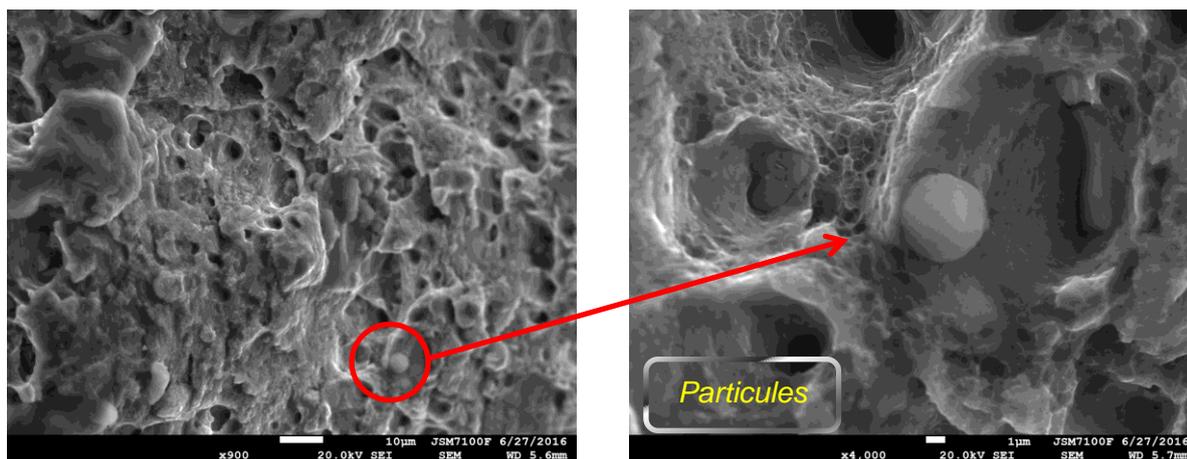
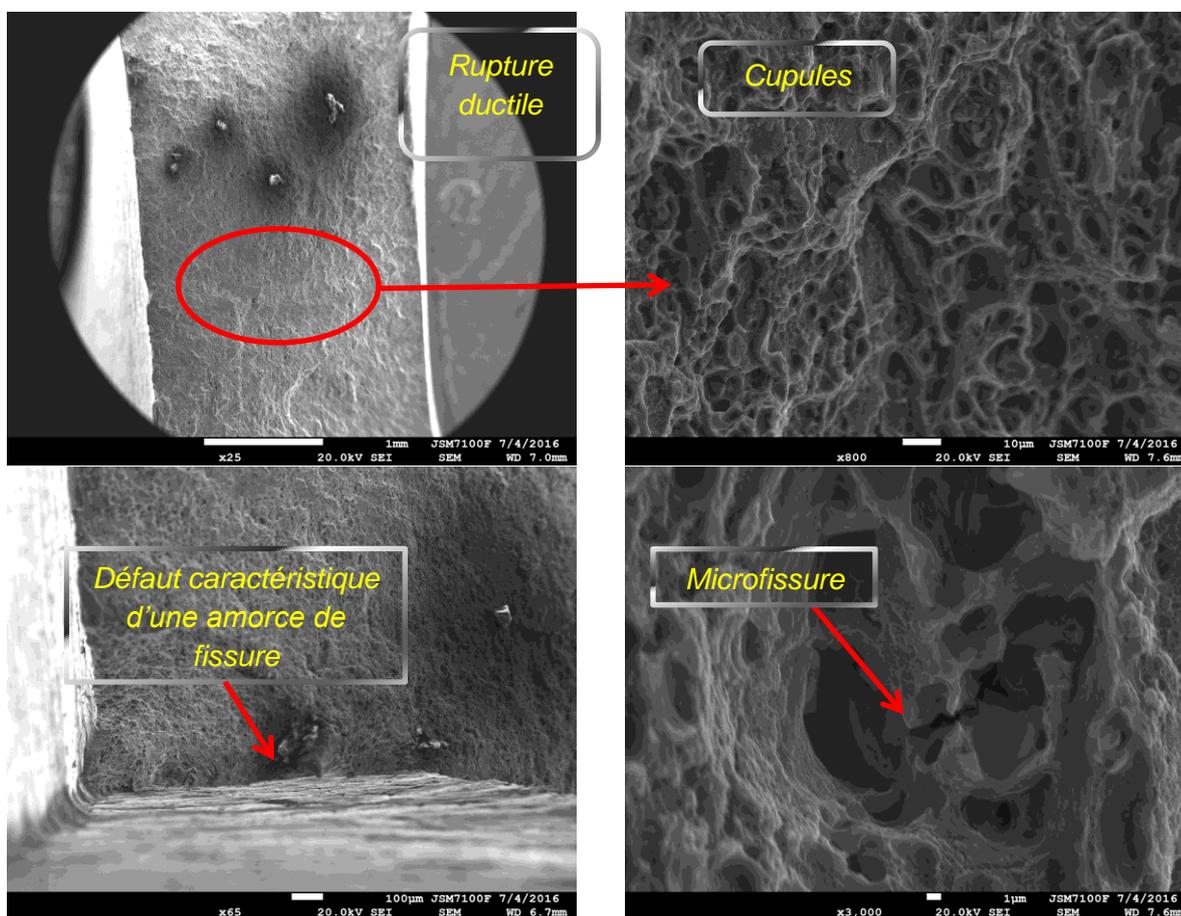


Figure 3.34 : Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1250 tr/min 'ZAT-AS'.



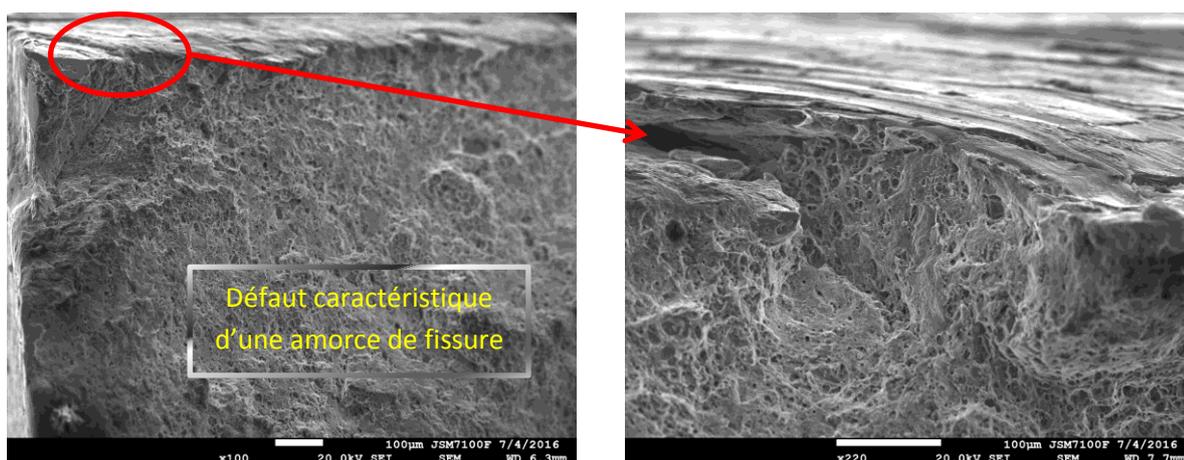


Figure 3.35 : Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1250 tr/min 'ZAT-RS'.

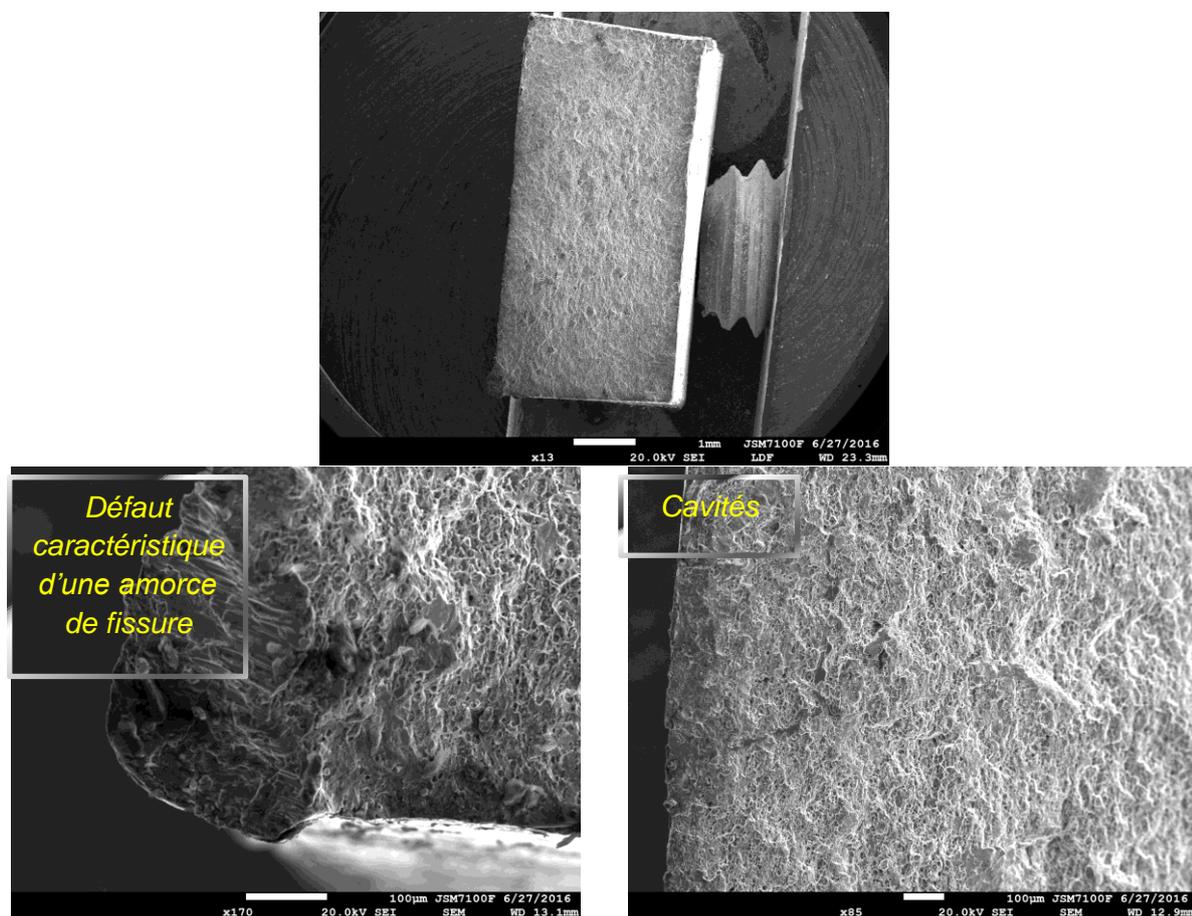


Figure 3.36 : Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1250 tr/min 'ZATM-AS'.

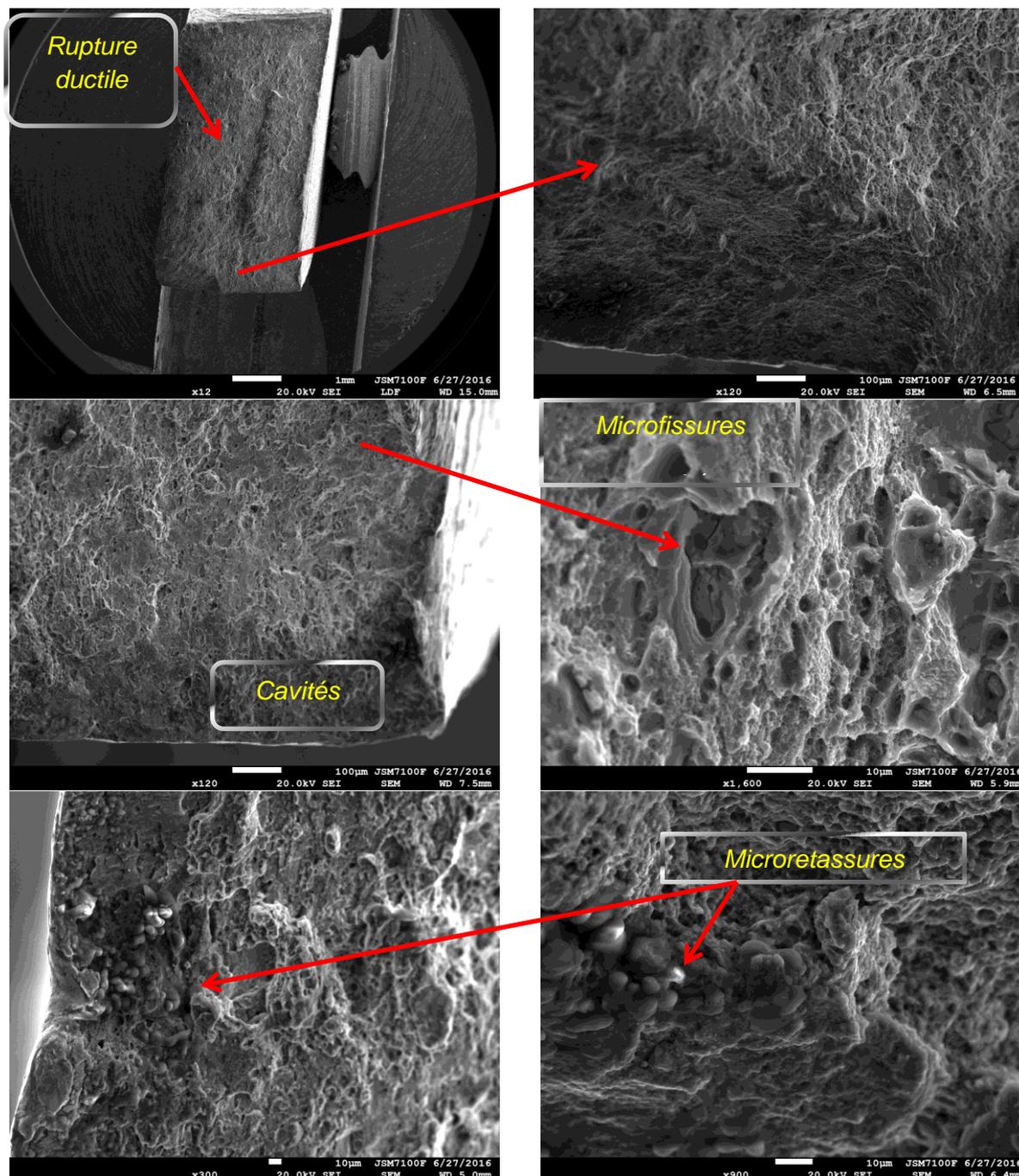


Figure 3.37 : Faciès de rupture d'une éprouvette soudée par FSW à 1250 tr/min 'ZATM-RS'.

3.1.7.2. Tenue en fatigue des joints soudés par FSW

Les valeurs moyennes du nombre de cycles à la rupture sont trouvées (5 essais pour chaque valeur de la contrainte appliquée) en variant la valeur de l'amplitude de contrainte de 200 MPa qui correspond à une valeur de contrainte maximale de 444.44 MPa pour le métal de base jusqu'à la valeur de 80 MPa qui correspond à une valeur de contrainte maximale de 177.77 MPa pour le métal soudé, les valeurs trouvées sont récapitulées dans le tableau suivant :

Tableau 3.8 : Nombres de cycles moyens à la rupture pour le métal de base et le métal soudé.

σ_a (MPa)	Nombre de cycle moyen à la rupture	
	Métal de base	Métal soudé
200	33661	-
180	73945	-
160	528823	3451
140	790603	8347
120	1895339	90268
100	-	425203
90	-	734478
80	-	1357641

La courbe de Wöhler obtenue (figure 3.38), où est représentée la variation d'amplitude de contrainte en fonction de la durée de vie à la rupture pour le métal de base et le métal soudé est donnée dans la figure suivante afin d'avoir une étude comparative entre les deux métaux.

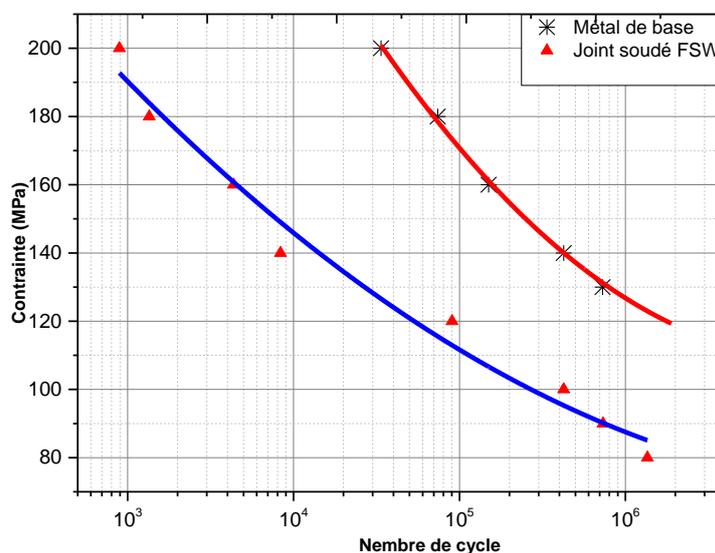


Figure 3.38 : Courbe de Wöhler pour le métal de base et le métal soudé.

La durée de vie des éprouvettes testées varie de 3×10^3 cycles (pour une amplitude de contrainte de 160 MPa pour le métal soudé) à 2×10^6 cycles (pour une amplitude de contrainte de 120 MPa pour le métal de base).

La comparaison des résultats du métal de base avec celles du métal soudé montre d'une manière générale une dégradation de la durée de vie des joints soudés en terme de nombre de cycle de 10^6 à 10^4 pour une contrainte de 120 et MPa et de 10^5 à 10^3 pour une contrainte de 140 et 160 MPa.

Les valeurs des amplitudes de contrainte pour une durée de vie de l'ordre de 10^6 cycles sont de l'ordre de 120 MPa pour le métal de base et 80 MPa et le métal soudé, soit une réduction de l'ordre de 30 % de la durée de vie. Cette réduction de la résistance en fatigue des joints soudés par rapport au métal de base est due à la baisse de caractéristiques mécaniques trouvées dans le cas des essais de traction pour l'étude du comportement global. La valeur de l'amplitude de contrainte trouvée du métal de base (2017A-T451) pour une durée de vie de 10^6 est de même ordre que la valeur trouvée dans les travaux de [L. HAMMOUCHE \[97\]](#), pour les mêmes paramètres d'essais et aussi la même nuance d'alliage.

Enfin, nous pouvons dire que le procédé de soudage FSW a dégradé la durée de vie des joints par rapport à celle du matériau de base de notre matériau d'étude. Cette dégradation peut être attribuée aux conditions de soudage (vitesse de rotation et vitesse d'avance) ou bien à l'état microstructurale, pour cette raison des analyses par MEB ont été réalisées afin de mieux comprendre les causes de cette dégradation à l'échelle microstructurale.

a. Etude des faciès de rupture des essais de fatigue

Dont le but de faire savoir la cause principale de la diminution de la résistance en fatigue du métal soudé par rapport au métal de base et aussi l'étude des mécanismes d'endommagement par fatigue: transgranulaire où les fissures de fatigue s'amorçaient à partir du cisaillement des précipités ou bien intergranulaires où l'amorçage a lieu à l'interface entre les précipités et la matrice du matériau étudié, nous avons opté pour l'observation par MEB.

Contrairement aux essais de traction monotone, la zone critique à l'amorçage de fissure en fatigue n'est pas forcément située au minimum du profil de microdureté mesurée le long des joints soudés et les résultats obtenus ne permettent pas d'établir une tendance claire, quant à la zone critique de rupture en fatigue (des éprouvettes ont été rompues dans la zone affectée thermiquement (ZAT), tandis que d'autres ont été rompues dans la zone noyau (NS) du joint soudé).

Pour les éprouvettes du métal de base, on remarque que l'amorçage des fissures s'est produit à partir de la surface supérieure des éprouvettes en allant vers l'intérieur et la présence aussi des stries de fatigue comme indique la *figure 3.39* .

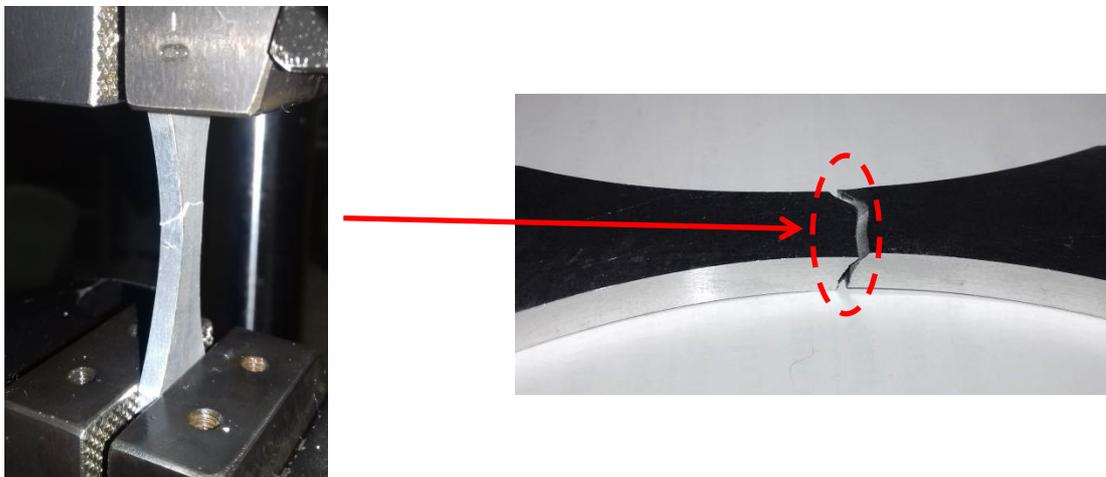


Figure 3.39 : Zone de rupture des éprouvettes en métal de base.

Le *tableau 3.9* résume l'emplacement de la rupture lors des essais de fatigue des éprouvettes soudées (pour un rapport de charge de 0,1). Il a été observé que la plupart des cas de rupture se produisent dans le HAZ-RS. Ceci peut être attribué, d'une part, à ses domaines élastiques étroits et plasticités élevés, et d'autre part, à son niveau de dureté le plus faible. Cependant, d'autres cas de fracture sont enregistrés dans le ZAT-AS et le Noyau, mais avec de faibles pourcentages par rapport au ZAT-RS. Ces cas de fracture peuvent être liés à l'hétérogénéité microstructurale à travers le joint de soudure FSW aux micro-défauts générés par le processus.

Tableau 3.9 : Pourcentage de fracture dans les différentes zones du joint de soudure

Zones soudées	HAZ-AS	Nugget	HAZ-RS
Rupture par zone	22%	21%	57%

Les fractographies obtenues après les tests de fatigue sont présentées sur les *figures 3.40 à 3.44*. La surface de fracture située dans le noyau (*figure 3.44*) montre la présence de nombreuses zones de décohésion qui sont à l'origine de la fracture et facilitent la croissance des fissures. Ces zones résultent de la présence de grains lisses recristallisés dynamiquement. De multiples fissures intergranulaires et stries de fatigue sont également observées dans d'autres régions de la rupture située dans la zone du noyau. La surface de rupture située dans la ZAT-RS (*figure 3.41*) montre plusieurs

emplacements de l'initiation de la fissure qui apparaissent comme des lignes de rivières convergentes à partir du point d'initiation de la fissure. L'origine des fissures observée dans la région ZAT-RS est principalement causée par le rejet de grandes particules intermétalliques présentes dans cette zone de la matrice. Une fois amorcée, la fissure se propage à travers les joints de grains (figure 3.43). Un autre mécanisme d'initiation des fissures observé dans cette région est la décohésion entre les composés intermétalliques et la matrice, créant des porosités et des zones de concentration de contraintes et donc conduisant à l'initiation des fissures (figure 3.44).

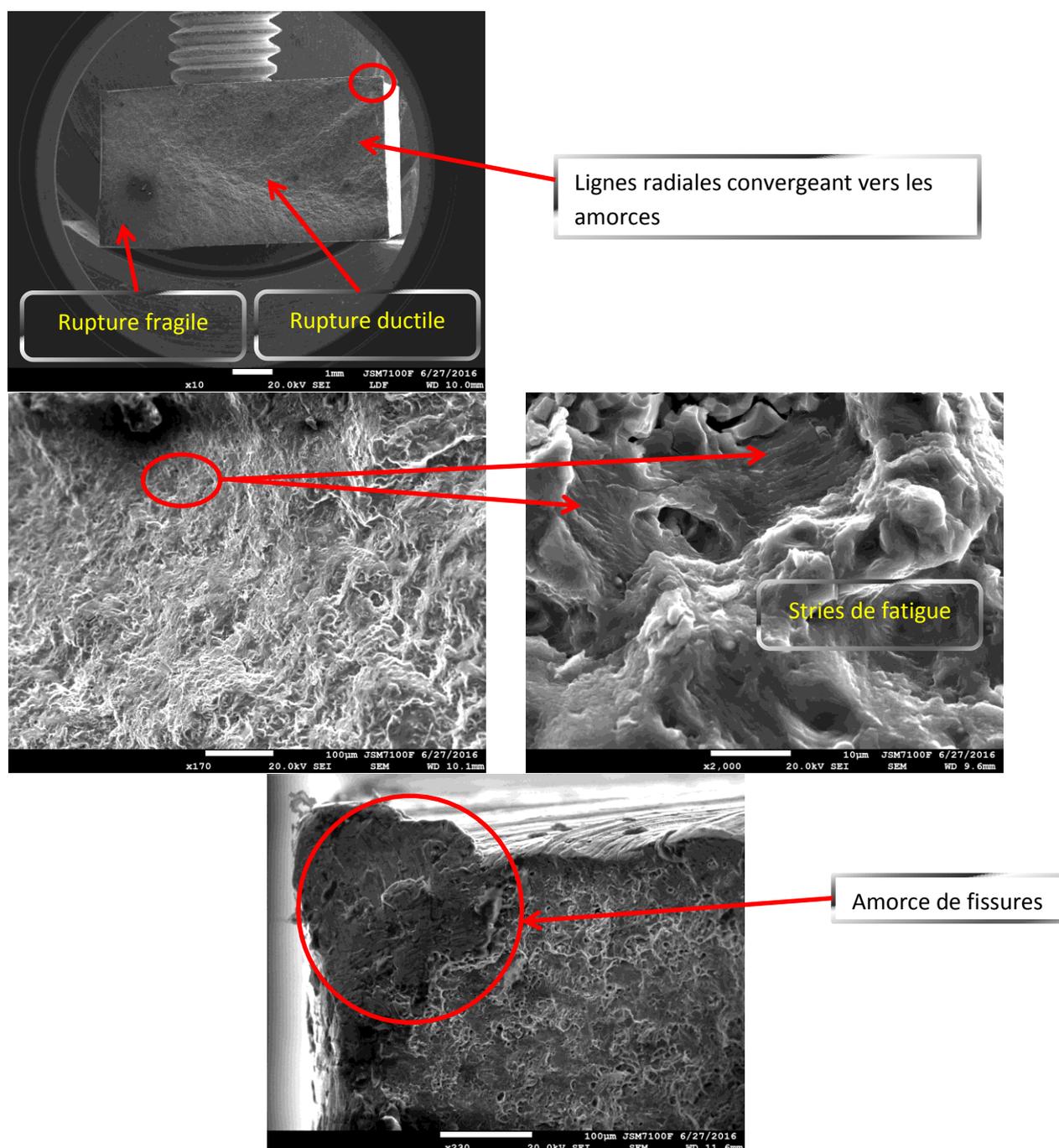


Figure 3.40 : Fractographie du métal de base pour une contrainte de 200 MPa.

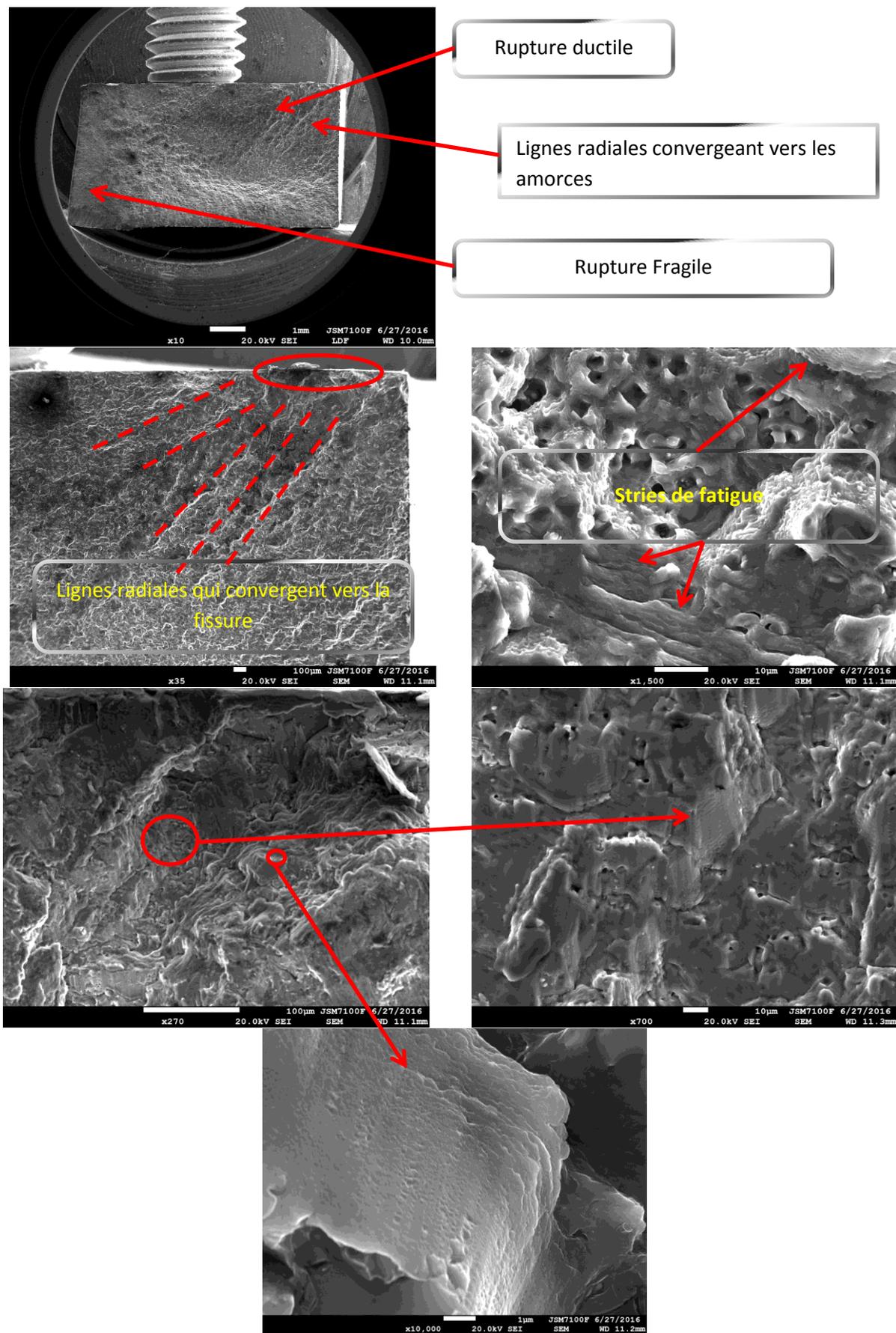
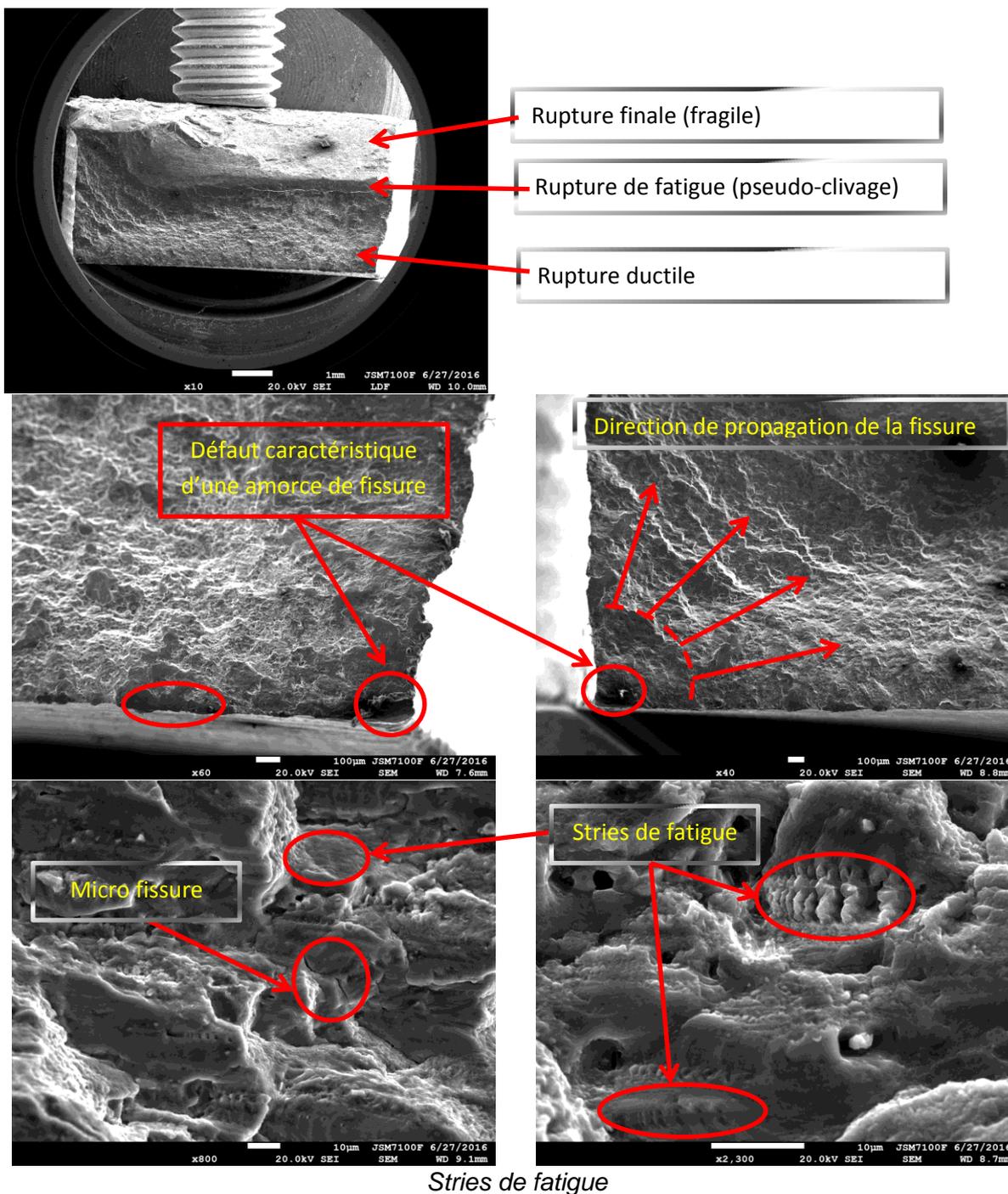
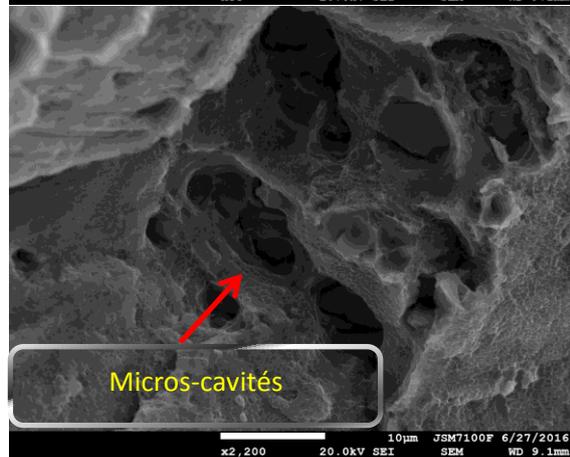
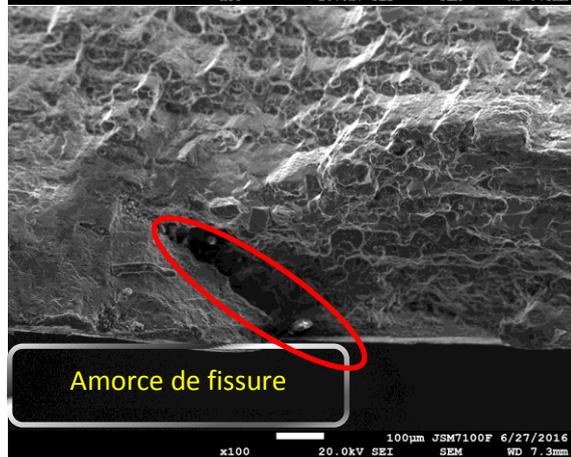
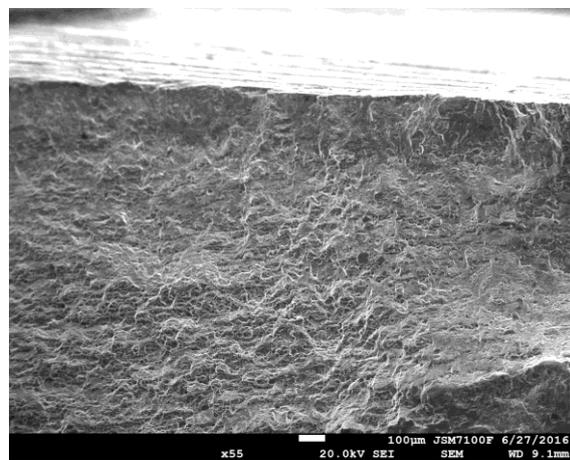
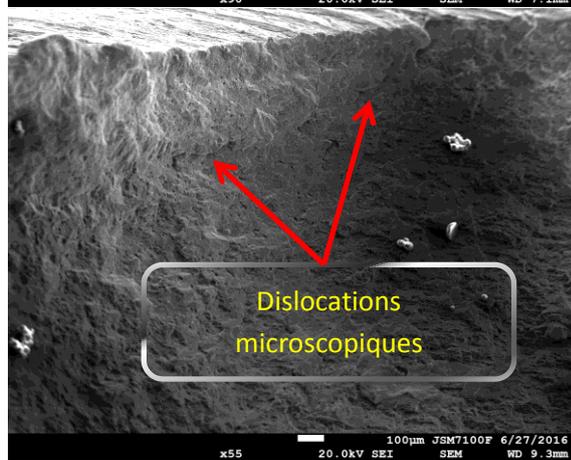
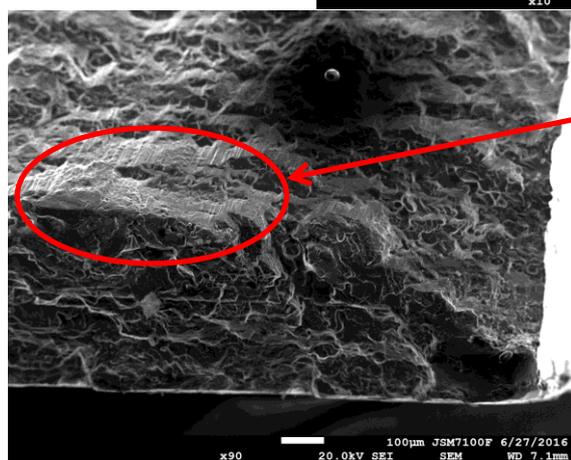
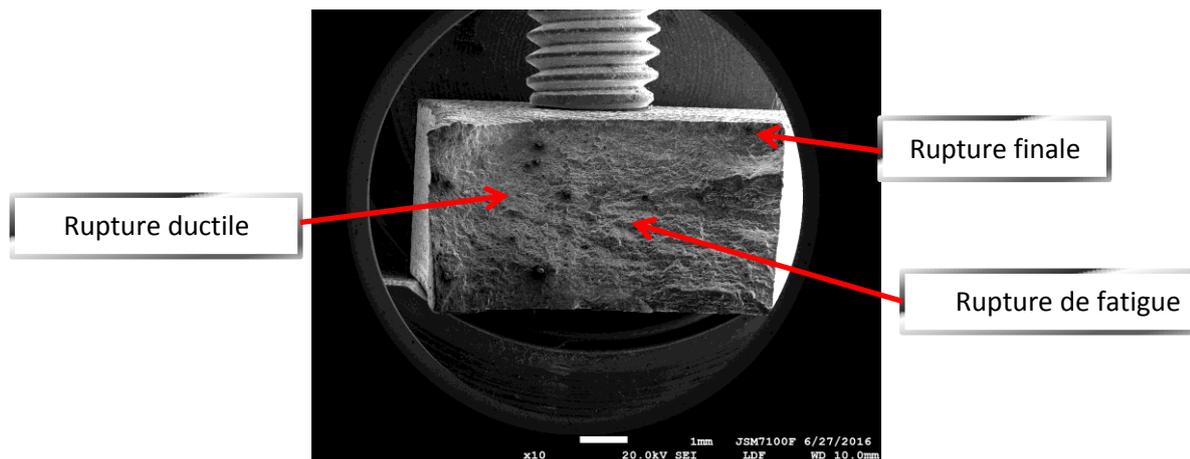


Figure 3.41 : Fractographie du métal soudé une contrainte de 160 MPa.



Stries de fatigue

Figure 3.42 : Fractographie du métal soudé pour une contrainte de 100 MPa.



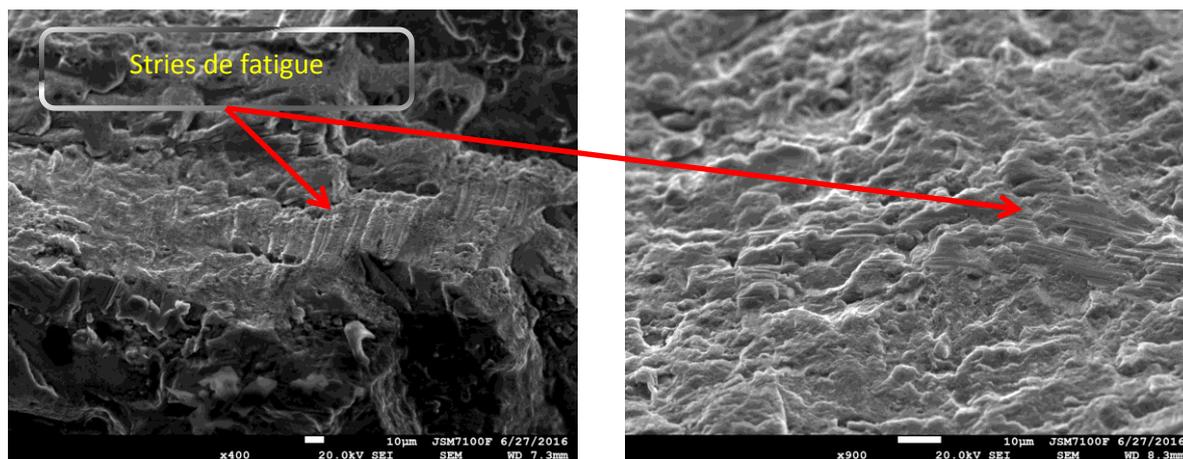
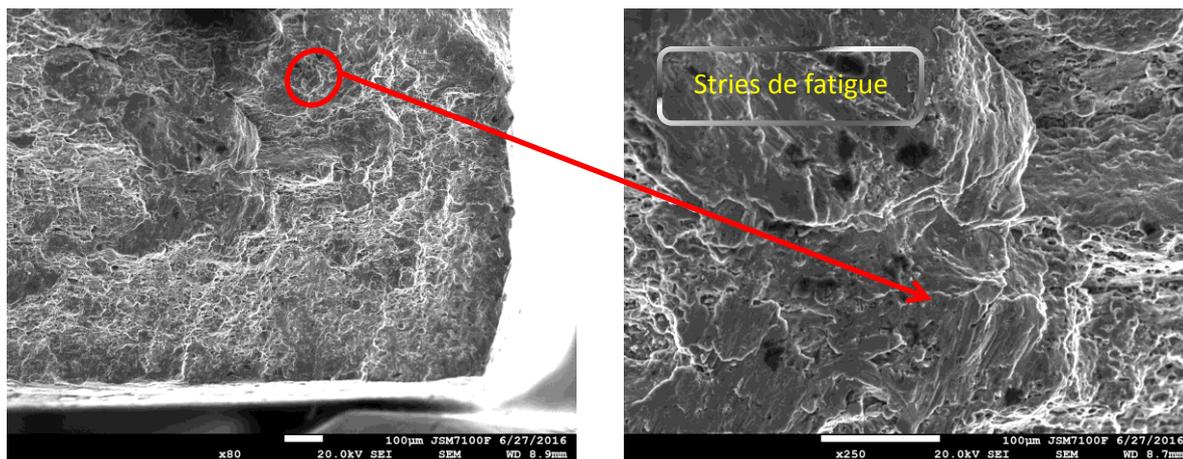
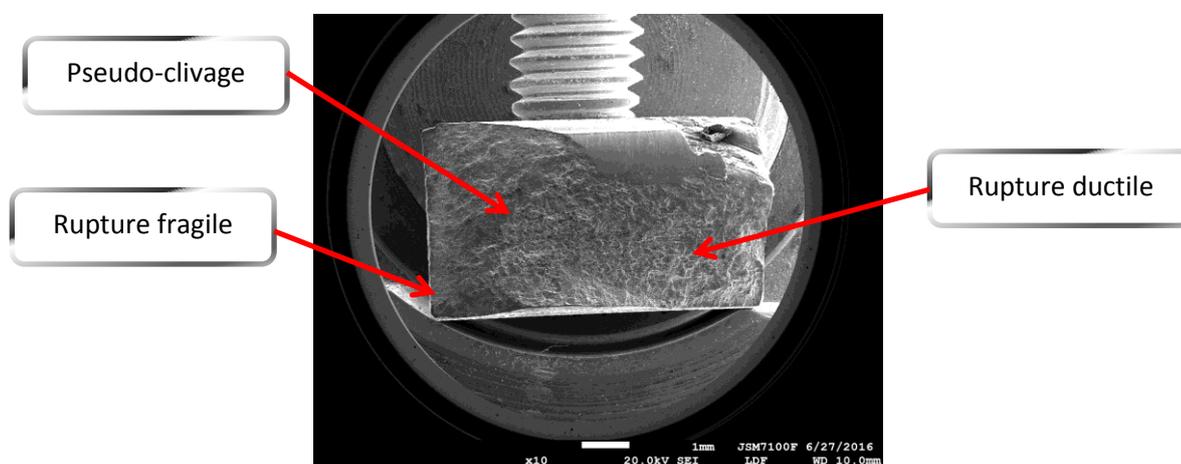


Figure 3.43 : Fractographie du métal soudé pour une contrainte de 120 MPa.



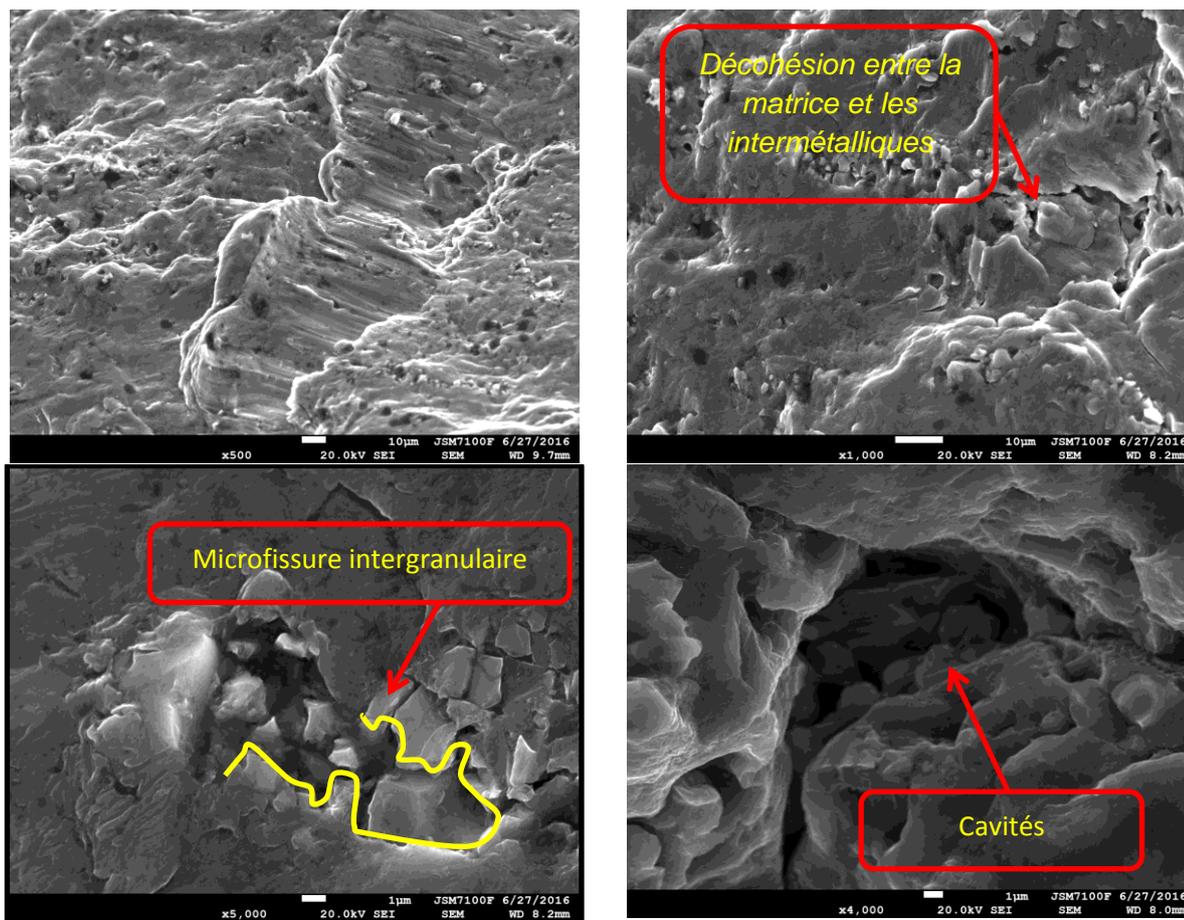


Figure 3.44 : Fractographie du métal soudé pour une contrainte de 160 MPa.

Donc nous pouvons dire que la cause principale de la diminution de la résistance à la fatigue du métal soudé, c'est bien l'existence des microfissures indétectables par les moyens d'inspections utilisés pour les éprouvettes rompues dans la zone du noyau (NS) du joint soudé et la rupture des particules intermétalliques (précipités) pour les éprouvettes rompues dans la zone affectée thermiquement (ZAT) du métal soudé et cela nous permet de dire que le mécanisme d'endommagement par fatigue est transgranulaire.

Les figures 3.45 illustrent la présence de ces composés intermétalliques au sein des microstructures des différentes zones du joint de soudure. Un exemple de spectre EDS correspondant à l'un de ces précipités est donné. Les compositions chimiques des différents précipités ainsi que leur identification sont données dans le tableau 3.10. On peut noter que ces composés intermétalliques correspondent aux séquences θ et θ' (Al, Cu), S' (Al, Cu, Mg) et (Al - Cu - Mn - Fe - Si) qui sont généralement observés dans le matériau de base 2017A. Dans la zone du noyau (NS) (figure 3.45.a), ces composés intermétalliques sont distribués au hasard dans la microstructure en raison de l'effet de rotation du pion qui provoque un changement de leur taille et de leur densité. Sous l'effet

du malaxage, les composés intermétalliques sont écrasés donnant lieu à la formation d'agrégats plus petits avec une taille moyenne variant de 1 à 4 μm . Dans le ZATM (figure 3.45.b), la distribution des composés intermétalliques suit l'orientation du grain induite par la rotation du pion, et leur taille varie de 5 à 15 μm . Chen et al. [16] ont rapporté que la formation de précipités dans le ZATM est similaire à celle trouvée dans le Noyau en raison du pic de température élevée enregistrée dans ces zones. Dans la ZAT (figure 3.45.c), la taille des composés intermétalliques varie de 10 à 20 μm . La taille plus élevée des précipités formés dans la ZAT par rapport à ceux formés dans la ZATM et le Noyau est attribuée à la température atteinte dans cette région qui correspondent approximativement à celle du précipité grossissant [16]. De plus, des particules composées de « Al - Cu - Mn - Fe - Si » sont observées dans cette région et sont réparties de façon homogène dans la microstructure d'une manière similaire à celle observée dans le métal de base. Il est à noter que les différents précipités identifiés dans ce travail sont les mêmes que ceux rapportés dans d'autres travaux de recherche pour le système Al-Cu [98, 99].

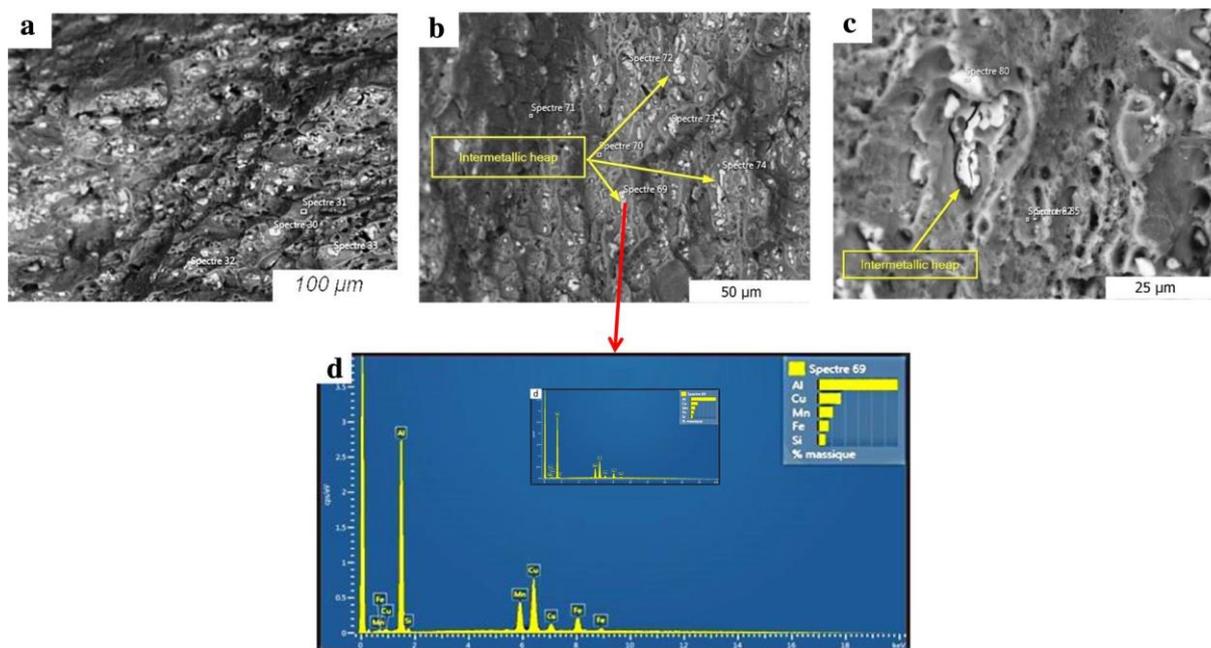


Figure 3.45 : Micrographies MEB montrant la présence de précipités dans les différentes régions du joint de soudure, a) Noyau, b) ZATM-AS, c) ZAT-AS, d) exemple de spectre EDS pour l'analyse des précipités. [96]

Table 3.10 : Composition chimique des précipités présents dans les différentes régions du joint de soudure.

Elements	Al	Fe	Mn	Cu	Si	Mg	Type
MB	79.65	–	–	19.49	–	0.86	Al-Cu (θ)
	69.3	–	–	17.3	–	13.4	Al-Cu-Mg (S)
Noyau	56.13	–	–	43.87	–	–	Al-Cu (θ)
ZATM-AS	59.51	7.52	10.84	16.91	5.23	–	Al-Cu-Mn-Fe-Si
ZATM-RS	71.15	7.08	7.71	11.06	3.01	–	Al-Cu-Mn-Fe-Si
ZAT-AS	63.34	7.72	7.78	15.24	5.92	–	Al-Cu-Mn-Fe-Si
ZAT-RS	65.74	7.84	8.19	13.14	5.09	–	Al-Cu-Mn-Fe-Si

La soudabilité de l'alliage d'aluminium 2017A-T451 à différentes vitesses de rotation des outils a été examinée. Les principales conclusions de ces travaux peuvent être données comme suit:

- La variation de la vitesse de rotation de l'outil pendant le soudage par friction-malaxage de l'alliage étudié a affecté de manière significative la microstructure du joint de soudure. L'augmentation de la vitesse de rotation de l'outil de 950 à 1250 tr / min a entraîné une croissance significative des grains dans la ZAT et amélioré la recristallisation de la microstructure NS.

- L'augmentation de la vitesse de rotation de l'outil de 950 à 1250 tr/min a amélioré l'action de malaxage de l'outil et a nettement amélioré la qualité du joint de soudure. Cela a déplacé le lieu de la fracture lors des essais de traction de la zone NS vers la ZAT.

- Les propriétés mécaniques locales des différentes régions du joint de soudure sont fortement liées à leurs microstructures. La dureté la plus faible, la limite d'élasticité et la limite à la rupture sont enregistrées dans le ZAT, tandis que la plasticité a été abaissée dans le ZATM et fortement affectée dans la zone du Noyau.

- La corrélation microstructurale et mécanique menée dans le cadre de ces travaux a permis de conclure que, pour la vitesse d'avance utilisée, la vitesse de rotation de l'outil de 1250 tr/min a produit la combinaison idéale de propriétés de traction et de qualité des joints de soudure.

3.1.8. Résultats numériques

Cette étude décrit l'utilisation du code dynamique des fluides, FLUENT, afin de modéliser l'écoulement du métal, en l'occurrence AA2017A, autour du pion de l'outil de soudage (FSW). Un profil d'outil fileté standard est utilisé pour l'analyse des phénomènes lors du soudage tels que la production de chaleur et l'écoulement de la matière sont inclus. L'objectif principal est d'acquérir une meilleure compréhension du flux de matière autour d'un outil. Le modèle utilisé a démontré un grand nombre de phénomènes identiques à ceux du processus réel. Le modèle a également généré une quantité suffisante de chaleur, ce qui conduit à une bonne estimation de la température de soudure. Ces résultats ont été obtenus en utilisant une viscosité qui représente un ramollissement proche du solidus.

3.1.8.1. Présentation des résultats numériques

La **figure 3.46**, montrent les contours de température pour l'alliage d'aluminium 2017A au cours du processus de soudage FSW, obtenus avec plusieurs formes de pin à $t = 8$ s, avec des paramètres de processus optimaux. Notez que la valeur de température maximale pour cette solution est (748 K, 475 ° C).

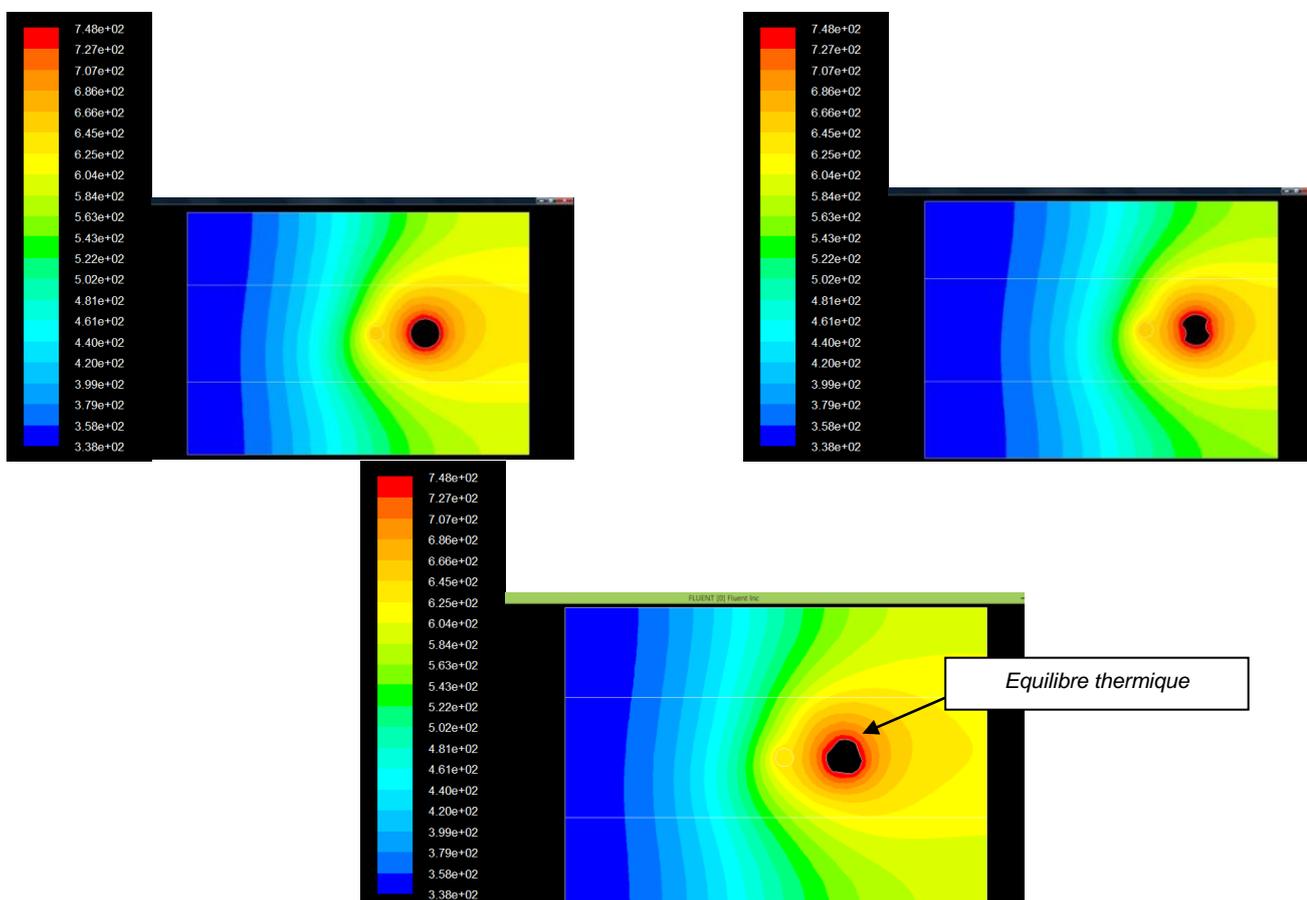


Figure 3.46 : Distribution des températures pour différentes formes de pion.

Les figures 3.47 et 3.48 représentent respectivement la vitesse d'écoulement et la pression statique des géométries des différentes formes d'outils, il est évident que le changement de la géométrie de ce dernier peut grandement influencer la vitesse d'écoulement du matériau et la pression autour du pion. La vitesse et la pression autour du pion augmentent lorsque la surface de contact liée à la zone de malaxage augmente (figure 3.47). Par conséquent, dans le processus de choix de la configuration du pion, la vitesse d'écoulement, la température de soudage, la rigidité de l'outil de rotation doivent être discutées simultanément.

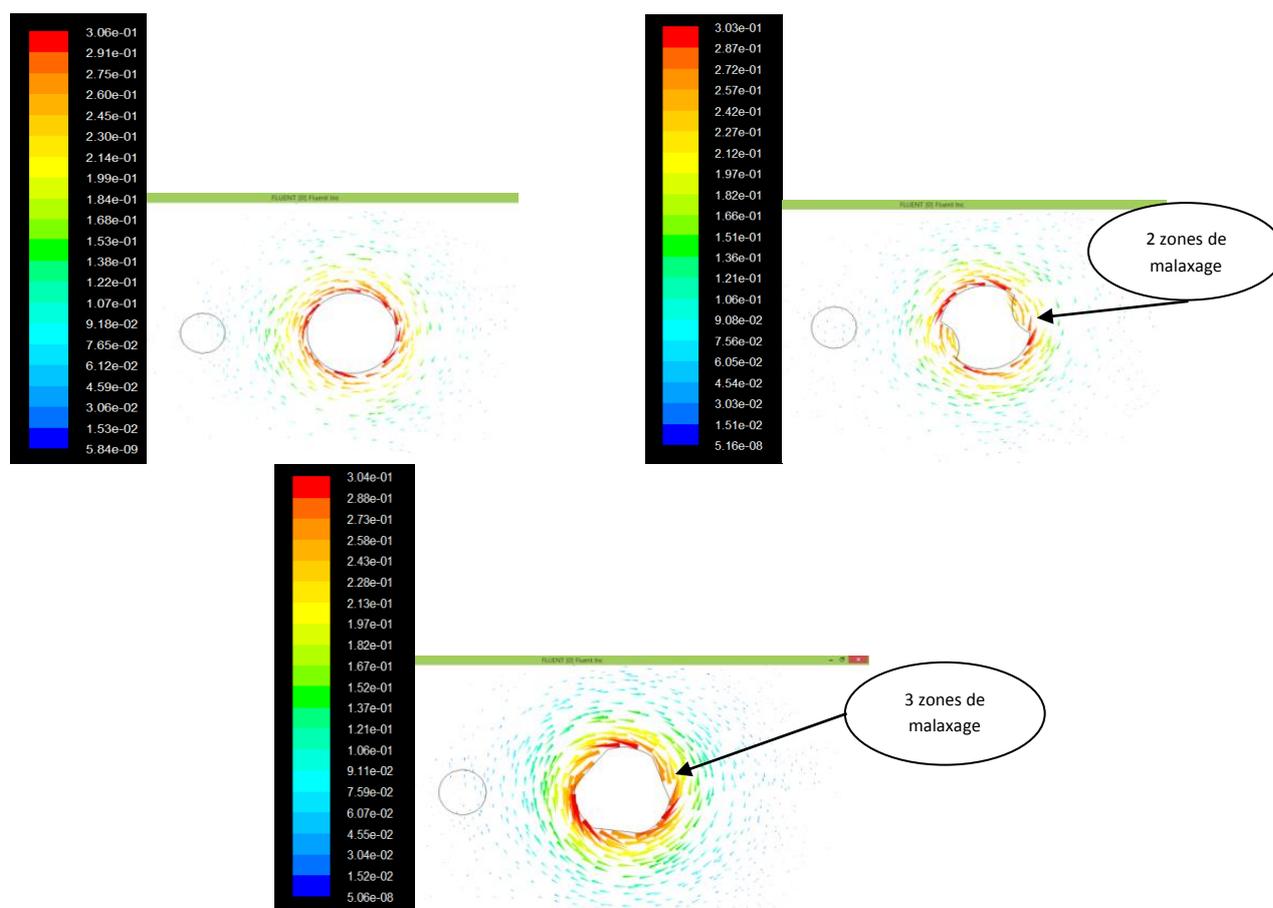


Figure 3.47 : Champ de vitesse d'écoulement pour différentes géométries de pion à $t = 8s$.

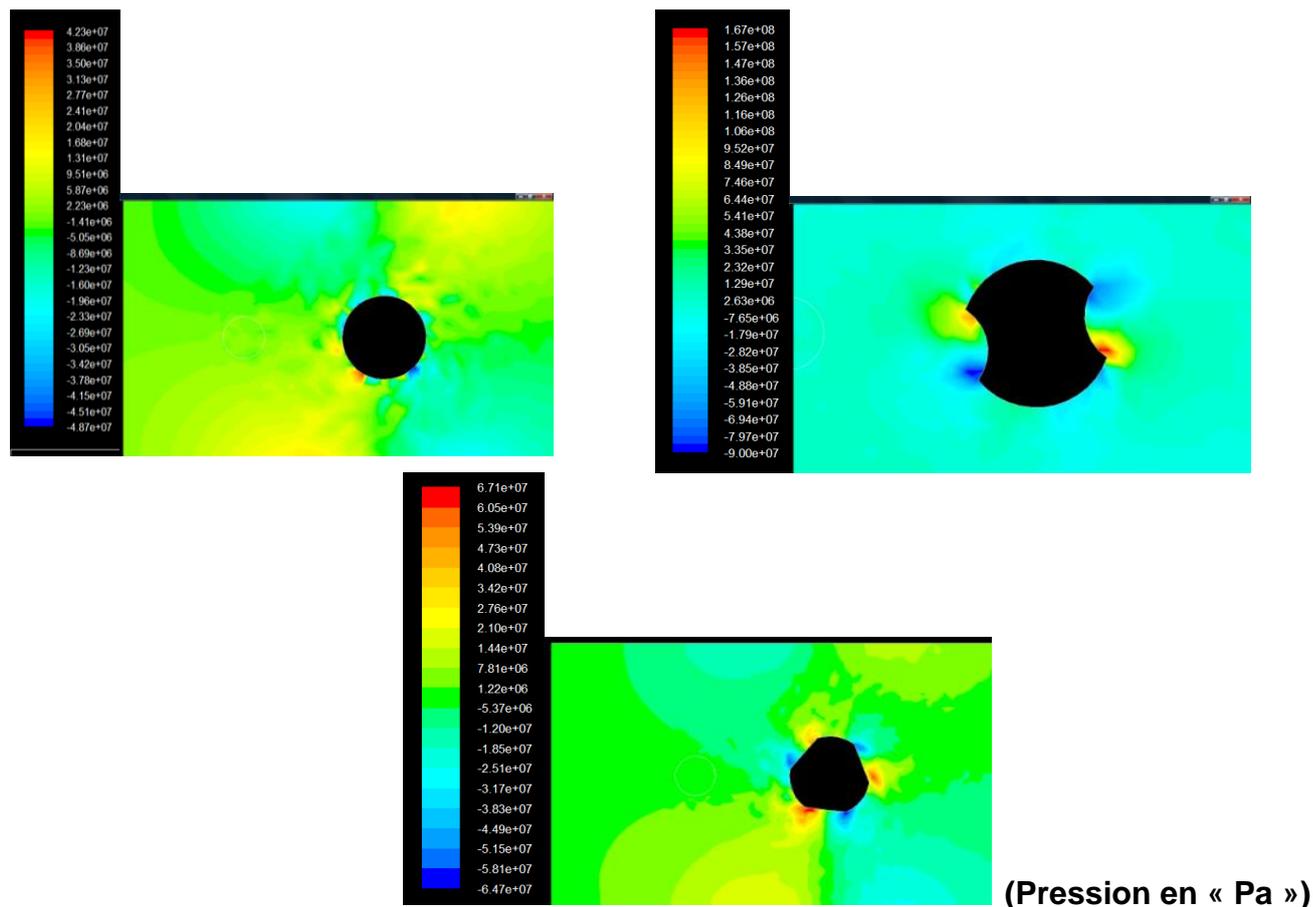
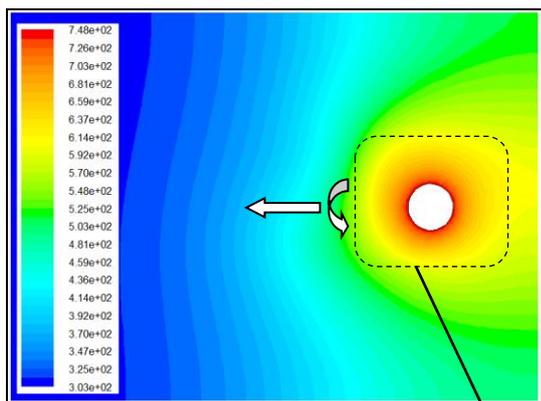


Figure 3.48 : Pression statique en (Pa) pour différentes géométries de pion à $t = 8s$.

Sur la [figure 3.49](#), on peut observer un accord raisonnable entre les valeurs de température obtenues avec le modèle et avec ceux provenant de données expérimentales. Aussi, on remarque que nous avons un avantage en terme de géométrie pour un outil avec une forme cylindrique car c'est la forme qui présente un maximum de surface de contact avec la matière.

Equilibre des températures non atteint



Equilibre des températures atteint

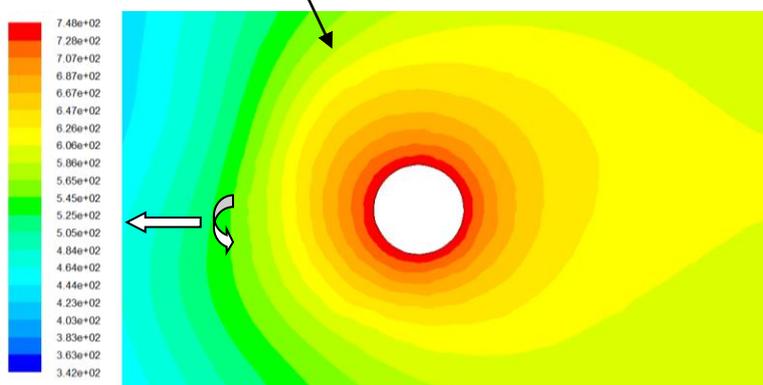
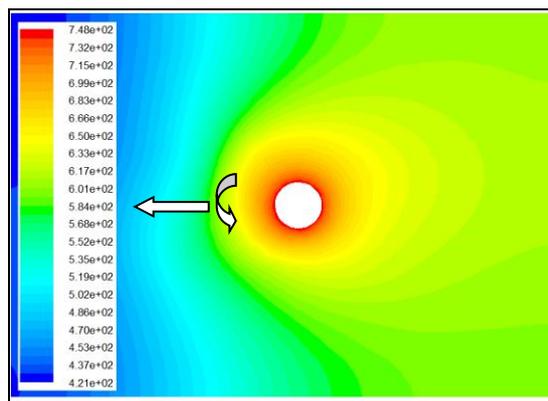


Figure 3.49 : Distribution des températures dans le plan lors du soudage FSW.

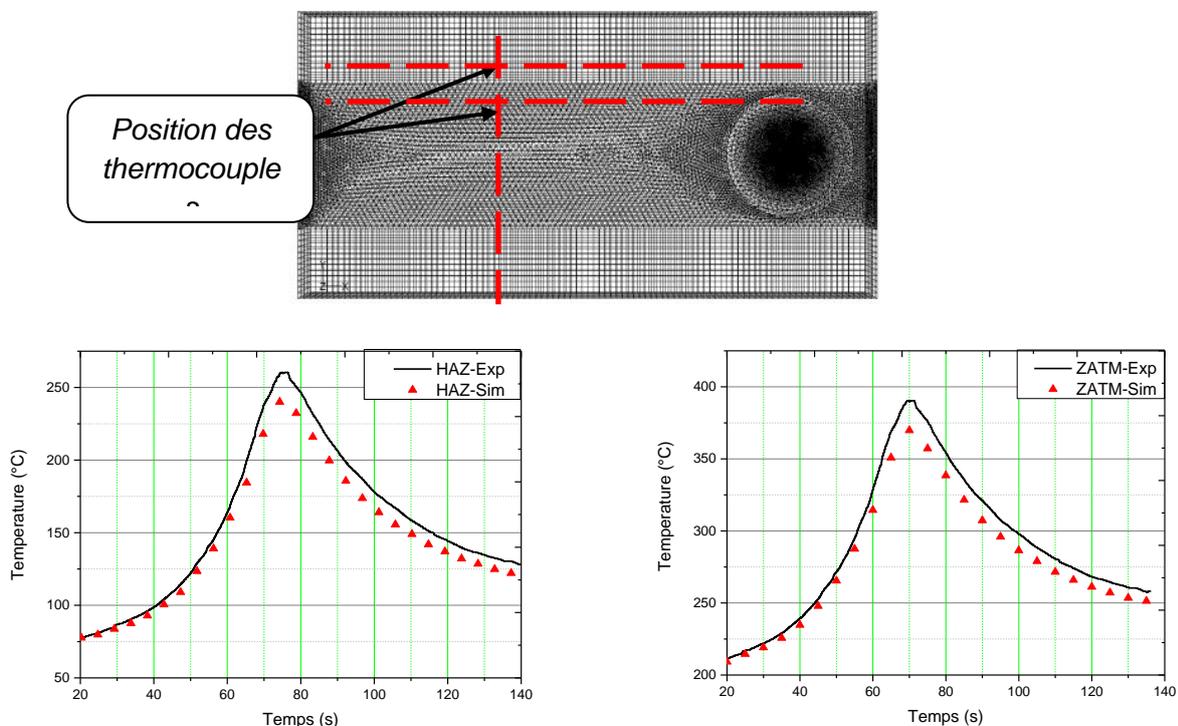


Figure 3.50 : Représentation du cycle thermique pour la ZAT.

La température la plus élevée est située dans la zone où la déformation est plus importante, donc on enregistre un pic de température de 475°C dans la zone proche de

l'outil (épaulement, filet), la valeur de la température décroît au fur et à mesure qu'on s'éloigne de la zone de malaxage. La distribution de la température est asymétrique ce qui est typique de ce procédé de soudage (figure 3.51).

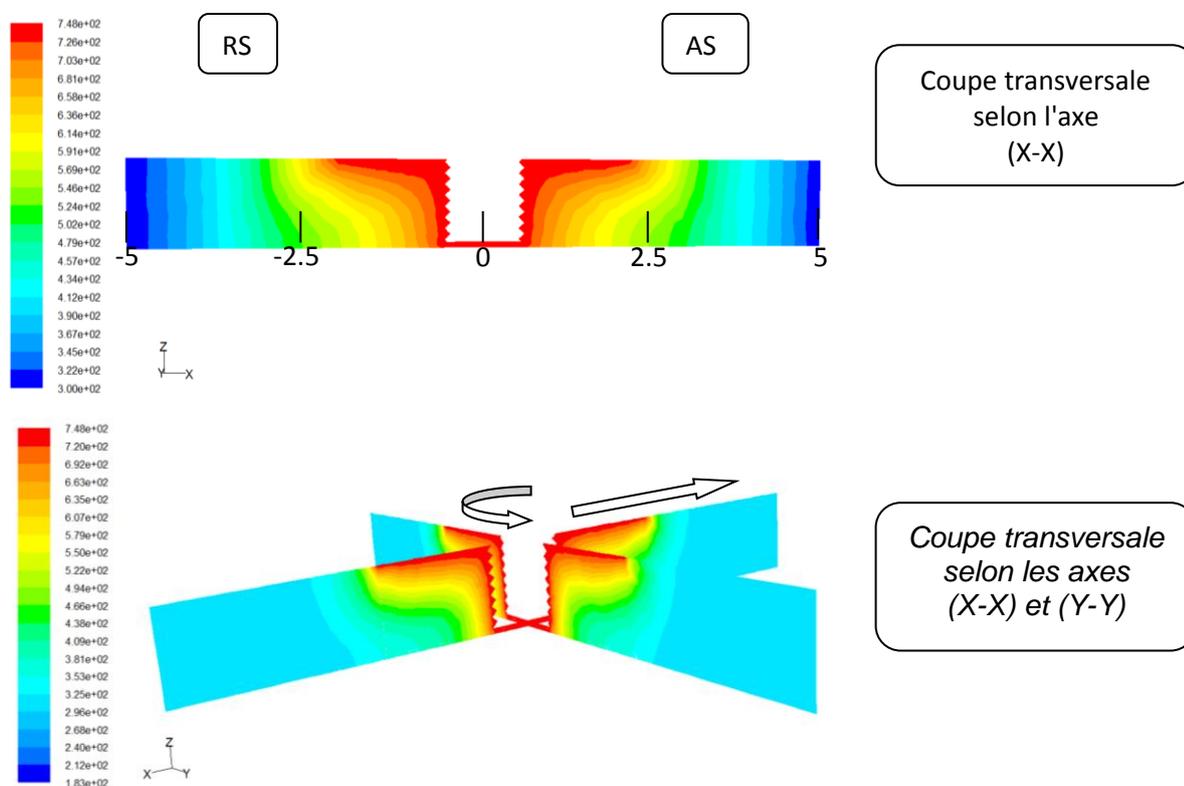


Figure 3.51 : Distribution des températures dans la section transversale lors du soudage FSW.

Les contours de vitesse à travers une coupe transversale 2D/3D sous l'épaulement de l'outil sont présentés dans la figure 3.52. Cette analyse est uniquement destinée à être illustrative, le glissement a été simulé en prescrivant la vitesse à l'épaulement et le pion de l'outil. La figure 3.52.a, illustre plusieurs caractéristiques de l'écoulement. Tout d'abord, la vitesse de rotation la plus grande se situe toujours dans la zone de la plus grande déformation à savoir sous l'épaulement et autour du pion. Aussi, on peut distinguer la création d'un phénomène rarement illustré dans la littérature à savoir, les tourbillons entre chaque pas du filet voir figure 3.52.b.

Il est évident que le flux de matière à proximité du pion devient plus fort lorsque la vitesse de rotation augmente. Il en résulte une vitesse de rotation plus élevée ce qui produit de la chaleur, de sorte que le malaxage du matériau s'obtient plus facilement.

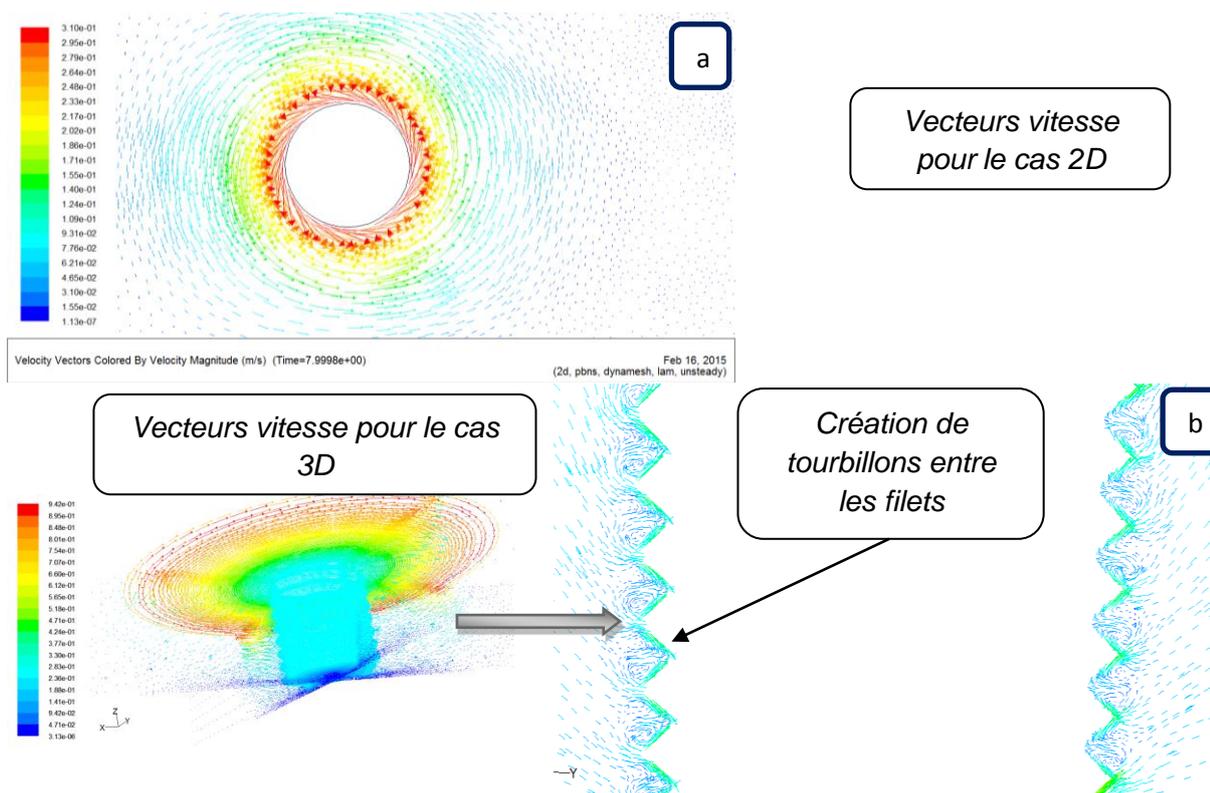


Figure 3.52 : Représentation des vecteurs vitesses (cas 3D).

La **figure 3.53**, montre un écoulement instantané du matériau causé par le déplacement et l'avance de l'outil de soudage FSW dans la matière, la visualisation 3D illustre avec précision le cheminement de la matière autour de l'outil et travers les filets du pion. La **figure 3.53** représente les lignes de courant autour de l'outil, lesquelles indiquent les trajectoires des particules du matériau qui passent par les zones malaxées de la plaque. Les figures montrent clairement l'effet ascendant de la matière produit par la surface fileté du pion. De la même figure, on peut observer qu'une fois la ligne d'écoulement atteint la surface supérieure, en contact avec l'épaule de l'outil, elle prend un chemin descendant et tourne plusieurs fois avant de poursuivre son cours. En conséquence, le matériau reste à proximité de la surface de l'épaule de l'outil. Ce type de modèles d'écoulement a été observé par **Guerra et al [100]**. Il a été démontré la création d'une zone de rotation autour de l'épaule, la matière subissant plusieurs tours, est enfin déposée dans le sillage du pion. En outre, on peut observer la manière dont les lignes de flux provenant de la moitié supérieure de la plaque sont dirigées par l'interaction avec les filets du pion tandis que ceux provenant de la partie inférieure sont entraînés par l'interaction avec l'épaule de l'outil. De cette manière, il est possible de visualiser les modèles d'écoulement sans l'aide de traceurs de particules.

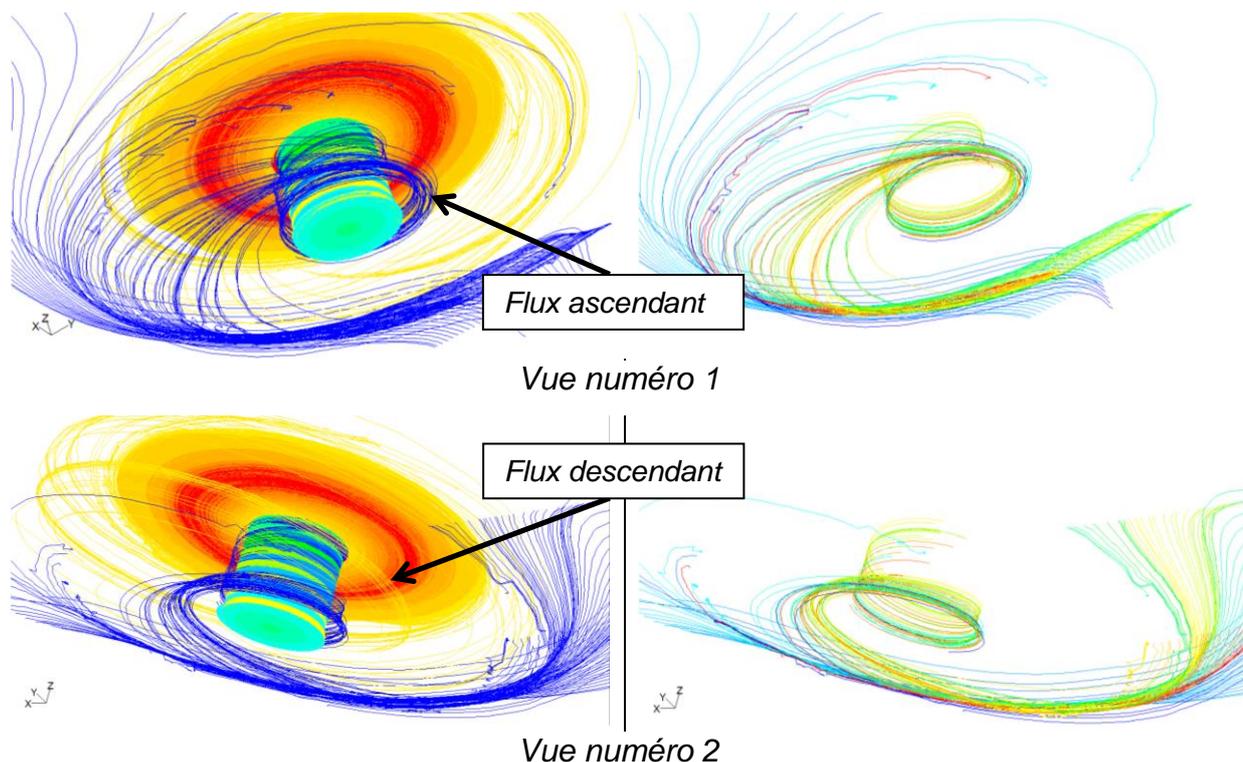


Figure 3.53 : Représentation des lignes de courant du flux de matière.

Une simulation 2D/3D du procédé de soudage FSW basé sur la mécanique des fluides a été présentée dans cette partie. Un outil FSW fileté, similaire au véritable outil FSW, a été utilisé dans la modélisation, afin d'explorer la distribution du flux de matière et la distribution de la température lors du soudage FSW. La méthode de division des zones de soudage dans plusieurs régions a été utilisée. Une procédure numérique pour la visualisation du flux de matière pendant le processus FSW a été présentée. La technique basée sur le traçage des particules a été appliquée pour suivre les trajectoires des particules de matière. La méthode proposée est validée par les résultats d'enregistrement des cycles thermiques dans la partie expérimentale. La simulation a montré que le flux de matière n'est pas symétrique par rapport à la ligne de soudure. Les schémas du flux dans la partie AS et RS sont différents. Cette simulation a montré certaines caractéristiques 3D distinctives du flux. Le mouvement de la matière de haut en bas dans le sens de l'épaisseur est également observé.

CONCLUSION GENERALE

Le soudage FSW nous a permis de réaliser des soudures sur des alliages réputés difficilement soudage. L'alliage 2017A-T451 connaît un fort adoucissement à travers la soudure. Une étude quantitative réalisée en utilisant la technique de DSC, nous a permis de mettre en évidence l'évolution de l'état de précipitation à travers la soudure. Au fur et à mesure que l'on se rapproche du noyau soudé, l'augmentation de la température de pic entraîne tout d'abord une dissolution des zones GP, puis une précipitation fine et dissolution pendant l'élévation de la température (Noyau). Par la suite, ces précipités vont devenir de plus en plus grossiers (ZAT, ZATM). Cependant, la température élevée atteinte dans le noyau entraîne une précipitation partielle ce qui permet d'obtenir une solution solide riche après soudage. A température ambiante, cette solution solide va se décomposer pour donner des zones GP qui vont durcir le matériau.

La ZATM, n'est que partiellement recristallisée. En conclusion, les propriétés du joint 2017A-T451 sont gouvernées par la taille des grains et la densité de dislocations. D'autre part, nous avons mis en évidence que la microstructure des zones fortement déformées à chaud, ZATM et Noyau, ne dépendait pas de l'état initial de l'alliage. Dans ces zones, les conditions de déformation et de température sont telles que la structure initiale est complètement transformée.

Pour mener à bien cette étude, il a été intéressant de caractériser le comportement mécanique local de chacune des zones qui constituent le joint soudé. Les résultats obtenus montrent que, sous chargement de traction monotone quasi statique, le procédé de soudage dégrade les propriétés mécaniques des joints par rapport à celles des matériaux de base. Les courbes de traction ont permis de constater que les différentes zones constituant le joint présentent des comportements mécaniques différents.

Dans le domaine de la fatigue oligocyclique, les résultats d'essais montrent que le procédé de soudage réduit la durée de vie des joints soudés par FSW de 10^6 à 10^4 pour un état de contrainte de 120 MPa et de 10^5 à 10^3 pour un état de contrainte de 140 et 160 MPa. Les essais de fatigue ($R=0,1$) réalisés sur des éprouvettes ont permis de mettre en évidence les hétérogénéités de comportement mécanique cyclique dans chacune des zones constituant les joints soudés par FSW.

La caractérisation quantitative des microstructures et la détermination des différents mécanismes et interactions se produisant durant le soudage que nous avons déterminées ouvrent la voie à une modélisation du procédé de soudage FSW. Ce modèle permettrait de prédire la qualité finale des joints soudés. Différents résultats numériques ont permis de saisir les différents phénomènes qui régissent le soudage FSW tels que : la distribution du flux de matière, la distribution de la température, l'influence de la géométrie de l'outil ainsi que le préchauffage réalisé par une source laser. Le filetage de l'outil a été modélisé sur le pion et généralisé à différentes formes de pions (conique ou cylindrique). Ce modèle permet en effet visualiser l'écoulement de matière avec une grande précision.

La formulation ALE s'est avérée tout à fait applicable au FSW sans modifications significatives autres que celles liées aux conditions aux limites, dont nous avons parlé plus haut, et à l'ajustement du pas de temps pour le procédé. Elle est donc robuste vis-à-vis de la simulation d'un procédé à très fort couplage thermomécanique tel que le FSW.

L'ensemble de la caractérisation quantitative, à la fois des microstructures et des propriétés mécaniques, ainsi que l'aboutissement du modèle numérique, devrait conduire naturellement à une démarche d'optimisation à mener selon deux directions :

- *Optimisation des paramètres de soudage pour un matériau donné à partir d'un cahier des charges (limite d'élasticité maximale, allongement maximal...). Par conséquent, il faut prendre en compte l'effet des paramètres de soudage sur le champ thermomécanique et donc sur les microstructures, puis sur le profil de caractéristiques mécaniques.*
- *Optimisation des matériaux vis-à-vis du soudage, c'est-à-dire compréhension et modélisation de la réponse d'un matériau à un cycle thermomécanique caractéristique du soudage en fonction de sa composition chimique. Il va sans dire qu'aboutir à ce type d'optimisation est un programme ambitieux, qui nécessite encore de nombreuses études à la fois de caractérisation et de modélisation, ainsi que l'utilisation de matériaux modèles pour valider la démarche.*

REFERENCES

1. J. Barralis & G. Maeder; "Précis de métallurgie. Elaboration, structures - propriétés et normalisation"; Nathan, 5 Edition, 1990.
2. DEVELAY. R; "Les caractéristiques à chaud des alliages d'aluminium de fonderie"; 1962.
3. B. Barlas; "Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie"; PhD thesis, Ecole des mines de Paris, 2004.
4. E. Sarrazin; "Modélisation du soudage des alliages d'aluminium"; PhD thesis, Ecole Polytechnique LMS, 1995.
5. R. Develay ; " Traitements thermiques des alliages d'aluminium"; Technique d'Ingénieur, M 1 290 P1/3, 2006.
6. R. Develay; "Données numériques sur les alliages d'aluminium de transformation".Technique d'Ingénieur, M 445 P10 ; 2006
7. S. Jacob ; " Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie"; Technique d'Ingénieur M 4 675, 2006
8. R. Davis "Aluminum and aluminum alloys", Ed. by ASM International , Print.3, 1994
9. R. Develay; "Propriétés technologiques de l'aluminium et ses alliages corroyés". Technique d'Ingénieur, M 439-6 ; 2006
10. G. Hartmann" l'histoire de l'aluminium " 1965.
11. Anderson1967: W.A. Anderson, in: K.R. Van Horn (Ed.), «Aluminum, Properties, Physical Metallurgy, and Phase Diagrams», ASM-Metals Park, OH,1 (1967) 79-108.
12. Develay1990c: R. Develay, «Données numériques sur l'aluminium non allié», Techniques de l'Ingénieur, fiche M443, 1990.
13. Heath1981: R.L Heath, ASM-Handbook of Chemistry and Physics, 61e édition - Éd.par R.C. Wood-Cleveland, CRC PRESS, 262 (1980-1981).
14. Mishra, R. and Ma, Z. (2005). Friction stir welding and processing. Materials Science and Engineering, R 50 :1–78.
15. L, T. P., J, L. A., R, S. H., and J, W. P. (2009). Friction stir welding of aluminium alloys. International Materials Reviews, 54 :49–93.

16. Chen, S, P., Bhat, and N, B. (2002). *Time-temperature-precipitation behavior in Al-Li Alloy 2195*. Technical report, NASA.
17. Schneider, A., J., Nunes, Chen, A. C., S., P., and G., S. (2005). *Tem study of the fsw nugget in AA2195-T81*. *Journal of Materials Science, A* 40 :4341–4345.
18. Dubost, B. and P.Sainfort (1991). *Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium*. *Technique de l'ingénieur, M240* :1–37.
19. Genevois, C. (2004). *Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d alliages d aluminium de la série 2000 et 5000 et comportement mécanique résultant*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble.
20. Aydin, H., Bayram, A., Uuz, A., and Akay, K. S. (2009). *Tensile properties of friction stir welded joints of 2024 aluminum alloys in different heat-treated-state*. *Materials and Design*, 30 :2211 – 2221.
21. Cavaliere, P., Nobile, R., Panella, F., and Squillace, A. (2006b). *Mechanical and microstructural behaviour of 2024-7075 aluminium alloy sheets joined by friction stir welding*. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46 :588 – 594.
22. Zettler, R., Lomolino, S., dos Santos, J., Donath, T., Beckmann, F., Lippman, T., and Lohwasser, D. G. (2004). *Effect of tool geometry and process parameters on material flow in FSW of an AA 2024-T351 alloy*. *DVS BERICHTE*, 229 :83–89.
23. Cavaliere, P., Campanile, G., Panella, F., and Squillace, A. (2006a). *Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6056 joints produced by friction stir welding*. *Journal of Materials Processing Technology*, 180 :263 – 270.
24. Lockwood, W. and Reynolds, A. (2003). *Simulation of the global response of a friction stir weld using local constitutive behavior*. *Materials Science and Engineering, A* 339 :35–42.
25. Maeda, M., Liu, H., Fujii, H., and Shibayanagi, T. *Temperature field in the vicinity of fsw - tool during friction stir welding of aluminum alloys*. Center for Advanced Science and Innovation, Osaka University, Japan Joining and Welding Research Institute, Osaka University, Japan.
26. Genevois, C., Deschamps, A., Denquin, A., and Doisneau-Cottignies, B. (2005a). *Quantitative investigation of precipitation and mechanical behaviour for aa2024 friction stir welds*. *Acta Materialia*, 53 :2447–2458.
27. Bousquet, E. (2011). *Durabilité des assemblages soudés par Friction Stir Welding (FSW) Corrélation entre microstructure et sensibilité à la corrosion*. PhD thesis, Université Bordeaux 1.
28. Ali, A., Brown, M. W., C. A., and Gardiner, S. (2004). *Characterization frictions stir welding joints*. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 6 :91–102.

29. J.-Q. Su, T.W. Nelson, R. Mishra, and M. Mahoney (2002). *Microstructural investigation of friction stir welded 7050- T651 aluminium*. *Acta Materialia*, 51 :713–729.
30. Jariyaboon, M., Davenport, A., Ambat, R., Connolly, B., Williams, S., and Price, D. (2007). *The effect of welding parameters on the corrosion behaviour of friction stir welded AA2024-T351*. *Corrosion Science*, 49 :877–909.
31. Genevois, C., Deschamps, A., and Vacher, P. (2005b). *Comparative study on local and global mechanical properties of 2024 T351, 2024 T6 and 5251 O friction stir welds*. *Materials Science and Engineering, A* 415 :162–170.
32. Pouget, G. and Reynolds, A. (2007). *Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA 2050 friction stir welds*. *International Journal of Fatigue*, A 30 :463–472.
33. Fratini, L., Pasta, S., and Reynolds, A. (2009). *Fatigue crack growth in 2024-T351 friction stir welded joints : Longitudinal residual stress and microstructural effects*. *International Journal of Fatigue*, 31 :495 – 500.
34. Bussu, G. and Irving, P. (2002). *The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints*. *International Journal of Fatigue*, 25 :77–88.
35. Booth, D. and Sinclair, I. (2002). *Fatigue of friction stir welded 2024-T351 Aluminium Alloy*. *Materials Science Forum*, 396-402 :1671–1676.
36. Liu, S. and Chao, Y. J. (2004). *Determination of global mechanical response of friction stir welded plates using local constitutive properties*. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 13 :1–15.
37. Fersini, D. and Pirondi, A. (2007). *Fatigue behaviour of Al2024-T3 friction stir welded lap joints*. *Engineering Fracture Mechanics*, 74 :468–480.
38. William, D., Lockwood, Tomaz, B., and Reynolds, A. (2001). *Mechanical response of friction stir welded AA2024 : experiment and modeling*. *Materials Science and Engineering, A* 323 :348–353.
39. Srivatsan, T., Vasudevan, S., and Park, L. (2007). *The tensile deformation and fracture behavior of friction stir welded aluminum alloy 2024*. *Materials Science and Engineering, A* 466 :235–245.
40. Liu, H. J., Fujii, H., Maedaa, M., and Nogi, K. (2003). *Tensile properties and fracture locations of friction-stir-welded joints of 2017-T351 aluminum alloy*. *Journal of Materials Processing Technology*, 142 :692–696.
41. Di, S., Yang, X., Luan, G., and Jian, B. (2006). *Comparative study on fatigue properties between AA2024-T4 friction stir welds and base materials*. *Materials Science and Engineering, A* 435-436 :389–395.

42. Ali, A., Brown, M., and Rodopoulos, C. (2008). Modelling of crack coalescence in 2024-T351 Al alloy friction stir welded joints. *International Journal of Fatigue*, 30 :2030 – 2043.
43. Ali, A., Brown, M. W., Rodopoulos, C. A., and Gardiner, S. (2006). Characterization of 2024-T351 friction stir welding joints. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 6 :83–96.
44. William, D., Lockwood, Tomaz, B., and Reynolds, A. (2001). Mechanical response of friction stir welded AA2024 : experiment and modeling. *Materials Science and Engineering, A* 323 :348–353.
45. M. A. Sutton, A. P. Reynolds, B. Yang, and R. Taylor (2002). Mode I fracture and microstructure for 2024-T3 friction stir welds. *Materials Science and Engineering, A* 354 :6–16.
46. M.W. Mahoney, C.G. Rhodes, J.G. Flintoff, R.A. Spurling, and W.H. Bingel (1998). Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions, A* 29 :1955–1964.
47. Mou, Y., Howe, J., and Starke, E. (1995). Grain-boundary precipitation and fracture behavior of an Al-Cu-Li-Mg-Ag alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 26 :1591–1595.
48. Song, M., & Kovacevic, R. (2003). Thermal modeling of friction stir welding in a moving coordinate system and its validation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43(6), 605–615.
49. Palm, F., Henneboehle, U., & Erofeev, V. (2004). Improved verification of FSW-process modelling relating to the origin of material plasticity. In *5th International Symposium on Friction Stir Welding*. Metz, France.
50. Gallais, C., Denquin, A., Pic, A., Simar, A., Pardoën, T., & Bréchet, Y. (2004). Modelling the relationship between process parameters , microstructural evolutions and mechanical behaviour in a Friction Stir Welded 6XXX aluminium alloy. In *5th International Symposium on Friction Stir Welding*. Metz, France.
51. McCune, W., Ou, H., Armstrong, C., & Price, M. (2004). Modelling Friction Stir Welding with the Finite Element Method-a comparative study. In *5th International Symposium on Friction Stir Welding*. Metz, France.
52. Yu, M., Li, W. Y., Li, J. L., & Chao, Y. J. (2012). Modelling of entire friction stir welding process by explicit finite element method. *Materials Science and Technology*, 28(7), 812–817.
53. Buffa, G., & Fratini, L. (2004). Friction Stir Welding Of AA6082-T6 Sheets: Numerical Analysis And Experimental Tests. In *Materials Processing and Design: Modeling, Simulation and Applications*, NUMIFORM (pp. 1224–1229).
54. Gemme, F., Verreman, Y., Dubourg, L., & Jahazi, M. (2010). Numerical analysis of the dwell phase in friction stir welding and comparison with experimental data. *Materials Science and Engineering: A*, 527(16-17), 4152–4160.

55. Coupez, T., Soyris, T. N., & Chenot, J.-L. (1991). 3-D finite element modelling of the forging process with automatic remeshing. *Journal of Materials Processing Technology*, 27(1-3), 119–133.
56. Gingold, R. A., & Monaghan, J. J. (1977). SPH theory and applications to non sphericals stars. *Monthly Notices of the Royal Astronomical Society*, 181, 375–389.
57. Liu, X., Xu, H., Shao, S., & Lin, P. (2013). An improved incompressible SPH model for simulation of wave– structure interaction. *Computers & Fluids*, 71, 113–123.
58. Buffa, G., Fratini, L., Pellegrino, S., & Micari, F. (2013). On the Field Variables Influence on Bonding Phenomena during FSW Processes: Experimental and Numerical Study. *Key Engineering Materials*, 549, 484–491.
59. Boussetta, R., Coupez, T., & Fourment, L. (2006). Adaptive remeshing based on a posteriori error estimation for forging simulation. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 195(48-49), 6626–6645.
60. Fourment, L., & Guerdoux, S. (2008). 3D numerical simulation of the three stages of Friction Stir Welding based on friction parameters calibration. *International Journal of Material Forming*, 1(S1), 1287–1290.
61. Alfaro, I., Fratini, L., Cueto, E., Chinesta, F., & Micari, F. (2007). Meshless Simulation of Friction Stir Welding. *AIP Conference Proceedings*, 908, 203–208.
62. Alfaro, I., Racineux, G., Poitou, A., Cueto, E., & Chinesta, F. (2009). Numerical simulation of friction stir welding by natural element methods. *International Journal of Material Forming*, 2(4), 225–234.
63. Pan, W., Li, D., Tartakovsky, A. M., Ahzi, S., Khraisheh, M., & Khaleel, M. (2013). A new smoothed particle hydrodynamics non-Newtonian model for friction stir welding: Process modeling and simulation of microstructure evolution in a magnesium alloy. *International Journal of Plasticity*, 48, 189–204.
64. Koshizuka, S., & Oka, Y. (1996). Moving-Particle Semi-Implicit method for fragmentation of incompressible fluid. *Nuclear Science and Engineering*, 123, 421–434.
65. Shakibaeinia, A., & Jin, Y.-C. (2012). MPS mesh-free particle method for multiphase flows. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 229-232, 13–26.
66. Yoshikawa, G., Miyasaka, F., Hirata, Y., Katayama, Y., & Fuse, T. (2012). Development of numerical simulation model for FSW employing particle method. *Science and Technology of Welding and Joining*, 17(4), 255–263.
67. Iordanoff, I., Seve, B., & Berthier, Y. (2002). Solid Third Body Analysis Using a Discrete Approach: Influence of Adhesion and Particle Size on Macroscopic Properties. *Journal of Tribology*, 124(3), 530.

68. Terreros, I., Iordanoff, I., Charles, J. L., Coupard, D., & Tcherniaieff, S. (2009). Discrete element method, a tool to investigate complex thermo mechanical behaviour: application to friction stir welding. *International Journal of Material Forming*, 2(S1), 573–576.
69. Terreros, I. (2013). *Modelisation DEM thermo-mecanique d 'un milieu continu. Vers la simulation du procede FSW. Thèse de doctorat de l'Ecole nationale supérieure d'arts et métiers.*
70. Ulysse, P. (2002). Three-dimensional modeling of the friction stir-welding process. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 42, 1549–1557.
71. Roy, B. S., Chaudhuri, A. S., & Saha, S. C. (2012). On the Issues of Asymmetry Observed in Heat Transfer & Material Flow in Friction Stir Welding. *Advanced Materials Research*, 622-623, 289–293.
72. Langerman, M., & Kvalvik, E. (2003). Modeling Plasticized Aluminum Flow and Temperature Fields During Friction Stir Welding. In *The 6th ASME-JSME Thermal Engineering Joint Conference*.
73. Colegrove, P. a., & Shercliff, H. R. (2004). Development of Trivex friction stir welding tool Part 2 – three- dimensional flow modelling. *Science and Technology of Welding and Joining*, 9(4), 352–361.
74. Wang, H., Colegrove, P. a., & Dos Santos, J. F. (2013). Numerical investigation of the tool contact condition during friction stir welding of aerospace aluminium alloy. *Computational Materials Science*, 71, 101–108.
75. Cho, J.-H., Boyce, D. E., & Dawson, P. R. (2007). Modelling of strain hardening during friction stir welding of stainless steel. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 15(5), 469–486.
76. Cho, J. H., Kang, S. H., Han, H. N., & Oh, K. H. (2008). Modeling Friction Stir Welding Process of Aluminum Alloys. *Metals and Materials International*, 14(2), 247–258.
77. Jacquin, D., de Meester, B., Simar, a., Deloison, D., Montheillet, F., & Desrayaud, C. (2011). A simple Eulerian thermomechanical modeling of friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(1), 57–65.
78. He, Y., Dawson, P. R., & Boyce, D. E. (2008). Modeling Damage Evolution in Friction Stir Welding Process. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 130(2), 021006.
79. Boyce, D. E., Dawson, P. R., Sidle, B., & Gnäupel-Herold, T. (2006). A multiscale methodology for deformation modeling applied to friction stir welded steel. *Computational Materials Science*, 38(1), 158–175.
80. Carlone, P., & Palazzo, G. S. (2013). A Numerical and Experimental Analysis of Microstructural Aspects in AA2024-T3 Friction Stir Welding. *Key Engineering Materials*, 554-557, 1022–1030.

81. Feulvarch, E., Roux, J., & Bergheau, J. (2011). A simple and robust moving mesh technique for the finite element simulation of Friction Stir Welding. In *Fifth International Conference on Advanced COmputational Methods in ENgineering (ACOMEN 2011)* (Vol. 2011).
82. Chiumenti, M., Cervera, M., Agelet de Saracibar, C., & Dialami, N. (2013b). Numerical modeling of friction stir welding processes. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 254, 353–369.
83. Ripert, U. (2014). *Methode iterative de recherche de l'etat stationnaire des procedes de mise en forme : application au laminage*. Thèse de doctorat de l'école nationale supérieure des mines de Paris.
84. Schmidt, H., & Hattel, J. (2005). A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 13(1), 77–93.
85. Zhang, H. W., Zhang, Z., & Chen, J. T. (2007). 3D modeling of material flow in friction stir welding under different process parameters. *Journal of Materials Processing Technology*, 183(1), 62–70.
86. Zhang, Z., & Zhang, H. W. (2009). Numerical studies on controlling of process parameters in friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(1), 241–270.
87. Al-Badour, F., Merah, N., Shuaib, A., & Bazoune, A. (2013). Coupled Eulerian Lagrangian finite element modeling of friction stir welding processes. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(8), 1433– 1439.
88. Malik, V., & Hebbar, H. S. (2014). Effect of Coefficient of Friction in Finite Element Modeling of Friction Stir Welding and its Importance in Manufacturing Process Modeling Applications. *Int. Journal of Applied Sciences and Engineering Research*, 3(4), 755–762.
89. Esmaily, M., & Shokuhfar, A. (2010). Numerical simulation of heat transfer in friction stir welding of 7075-T6 aluminum alloy and high carbon steel using Arbitrary Lagrangian Eulerian technique. *Mat.-Wiss. u.Werkstofftech*, 41(5), 350–355.
90. Assidi, M., Fourment, L., Guerdoux, S., & Nelson, T. (2010). Friction model for friction stir welding process simulation: Calibrations from welding experiments. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 50(2), 143–155.
91. Chen, C., & Kovacevic, R. (2003). Finite element modeling of thermomechanical performance of friction stirs welding. *4th International Symposium on Friction Stir Welding*, (214).
92. S. ZIMMER, « Contribution à l'industrialisation du soudage par friction malaxage », Thèse de Doctorat, l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, décembre 2009.

93. M. F. KHAMIS, « *Modélisation et évaluation non destructive du soudage de l'aluminium 2017A par friction malaxage et comportement en fatigue des joints soudés* », Thèse de magister, EMP, 2014.
94. Y. DEMMOUCHE, « *Étude du comportement en fatigue d'assemblages soudés par FSW pour applications aéronautiques* », Thèse de Doctorat, l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, Décembre 2012.
95. O. MMOUNI, R Badji, M Hadji, A Kouadri-David ,H Rachid, N Chekroun. *Numerical Simulation of Temperature Distribution and Material Flow During Friction Stir Welding 2017A Aluminum Alloys MATEC Web of Conferences NUMIFORM 2016*, 80, DOI: 10.1051/matecconf/20168012002, 2016.
96. O. Mimouni et al. *Microstructure and Mechanical Behavior of Friction-Stir-Welded 2017A-T451 Aluminum Alloy Trans Indian Inst Met* <https://doi.org/10.1007/s12666-019-01663-7>, 2019.
97. L. HAMMOUCHE, « *Contribution à l'étude de l'amorçage et de la propagation des fissures en fatigue dans les alliages d'Aluminium de la série 2000* », Thèse de Doctorat, Ecole Militaire Polytechnique, Mai 2015.
98. Biswas A, Siegel D J, Wolverton C, and Seidman D N, *Acta Mater* 59 (2011) 6187.38.
99. Tsao C-S, Huang E-W, Wen M-H, Kuo T-Y, Jeng S-L, Jeng U-S, and Sun Y-S, *J Alloys Compd* 579 (2013) 138.
100. Guerra, M. et al, *Flow patterns during friction stir welding, Materials Characterizations*, v.49, p.95-101, 2003.
101. Abdelghani May. *Etude du comportement cyclique et de l'endommagement par fatigue d'un alliage d'aluminium anisotrope du type 2017A*. Thèse de doctorat. INSA de Rouen; École Militaire Polytechnique (Alger), 2013.
102. O Mimouni, Riad Badji, Mohamed Hadji, and Afia Kouadri-Henni, *Finite volume modeling of laser assisted friction stir welding of 2017A-T451 aluminum alloy for enhanced sustainability of welded joints Citation: AIP Conference Proceedings* 1769, 100014 (2016); doi: 10.1063/1.4963508 View online: <http://dx.doi.org/10.1063/1.4963508>

APPENDICE A

Analyse chimique du matériau d'étude 2017A.

Sample	: 2017A						
Operator							
Comment	: Vacuum						
Group	: Al Alloy-CC						
Date	: 2014-11-19 13:51:15						
Measurement Condition							

Instrument:	800HS2	Atmosphere:	Vac.	Collimator:	10 (mm)	Spin:	Off

Analyte	TG kV	uA	FI	Acq. (keV)	Anal. (keV)	Time (sec)	DT (%)

Na	Rh 15	146-Auto	----	0 - 20	0.84- 1.24	Live- 300	26
Mg	Rh 15	146-Auto	----	0 - 20	1.05- 1.45	Live- 300	26
Si	Rh 15	146-Auto	----	0 - 20	1.54- 1.94	Live- 300	26
P	Rh 15	146-Auto	----	0 - 20	1.81- 2.21	Live- 300	26
Ca	Rh 15	146-Auto	----	0 - 20	3.49- 3.89	Live- 300	26
Ti	Rh 50	16-Auto	----	0 - 40	4.30- 4.70	Live- 300	24
V	Rh 50	16-Auto	----	0 - 40	4.74- 5.14	Live- 300	24
Cr	Rh 50	16-Auto	----	0 - 40	5.22- 5.62	Live- 300	24
Mn	Rh 50	16-Auto	----	0 - 40	5.70- 6.10	Live- 300	24
Fe	Rh 50	16-Auto	----	0 - 40	6.20- 6.60	Live- 300	24
Ni	Rh 50	16-Auto	----	0 - 40	7.28- 7.68	Live- 300	24
Cu	Rh 50	16-Auto	----	0 - 40	7.84- 8.24	Live- 300	24
Zn	Rh 50	16-Auto	----	0 - 40	8.44- 8.84	Live- 300	24
Sr	Rh 50	16-Auto	----	0 - 40	13.94-14.34	Live- 300	24
Sn	Rh 50	16-Auto	----	0 - 40	24.70-25.70	Live- 300	24
Pb	Rh 50	16-Auto	----	0 - 40	12.42-12.82	Live- 300	24
Quantitative Result							

Analyte	Result	(Std.Dev.)	Proc.-Calc.	Line	Int. (cps/uA)		

Si	0.990 %	(1.154)	Quan-EC	SiKa	0.0000		
Fe	0.245 %	(0.006)	Quan-EC	FeKa	5.1012		
Cu	3.239 %	(0.007)	Quan-EC	CuKa	72.5187		
Mn	0.513 %	(0.003)	Quan-EC	MnKa	5.7894		
Mg	0.749 %	(0.022)	Quan-EC	MgKa	0.4389		
Zn	0.283 %	(0.003)	Quan-EC	ZnKa	1.9232		
Ni	-0.022 %	(0.001)	Quan-EC	NiKa	0.0591		
Cr	0.045 %	(0.005)	Quan-EC	CrKa	0.3314		
Pb	0.012 %	(0.002)	Quan-EC	PbLb1	0.1295		
Sn	-0.002 %	(0.002)	Quan-EC	SnKa	0.2051		
Ti	0.036 %	(0.009)	Quan-EC	TiKa	0.1251		
Ca	0.000 %	(0.000)	Quan-EC	CaKa	0.0000		
Na	0.003 %	(0.001)	Quan-EC	NaKa	0.0378		
P	0.001 %	(-0.000)	Quan-EC	P Ka	0.0258		
Sr	0.001 %	(0.001)	Quan-EC	SrKa	0.0427		
V	0.003 %	(0.004)	Quan-EC	V Ka	0.0492		
Al	93.905 %	(-----)	Balance	-----	-----		

- Micrographie électronique de l'alliage 2017A.

La plupart des alliages d'aluminium utilisés dans les structures aéronautiques sont des alliages à durcissement structural, comme ceux de la série 2000. Les caractéristiques mécaniques des alliages de la série 2000 sont accrues en raison de la fine précipitation d'une seconde phase. Ce type d'alliage est donc constitué d'une matrice, qui correspond à une solution solide de cuivre dans l'aluminium. La morphologie de la précipitation ainsi que les proportions respectives des différentes phases susceptibles d'être observées varient selon le mode de refroidissement de l'alliage. Dans le cas d'un refroidissement lent, les précipités de phase θ - Al_2CuMg sont espacés. Dans le cas d'un refroidissement rapide, ils sont fins et très rapprochés.

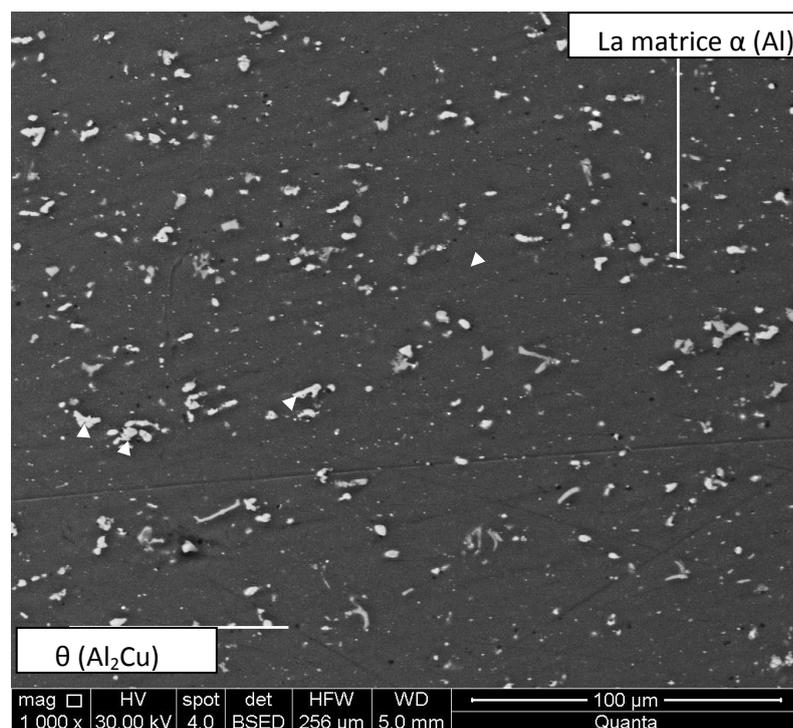


Figure B1 : Micrographie électronique de l'alliage 2017A (G : 1000 x).

La microscopie électronique de l'alliage 2017A, nous indique que la structure de l'alliage est formée de cristaux d'aluminium en solution solide (noir) avec insertion d' Al_2CuMg (gris clair) et d'autres types de précipités de différentes formes et dimensions.

APPENDICE B

Composition chimique de l'acier utilisé Z38 CDV5.1 pour l'outil FSW.

Sample : Acier 1							
Operator: LAB MAT URD-MA							
Comment : Quantitative, EC, 10mm, VAC							
Group : LOW ALLOY STEEL 10mm							
Date : 2014-01-22 12:09:28							
Measurement Condition							

Instrument: 800HS2 Atmosphere: Vac. Collimator: 10 (mm) Spin: Off							

Analyte	TG kV	uA	FI	Acq. (keV)	Anal. (keV)	Time (sec)	DT (%)
C	Rh 15	46-Auto	----	0 - 20	0.08- 0.48	Live- 100	25
Si	Rh 15	46-Auto	----	0 - 20	1.54- 1.94	Live- 100	25
V	Rh 50	6-Auto	----	0 - 40	4.74- 5.14	Live- 100	24
Cr	Rh 50	6-Auto	----	0 - 40	5.22- 5.62	Live- 100	24
Mn	Rh 50	6-Auto	----	0 - 40	5.70- 6.10	Live- 100	24
Ni	Rh 50	6-Auto	----	0 - 40	7.28- 7.68	Live- 100	24
Cu	Rh 50	6-Auto	----	0 - 40	7.84- 8.24	Live- 100	24
Mo	Rh 50	6-Auto	----	0 - 40	17.24-17.64	Live- 100	24
Quantitative Result							

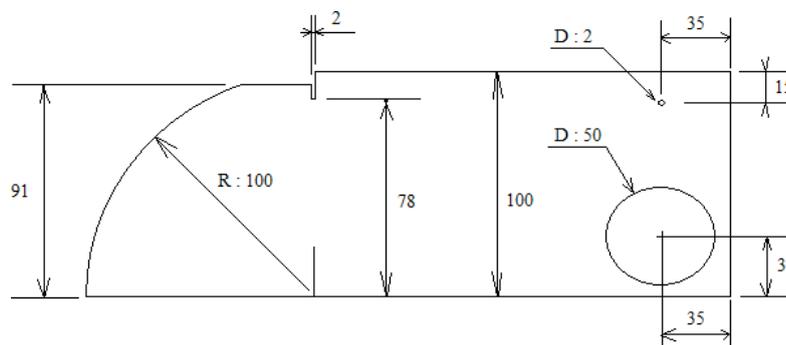
Analyte	Result	(Std.Dev.)	Proc.-Calc.	Line	Int. (cps/uA)		
C	0.393 %	(-0.010)	Quan-EC	C Ka	0.0000		
Si	0.110 %	(0.030)	Quan-EC	SiKa	0.5204		
V	0.293 %	(0.017)	Quan-EC	V Ka	1.7483		
Cr	4.567 %	(0.028)	Quan-EC	CrKa	60.8515		
Mn	0.926 %	(0.037)	Quan-EC	MnKa	8.0119		
Fe	92.054 %	(-----)	Balance	-----	-----		
Ni	0.165 %	(0.224)	Quan-EC	NiKa	0.0000		
Cu	0.076 %	(0.009)	Quan-EC	CuKa	0.2408		
Mo	1.016 %	(0.020)	Quan-EC	MoKa	0.2876		

APPENDICE C

Etalonnage et vérification des matériels de contrôle

- Réglage de l'échelle horizontale (balayage)

Le balayage est réglé de manière à obtenir l'écartement maximal entre l'impulsion de départ et les échos éventuels les plus éloignés, pour l'étalonnage, seules les distances entre échos multiples correspondant à des réflecteurs distants d'une valeur connue (distance par rapport au fond) peuvent être utilisées. La méthode la plus courante de réglage de l'échelle utilise l'épaisseur 91 mm du bloc d'étalonnage (la norme NF A 09-310 prévoit deux blocs V1 et V2) pour le calibrage en ondes longitudinales et l'épaisseur de 50 mm en ondes transversales. Cela permet de faire correspondre l'écart entre



deux échos multiples à l'échelle choisie.

Figure D1. Modèle de bloc d'étalonnage (bloc d'étalonnage V1 de la norme EN 12223).

- Vérification du point d'émergence et de l'angle de réfraction

Il s'agit de déterminer l'endroit exact où l'écho réfléchi par la surface cylindrique à une amplitude maximale. Le point d'émergence est repéré sur l'un des côtés du traducteur en face de la rainure matérialisée sur le bloc.

APPENDICE D

Valeurs de Microdureté Hv_{500g} mesurée sur des échantillons soudés de 6 mm d'épaisseur

		Echantillons 6 mm								
		950 tr/min			1050 tr/min			1250 tr/min		
		1/4 E	1/2 E	3/4 E	1/4 E	1/2 E	3/4 E	1/4 E	1/2 E	3/4 E
RS	-28	138	140	142	141	139,4	140,8	140,2	140	140
	-27	138	141	139	139,8	140	139,5	138	141	139
	-26	137	138	139	140	140	138	138	141	138
	-25	135	139,8	140	140,1	137	138	139,9	142,1	139,7
	-24	119,2	124	124	137,9	135,4	135	131,8	132,6	122,5
	-23	115	117	116	132	124,5	133	122	116	111
	-22	114	105	110	132	122	126,8	120	101,8	102,3
	-21	108	101	105	120,1	117,3	118,3	111,4	83,5	82,9
	-20	102	97,5	92,7	115,8	112	111	93,7	82,7	86,1
	-19	96,3	98,8	99,6	111,7	106	110	86,8	81,9	85,1
	-18	93,7	86,3	87,2	108	96,8	105	83,5	87,6	80
	-17	88,5	86,1	83,1	95,8	91,6	98,8	89,3	89,1	84,5
	-16	84,5	84,9	88	93	88	90,9	91,3	87,6	87,2
	-15	83,5	86,1	86,1	87,4	84,1	90,7	87	93,7	88,9
	-14	88,5	88,3	85,9	86,3	84,3	88	93,7	95,8	93
	-13	92,7	91,6	90,4	88,3	84,5	87,2	102	104	97,5
	-12	99,1	97,8	97	91,3	88	83,7	113	114	105
	-11	108	107	99,3	104	102	88,5	124	117	116
	-10	112	115	108	114	109	93,4	118	114	119
	-9	111	120	114	117	122	104	122	118	124
	-8	122	127	118	118	122	117	130	126	121
	-7	121	116	118	118	118	120	125	124	120
	-6	121	122	120	124	116	119	120	124	121
-5	127	122	121	119	116	121	121	126	124	
-4	127	122	120	120	122	116	129	124	131	
-3	122	131	126	121	126	120	131	131	128	
-2	131	127	128	127	125	120	132	131	128	
-1	129	128	128	126	125	125	122	129	135	
	0	135	134	125	130	121	121	129	130	132
AS	1	128	129	122	129	124	122	131	131	136
	2	132	130	116	127	123	117	130	130	124
	3	125	129	124	119	125	118	127	125	123
	4	132	126	129	124	117	118	128	119	119
	5	130	125	127	126	118	116	135	120	120

6	125	123	119	127	117	120	121	116	115
7	122	120	117	120	118	111	122	108	104
8	121	123	99,6	121	106	101	118	108	96,1
9	124	107	102	118	100	89,8	120	100	93,7
10	120	97,8	99,1	116	89,6	88,7	107	89,3	90,2
11	99,1	95,1	91,3	99,3	86,3	87,4	94,1	90,9	89,1
12	90,4	90,9	86,1	93,2	87	87	89,8	87,4	87
13	85,9	85,3	86,6	87	86,3	83,7	87	90,9	85,5
14	85,7	86,3	84,7	90	92,7	93	87,4	87,4	86,1
15	90,9	86,6	85,5	88	95,1	84,9	82,9	80	84,5
16	91	90,4	86,8	98,8	96,1	95,3	86,6	84,1	87
17	91,3	90,4	85,7	103	109	105	90	90,2	88,9
18	95,8	93,7	97,5	110	115	111	88,3	88,7	92,7
19	105	103	100	114	111	109	84,5	95,3	100
20	110	104,3	111	122	119	121	88,9	106	99,3
21	113	109,8	114	125	125	122	95,6	117,9	109
22	119	115	117	126	131	128	98,3	128	114
23	127,3	128,4	122	133	137	134	103	135	125
24	138,9	139	137,5	138,9	139,1	140,6	120,8	137	133
25	138	139	137	137	139	139	139	140	138
26	140	140,7	141,3	141	140,1	141	140	139,5	140,8
27	139	141	139	140	140,3	139	140	142	139

APPENDICE E

- Mesure des vitesses des Ondes longitudinales dans le joint de soudure

On prend 3 points de mesure

Point	Épaisseurs (mm)	Temps de vol (μ s)	Vitesse de propagation des ondes longitudinale (m/s)
1	5.547	1.728	6420.14
2	5.533	1.720	6433.72
3	5.496	1.712	6420.56

La vitesse moyenne de propagation des ondes longitudinales dans le joint de soudure :

$$V_{OL} = 6424.81 \text{ m/s}$$

La vitesse de propagation des ondes longitudinales est la même que ce soit sur le matériau de base ou sur le joint de soudure.

- Mesure des vitesses des Ondes transversales dans le joint de soudure

Point	Épaisseurs (mm)	Position du connecteur parallèle à la direction de Laminage		Position du connecteur perpendiculaire à la direction de laminage	
		Temps de vol (μ s)	V_{OT} (m/s)	Temps de vol (μ s)	V_{OT} (m/s)
1	5.547	3.540	3133.90	3.560	3116.30
2	5.533	3.540	3125.99	3.520	3143,75
3	5.496	3.500	3140.57	3.520	3122.73

La vitesse moyenne de propagation des ondes transversale sur le joint de soudure selon la position parallèle à la direction de laminage :

$$V_{OT} = 3133.49 \text{ m/s}$$

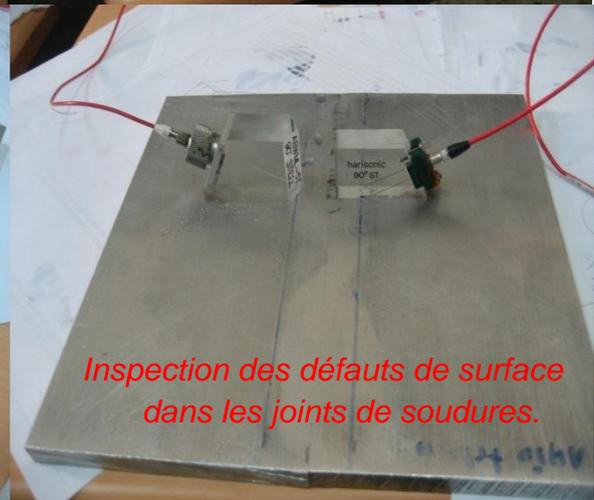
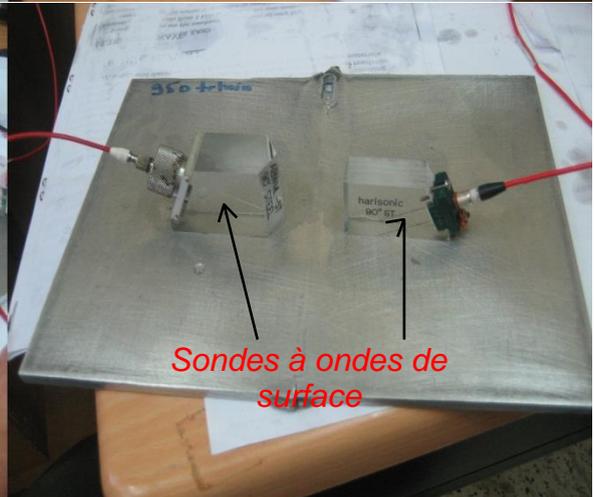
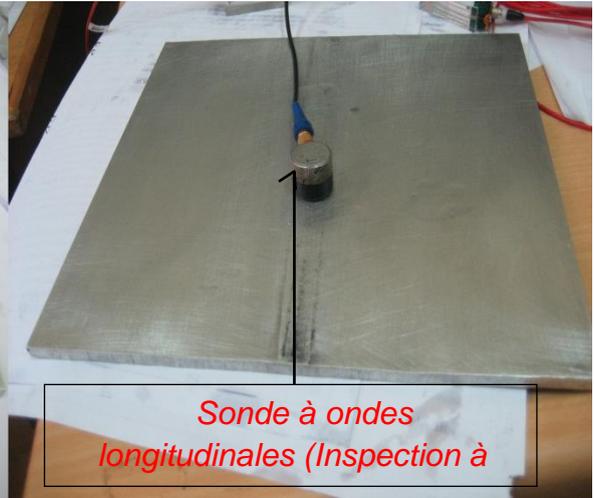
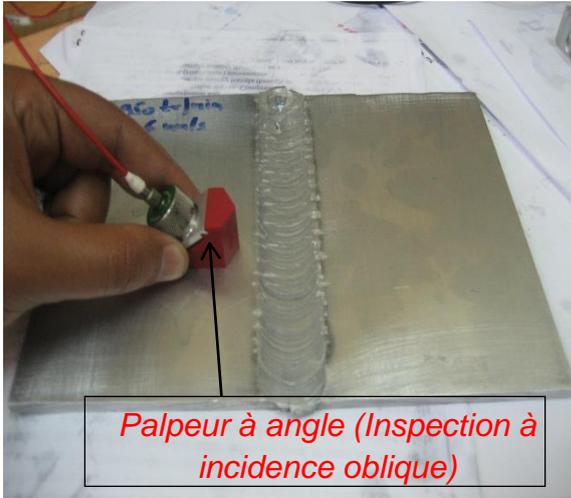
La vitesse moyenne de propagation des ondes transversale sur le joint de soudure selon la position perpendiculaire à la direction de laminage :

$$V_{OT} = 3127.59 \text{ m/s}$$

D'après ces résultats on remarque que les vitesses de propagation des ondes ultrasonore dans l'alliage sein et l'alliage soudés par FSW sont les mêmes ordres de grandeurs.

APPENDICE F

- Exemples d'examen des soudures FSW par ultrasons.



APPENDICE G

Paramètres de réglage du générateur à Rayons X

Abaque utilisé dans le contrôle par Rayons X, les paramètres sont choisis selon le type de matériau et l'épaisseur de l'échantillon à contrôler.

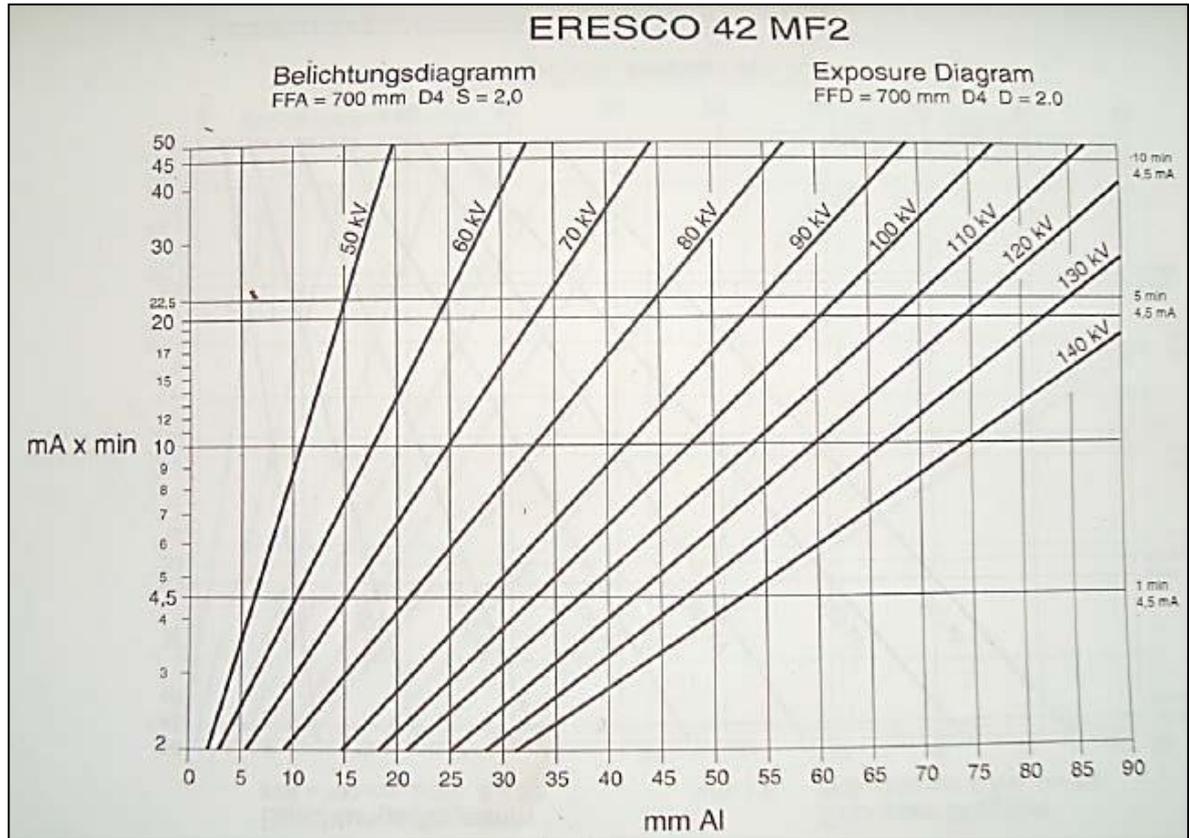
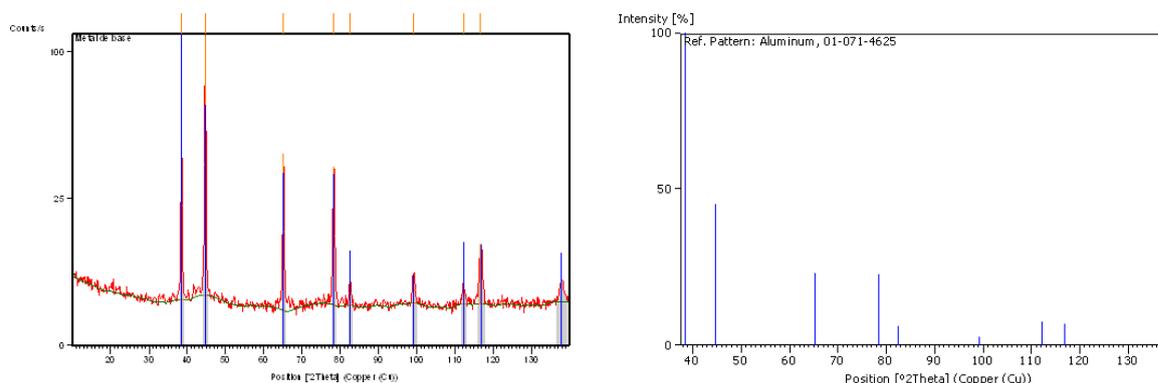


Figure H1. *Abaque utilisé pour le contrôle par Rayons X.*

APPENDICE H

- DRX sur le métal de base



Peak List

Pos. [°2Th.]	Height [cts]	FWHMLeft [°2Th.]	d-spacing [Å]	Rel. Int. [%]
38.4963	1189.43	0.4428	2.33858	52.82
44.7142	2251.77	0.4428	2.02677	100.00
65.1891	814.65	0.4428	1.43113	36.18
78.3482	689.67	0.4428	1.22046	30.63
82.5002	56.55	0.5904	1.16924	2.51
99.2400	67.01	0.7380	1.01204	2.98
112.2570	39.84	0.8856	0.92852	1.77
116.7425	191.32	0.7380	0.90543	8.50

Pattern List

Visible	Ref.Code	Score	Compound Name	Displ. [°2Th]	Scale
Fac.	Chem. Formula				
*	01-071-4625	82	Aluminum	0.000	
0.876	Al				

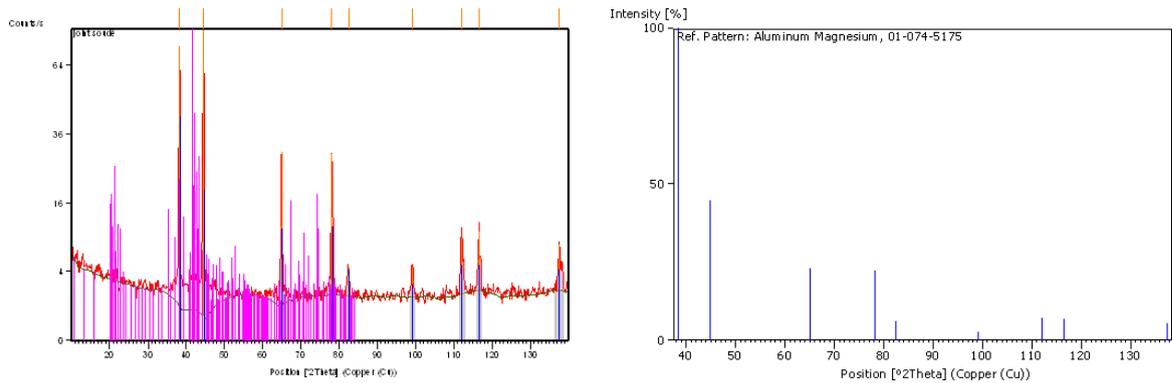
Crystallographic parameters

a (Å):	4.0440
b (Å):	4.0440
c (Å):	4.0440
Alpha (°):	90.0000
Beta (°):	90.0000
Gamma (°):	90.0000

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	1	2.33480	38.528	100.0
2	2	0	0	2.02200	44.786	45.1
3	2	2	0	1.42980	65.197	23.0
4	3	1	1	1.21930	78.360	22.6
5	2	2	2	1.16740	82.576	6.1
6	4	0	0	1.01100	99.267	2.5
7	3	3	1	0.92780	112.248	7.3
8	4	2	0	0.90430	116.820	6.8
9	4	2	2	0.82550	137.857	5.4

- DRX sur le joint soudé



Peak List

Pos. [°2Th.]	Height [cts]	FWHMLeft [°2Th.]	d-spacing [Å]	Rel. Int. [%]
38.2240	1417.70	0.4428	2.35461	87.62
44.4800	1617.93	0.2952	2.03689	100.00
64.9290	567.81	0.4428	1.43623	35.10
78.1205	547.65	0.4428	1.22344	33.85
82.3901	55.62	0.5904	1.17053	3.44
99.1638	59.37	0.4428	1.01261	3.67
112.1130	134.65	0.8856	0.92930	8.32
116.5160	155.70	0.5904	0.90653	9.62
137.5027	114.25	0.4428	0.82717	7.06

Pattern List

Visible	Ref.Code	Score	Compound Name	Displ. [°2Th]	Scale
Fac.	Chem. Formula				
*	01-074-5175	41	Aluminum Magnesium	0.000	
0.438	(Al0.985 Cu0.005 ..				

Crystallographic parameters

a (Å):	4.0510
b (Å):	4.0510
c (Å):	4.0510
Alpha (°):	90.0000
Beta (°):	90.0000
Gamma (°):	90.0000

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	1	2.33880	38.459	100.0
2	2	0	0	2.02550	44.705	44.8
3	2	2	0	1.43220	65.074	23.0
4	3	1	1	1.22140	78.199	22.6
5	2	2	2	1.16940	82.404	6.2
6	4	0	0	1.01280	99.028	2.5
7	3	3	1	0.92940	111.954	7.3
8	4	2	0	0.90580	116.512	6.7
9	4	2	2	0.82690	137.356	5.3

