

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
École Nationale Polytechnique



Département du génie mécanique
Mémoire de projet de fin d'études
en vue de l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en génie mécanique

Étude de la Résistance à la Rupture sur un Alliage d'Aluminium Aéronautique Soudé Par Friction Malaxage FSW

Réalisé par :

Hadil MESSIKH

Présenté et Soutenu publiquement le 04/10/2021 devant le jury composé de :

Président	M.L.DJEGHLAL	Professeur	ENP
Examineur	Y. BELKACEMI	Maître de Conférences	ENP
Encadrants	O. MIMOUNI	Chargé de Recherche	CRD-FA
	H. SEDJAL	Maître Assistant	ENP
Invité	H. SALHI	Chargé de Recherche	CRD-FA

ENP 2021

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
École Nationale Polytechnique



Département du génie mécanique
Mémoire de projet de fin d'études
en vue de l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en génie mécanique

Étude de la Résistance à la Rupture sur un Alliage d'Aluminium Aéronautique Soudé Par Friction Malaxage FSW

Réalisé par :

Hadil MESSIKH

Présenté et Soutenu publiquement le 04/10/2021 devant le jury composé de :

Président	M.L.DJEGHLAL	Professeur	ENP
Examineur	Y. BELKACEMI	Maître de Conférences	ENP
Encadrants	O. MIMOUNI	Chargé de Recherche	CRD-FA
	H. SEDJAL	Maître Assistant	ENP
Invité	H. SALHI	Chargé de Recherche	CRD-FA

ENP 2021

*A mes très chers parents
A ma soeur Khawla et mon frère Bassem
A ma grande famille
A tous ceux qui me sont chers*

Remerciements

Ma profonde gratitude va aux membres du jury, Mr Mohammed El-Amine DJEGHLAL, Professeur à l'ENP pour sa qualité de président, ainsi que Mr Yacine BELKACEMI, Maître de conférences A et chef de département du génie mécanique de l'ENP et Mr Hichem SALHI, chargé de recherche au Centre de recherche et Développement des forces aériennes qui m'ont fait l'honneur d'examiner mon mémoire. Merci d'avoir accepté de juger mon travail et pour le temps que vous y avez consacré.

Mes remerciements s'adressent particulièrement au Docteur Oussama MIMOUNI, chef du Laboratoire Fatigue et Fiabilité des Structures au niveau du Centre de Recherche et Développement des Forces Aériennes-Dar El Beida pour son encadrement de qualité, sa motivation professionnelle, ses conseils et critiques constructives, ses corrections, sa gentillesse et sa patience ainsi pour le temps qu'il a consacré à la réalisation de ce travail.

J'adresse aussi mes remerciements à Monsieur Hamid SEDJAL, enseignant à l'École Nationale Polytechnique de m'avoir co-encadré et pour sa disponibilité durant la préparation de ce travail.

Je tiens à exprimer ma très grande gratitude, et ma profonde affection à MENASRIA Mourad pour son encouragement et son grand soutien durant mes cinq années d'études à l'école polytechnique.

Je remercie également Monsieur ZOUAOUI Abdelkader, BEZAA Hamza et LAKHDARI Mahfoud pour leurs aide pratique et soutien moral et leurs encouragements.

Mes vifs remerciements s'adressent aussi à Monsieur le directeur du centre de recherche CRD-FA, Mr Rabah MEDJAHED, de m'avoir donné l'opportunité de travailler au sein de son équipe.

Je remercie enfin tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce projet, plus particulièrement ceux qui partagent leurs savoir, expérience et travaux, gratuitement sur internet, au profit de la science.

ملخص

يعد التلحيم بالمزج الاحتكاكي عملية تلحيم و دمج سبائك في الحالة الصلبة و يستخدم الحرارة الناتجة عن أداة دوارة لدمج المواد. تستخدم هذه العملية بشكل أساسي في صناعة الطيران باستعمال سبائك الألومنيوم . تهدف هذه الدراسة إلى تسليط الضوء على العلاقة بين البنية المجهرية لمفصل التلحيم من الألمنيوم 2017A الملحوم ب FSW و خصائصه الميكانيكية من خلال اختبارات الشد و الصلادة الدقيقة . تم تخصيص جزء مهم لدراسة الكسر الناتج عن الإجهاد عن طريق تحديد سرعات انتشار الشقوق في كل منطقة من المفصل. جزء أخير يتعلق بنمذجة ظاهرة انتشار الشقوق في ANSYS و ذلك باستعمال أحدث تكنولوجياته ANSYS SMART .

الكلمات المفتاحية

التلحيم بالمزج الاحتكاكي، انتشار الشقوق، الاجهاد، ANSYS SMART ، إنكسار.

Abstract

Friction stir welding (FSW) is a solid state joining process that uses the frictional heat generated by a rotating tool to join materials. This process is primarily used in the aerospace industry to join aluminum alloys. This study aims to highlight the relationship between the microstructure of a 2017A aluminum joint welded by FSW and its mechanical properties through experimental tensile tests with two local and global approaches as well as microhardness. A large part is dedicated to the study of the fracture toughness of the welded joint by quantifying the crack propagation velocities in each zone of the joint. A last part which concerns the modeling of the crack propagation phenomenon on Ansys Mechanical using its recent SMART remeshing technology. .

Keywords FSW, Crack propagation, Fatigue, Ansys SMART, Fracture

Résumé

Le soudage par friction-malaxage (FSW) est un procédé d'assemblage à l'état solide qui utilise la chaleur de friction générée par un outil rotatif pour assembler des matériaux. Ce procédé est principalement utilisé dans l'industrie aéronautique pour assembler des alliages d'aluminium. Cette présente étude à pour objet de mettre en évidence les relations entre la microstructure d'un joint d'aluminium 2017A soudé par FSW et ses propriétés mécaniques à travers des essais expérimentaux de traction avec deux approches locale et globale ainsi que la microdureté. Une grande partie est dédiée à l'étude de la résistance à la rupture du joint soudé en quantifiant les vitesses de propagation de fissure dans chaque zone du joint. Une dernière partie qui concerne la modélisation du phénomène de propagation de fissure sur Ansys Mechanical en utilisant sa technologie récente de remaillage SMART.

Mots-Clés FSW, propagation de fissure, Fatigue, Ansys SMART, Rupture.

Table des matières

Table des figures

Liste des tableaux

Liste des Abréviations

Liste des Symboles

Introduction Générale	15
Objectifs et organisation du mémoire	16
1 Partie bibliographique	17
1.1 Aperçu sur les alliages d'aluminium	18
1.1.1 L'aluminium pur	19
1.1.2 Les éléments d'addition	19
1.1.3 Classification des alliages d'aluminium	21
1.1.4 Les mécanismes de durcissement des alliages d'aluminium	24
1.1.5 Classification des alliages corroyés	25
1.1.6 Les alliages de la série 2xxx	27
1.1.7 Traitements thermiques et les alliages d'aluminium traités	27
1.2 Friction Stir Welding FSW	31
1.2.1 Le principe de FSW	31
1.2.2 Les phases de soudage FSW	33
1.2.3 Les paramètres de soudage	33

1.2.4	Application FSW	35
1.2.5	La microstructure	36
1.2.6	Le rapport des vitesses et la microstructure	37
1.2.7	Evolutions microstructurales et le FSW	38
1.3	Tenue mécanique des assemblages FSW	41
1.3.1	La microdureté	41
1.3.2	La traction	43
1.3.3	Tenue en fatigue des joints de soudure	43
1.3.4	L'importance des joints soudés et leur comportement en fatigue	44
1.4	La propagation des fissures dans les joints soudés FSW	46
1.4.1	Aperçu sur la mécanique de la rupture	46
1.4.2	Propagation de fissure	49
1.5	Modélisation de la propagation de fissure	55
1.5.1	Les méthodes numériques pour la simulation du phénomène de fissuration	55
1.5.2	Logiciels utilisés pour la simulation de la rupture en fatigue	58
1.6	Conclusion	59
2	Partie Expérimentale	60
2.1	Matériau, outil et machine de soudage	61
2.1.1	Matériau	61
2.1.2	Outil	62
2.1.3	Machine de soudage	62
2.2	Protocole de soudage FSW	64
2.2.1	Préparation des plaques à souder et de la machine	64
2.2.2	Les principales étapes lors de soudage	65
2.3	Contrôle de la qualité des soudures	67
2.3.1	Contrôle visuel	67
2.3.2	Contrôle par Radiographie X	67
2.3.3	Contrôle par ultrasons	68
2.4	Analyses microstructurales	70
2.4.1	Préparation des échantillons	70

2.4.2	Macroscopie optique	71
2.4.3	Microscopie optique	71
2.5	Caractérisation des soudures	72
2.5.1	Essai de microdureté	72
2.5.2	Essai de traction	73
2.5.3	Essai de fissuration	76
2.6	Simulation et analyse numérique	83
2.6.1	Configuration et exécution de la simulation Ansys SMART	83
2.7	Conclusion	86
3	Résultats, discussion et interprétation	87
3.1	Résultats du soudage de l'alliage 2017A par FSW	88
3.2	Analyse des défauts et contrôle des soudures	88
3.2.1	Défauts identifiés par le contrôle visuel	88
3.2.2	Défauts identifiés par la radiographie	91
3.2.3	Défauts identifiés par les ultrasons	93
3.3	Métallographie du joint de soudure	95
3.3.1	La macroscopie	95
3.3.2	La micrographie	96
3.4	Résultats des essais mécaniques	98
3.4.1	La microdureté	98
3.4.2	La traction	101
3.4.3	Essai de fissuration	104
3.5	Résultats de la modélisation numérique	115
3.5.1	Visualisation de la déformation	115
3.5.2	Résultats de la déformation élasto-plastique :	116
	Conclusion Générale	119
	Perspectives	121
	Bibliographie	122

Table des figures

1.1	Structure cristalline cubique face centrée.	19
1.2	Les traitements thermiques pour un alliage d'aluminium.	28
1.3	Les différentes configurations d'un joint soudé FSW.	31
1.4	Le principe du procédé du soudage FSW. [26]	32
1.5	L'asymétrie du procédé FSW avec les deux cotés AS et RS.	32
1.6	Les phases de soudage FSW. [62]	33
1.7	Illustration de l'angle d'inclinaison de l'outil.[6]	34
1.8	L'application de FSW sur un panneau de fuselage.	35
1.9	Les applications potentielles de FSW sur le fuselage.	35
1.10	Les applications potentielles de FSW sur la pointe d'un avion.	35
1.11	Les différentes zones dans un joint soudé FSW. [61]	36
1.12	L'évolution de la microstructure du joint avec la vitesse de rotation. [35]	38
1.13	Les différents phénomènes associés aux différentes zones. [65]	40
1.14	Cartographie de la microdureté le long du joint FSW. [49]	41
1.15	(A) Diagramme de phase Al-Cu montrant différentes phases et les températures de dissolution dans les différentes zones de d'un joint soudé FSW, (B) Température mesurée expérimentalement à différentes zones dans le joint FSW. [49]	42
1.16	La rupture du joint dans la ZAT. [21]	43
1.17	Les trois modes de rupture.[36]	48
1.18	Courbe de propagation de fissure.[1]	49
1.19	La vitesse de propagation de fissure. [1]	52
1.20	Les formes de la zone plastique. [27]	54
1.21	La méthode de relâchement des noeuds.[56]	56

1.22	Le phénomène d'enrichissement par XFEM. [52]	57
1.23	Le phénomène de ramassage en rupture. [4]	57
2.1	Plaques d'aluminium 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur préparées pour le soudage par FSW.	61
2.2	Conception de l'outil de soudage. [54]	62
2.3	La fraiseuse utilisée pour le soudage.	63
2.4	La fixation des plaques.	65
2.5	Le chemin de l'outil de soudage.	65
2.6	Réglage de la vitesse.	65
2.7	Étape de soudage	66
2.8	Joint soudé par FSW.	66
2.9	Dispositif utilisé pour la Radiographie X.	68
2.10	Dispositif utilisé pour le contrôle des ultrasons par immersion.	69
2.11	Microscope optique de type Olympus BX51.	71
2.12	Microduromètre HWDM-1.	73
2.13	Schéma illustrant le prélèvement des macro-éprouvettes par rapport au joint de soudure.	74
2.14	Schéma illustrant le prélèvement des micro-éprouvettes des différentes zones.	74
2.15	Les micro-éprouvettes de traction.	75
2.16	La machine WOLPERT-AMSLER ZZ220 utilisée pour les essais de traction.	75
2.17	Configuration des éprouvettes CT suivant la norme ASTM E399. [17]	76
2.18	Schéma illustrant le prélèvement des éprouvettes CT suivant l'entaille dans les différentes zones	77
2.19	Schéma illustrant la partition dans chaque éprouvette suivant la position de l'entaille (a) MB, (b) Noyau, (c) ZAT AS, (d) ZAT RS, (e) ZATM RS, (f) ZATM AS.	77
2.20	Éprouvettes CT-50 utilisées pour le test sur différentes zones.	78
2.21	Machine de fatigue MTS series 809.	79
2.22	L'emplacement de l'extensomètre sur l'éprouvette.	79
2.23	Interface de contrôle de la machine MTS 809.	80
2.24	La configuration de chargement cyclique appliquée sur une éprouvette CT-50. [19]	81

2.25	Courbe de WÖHLER pour le MB et le joint soudé. [54]	81
2.26	Les étapes de la modélisation.	83
2.27	Les propriétés de l'alliage d'aluminium 2017A.	84
2.28	La géométrie de l'éprouvette.	84
2.29	Le maillage du modèle avec un raffinement sur l'entaille.	85
2.30	Définition de la position de la fissure.	86
2.31	Détails de la propagation de fissure SMART.	86
3.1	Plaques d'aluminium 2017A-T451 de 6mm d'épaisseur soudées par FSW.	88
3.2	Le Ribon flash ou bavures excessives.	89
3.3	Défaut de manque de pénétration de l'outil.	89
3.4	Le défaut de manque de marquage.	90
3.5	Le défaut de type écailles de surface.	90
3.6	Le défaut des rainures de surface.	90
3.7	Le défaut tunnel identifié par la radiographie.	91
3.8	Coupe transversale d'un cordon avec un défaut tunnel.[69]	92
3.9	Radiographie d'un cordon de soudure exempt de défauts.	92
3.10	Détection des défauts avec les signaux ultra-sonores.	93
3.11	Image C-scan identifiant un défaut tunnel.	94
3.12	Macrographie du joint soudé.	95
3.13	Microstructure dans le métal de base 2017A-T451.	96
3.14	Micrographie des zones de joint soudé par FSW :(a) Noyau, (b) ZAT AS, (c) ZAT RS, (d) Transition Noyau-ZATM AS, (e) ZATM AS, (f) ZATM RS.	97
3.15	Cartographie de microdureté du joint soudé.	98
3.16	Thermogramme du métal de base de l'alliage étudié 2017A-T451. [54]	99
3.17	Rupture hors joints de soudure.	101
3.18	Courbes Contraintes-Déformation des macro-éprouvettes.	102
3.19	Comportement local de différentes zones du joint soudé.	103
3.20	La propagation de la fissure dans l'éprouvette CT-50.	104
3.21	La rupture de l'éprouvette.	105
3.22	La propagation de fissure dans les différentes zones du joint soudé.	106

3.23	L'interpolation par les moindres carrés du nuage de point.	107
3.24	Les vitesses de propagation de fissures pour chaque zone.	108
3.25	Les contraintes résiduelles :(a) longitudinales, (b) transversales, (c) de Von Mises. [24]	109
3.26	L'évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction de ΔK avec une régression linéaire.	110
3.27	Les formes des zones plastiques pour une contrainte plane et une déformation plane.	111
3.28	Les zones plastiques dans les différentes zones	112
3.29	La courbe de traction locale du joint soudé	113
3.30	La distribution de température dans le plan lors du soudage FSW [22]	113
3.31	L'évolution du rayon de la zone plastique avec la fissure dans les zones de joint soudé	114
3.32	Evolution de la fissure suivant une : déformation totale (gauche), déformation directionnelle suivant x (droite).	115
3.33	La forme de la zone plastique en contrainte plane.	116
3.34	La forme de la zone plastique en déformation plane.	116
3.35	Visualisation de l'évolution de la taille de la zone plastique en contrainte plane dans le métal de base.	117
3.36	Comparaison de la taille de la zone plastique en contrainte plane pour des longueurs de fissure différentes.	118

Liste des tableaux

1.1	Désignation des alliages de fonderie.[63]	23
1.2	Définitions des principaux traitements thermiques.	29
1.3	Composition chimique de l'alliage 2017A.	29
2.1	Composition chimique du 2017A-T451 déterminée par le spectromètre. . . .	62
2.2	Dimensions de l'outil de soudage FSW. [54]	62
2.3	Les paramètres de soudage.	64
2.4	Les paramètres géométriques de l'éprouvette CT.	76
2.5	Le chargement cyclique des zones du joint.	82
3.1	Récapitulatif de la taille approximative des zones du joint soudé par FSW sur l'alliage 2017A-T451 de 6mm d'épaisseur	95
3.2	Les fractions relatives des phases dans le joint. [54]	100
3.3	Propriétés mécaniques globales moyennes du MB et joint de soudure.	101
3.4	Propriétés mécaniques locales du MB ainsi que les différentes zones.	103
3.5	Les résultats de l'essai de fissuration dans les différentes zones.	105
3.6	Les coefficients de Paris pour les différentes zones.	110

Liste des Abréviations

AS : Advancing Side

CND : Contrôle non destructif

CT : Compact Tension specimen

DSC : Differential Scanning Calorimetry

FSW : Friction Stir Welding

GP : Guinier-Preston

HV : Hardness Vickers

MB : Métal de Base

MEB : Microscope électronique à Balayage

NS : Noyau de Soudure

RS : Retreating Side

TIG : Tungsten Inert Gas

TWI : The Welding Institute

ZAT : Zone Affectée Thermiquement

ZATM : Zone Affectée Thermo-Mécaniquement

Liste des Symboles

r_p : Le rayon de la zone plastique

α : Angle d'inclinaison

σ_e : La limite élastique

σ_r : La limite à la rupture

a : La longueur de fissure

w : La largeur de l'éprouvette CT

B : L'épaisseur de l'éprouvette CT

h : La hauteur d'encoche

a_0 : La longueur d'encoche

K : Le facteur d'intensité de contraintes

ΔK : La plage de facteur d'intensité de contraintes

ν : Le coefficient de Poisson

Introduction Générale

Dans le domaine des matériaux métalliques, les techniques d'assemblage par soudage présentent de nombreux atouts pour les applications aéronautiques. Elles permettent de réduire voire de supprimer les fixations, les zones de recouvrement et conduisent ainsi à des réductions de masse et de coûts importants.

Les alliages d'aluminium sont une bonne réponse pour obtenir des produits légers, performants tout en présentant une bonne durabilité. Actuellement ces matériaux sont déjà massivement utilisés dans de nombreux domaines. Néanmoins, les procédés de soudage classiques par fusion ne s'appliquent pas à ces alliages, à hautes caractéristiques mécaniques à durcissement structural. Dans ce contexte, le procédé de soudage Friction Stir Welding présente des atouts considérables.

Le FSW est un nouveau procédé de soudage qui présente une alternative très prometteuse pour résoudre une grande partie des problèmes de soudage des alliages d'aluminium., Il permet d'assembler en phase solide tous les alliages d'aluminium, y compris les alliages des séries 2000 et 7000 réputés non soudables, avec de très bonnes caractéristiques mécaniques.

Au sein de la soudure, on distingue plusieurs zones dans lesquelles la microstructure, en termes de tailles et orientations des grains, est contrôlée par les chargements thermique et mécanique que subit le matériau.

Cependant, le Friction Stir Welding présente des inconvénients, car il introduit de très fortes hétérogénéités et modifications dans la microstructure initiale. Cela conduit à un comportement mécanique hétérogène dans chacune des zones les constituants.

Étant la continuité des études de Mimouni et al. [22, 23, 24, 54] qui avait pour but de caractériser les relations microstructure-propriétés mécaniques, ce travail de recherche étudie la résistance à la rupture de l'alliage 2017A-T451 soudé par FSW. En se basant sur ses résultats, nous avons pu caractériser quantitativement et qualitativement la vitesse de propagation de fissure dans les différentes zones du joint de soudure.

Objectifs et organisation du mémoire

L'objectif de cette étude est d'augmenter le capital des connaissances fondamentales sur le procédé de soudage par friction malaxage, par l'étude de la déchirure ductile des matériaux en utilisant les concepts de l'approche locale en mécanique de la rupture. Deux aspects seront abordés : une étude expérimentale et une modélisation numérique.

L'étude est articulée sur les axes suivants :

- Etude bibliographique sur le procédé de soudage par friction malaxage (FSW) ;
- Réalisation d'éprouvettes avec des joints soudés exempts de défauts
- Caractérisation microstructurale de l'hétérogénéité du joint soudé par FSW
- Mettre en évidence le profil de dureté des différentes zones (MB, ZAT, ZATM, NOYAU) du joint de soudure par des essais de microdureté.
- Caractérisation des propriétés mécaniques en traction et en fatigue des joints soudés par FSW.
- Simulation de la propagation des fissures sur des éprouvettes CT.

Ce mémoire est organisé comme suit :

1. Un premier chapitre dédié à l'étude bibliographique :

En premier lieu, on s'est intéressé à des travaux de recherche qui concernent le procédé de soudage par friction malaxage ainsi que l'étude de la tenue mécaniques de ces soudures. Ensuite, on a traité les concepts fondamentaux de la mécanique de la rupture pour l'étude de la propagation de fissure ainsi que la zone plastique qui se forme autour d'une fissure. En dernier lieu, on cite quelques modèles utilisés pour la modélisation du phénomène de fissuration

2. Un deuxième chapitre pour l'étude expérimentale :

On décrit les étapes de soudage ainsi que les méthodes de contrôle, analyse et caractérisation des propriétés mécaniques dans les soudures.

3. Un dernier chapitre pour la discussion et l'interprétation des résultats obtenus.

Chapitre 1

Partie bibliographique

*“Chercher n’est pas une chose
et trouver une autre,
mais le gain de la recherche,
c’est la recherche même.”*

Saint Grégoire de Nysse

Dans ce premier chapitre de notre document, nous faisons l’état de l’art des travaux qui ont été réalisés sur le soudage FSW et qui s’inscrivent dans le contexte de notre étude. On s’intéresse précisément aux alliages d’aluminium à durcissement structural de la série 2000.

1.1 Aperçu sur les alliages d'aluminium

Les propriétés uniques et offertes par l'aluminium et ses alliages font de ce dernier l'un des matériaux métalliques les plus polyvalents, les plus économiques et les plus appropriés pour un large éventail d'utilisations, allant des feuilles d'emballage souples et très ductiles aux applications techniques les plus exigeantes. Les alliages d'aluminium sont les seconds, après les aciers, dans l'utilisation des métaux de construction[57]. Convenablement allié et traité, l'aluminium peut résister à la corrosion par l'eau, le sel et d'autres facteurs environnementaux, ainsi qu'à un large spectre d'autres agents chimiques et physiques. L'aluminium présente généralement une excellente conductivité électrique et thermique, mais des alliages spécifiques ont été développés avec des degrés élevés de résistivité électrique. Ces alliages sont utiles, par exemple, dans les moteurs électriques à couple élevé. L'aluminium est souvent choisi pour sa conductivité électrique, qui est presque deux fois supérieure à celle du cuivre à poids équivalent. Les exigences de haute conductivité et de résistance mécanique peuvent être satisfaites par l'utilisation de câbles de transmission renforcés par de l'acier en aluminium, de longue portée et à haute tension. La conductivité thermique des alliages d'aluminium, d'environ 50 à 60 % de celle du cuivre, est avantageuse dans les échangeurs de chaleur, les évaporateurs, les appareils et les ustensiles chauffés électriquement, les culasses et les radiateurs automobiles.[39]

1.1.1 L'aluminium pur

L'aluminium pur ne présente que peu d'intérêt, car ses propriétés physico-chimiques sont médiocres. Ses alliages, eux, sont des matériaux de choix dans des secteurs comme l'aéronautique et l'automobile. Il possède une structure cristalline cubique à face centrée (CFC) (figure 1.1).

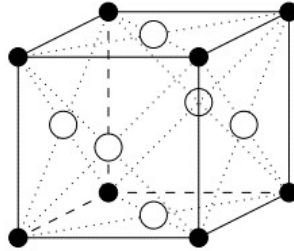


FIGURE 1.1: Structure cristalline cubique face centrée.

Il est caractérisé par [11, 50]

- Masse volumique à 25°C : $\rho=2698.7 \text{ kg/m}^3$;
- Point de fusion : 660°C ;
- Coefficient de dilatation moyen entre 20 et 300°C : $2.55.10^{-5}/^\circ\text{C}$;
- Retrait volumique : 5.6% en cours de solidification ;
- Capacité thermique massique à 20°C : $c = 950 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$;
- Résistivité électrique à 20 °C : $\rho = 2.63\mu\Omega \text{ cm}$.

1.1.2 Les éléments d'addition

De nombreux éléments s'allient à l'aluminium, mais seul un nombre relativement restreint d'entre eux permet d'améliorer la résistance ou la soudabilité.

Les éléments les plus importants sont le silicium, qui augmente la résistance et la fluidité ; le cuivre, qui peut donner une résistance très élevée ; le magnésium, qui améliore à la fois la résistance et la résistance à la corrosion ; le manganèse, qui améliore à la fois la résistance et la ductilité ; et le zinc, qui, en combinaison avec le magnésium et/ou le cuivre, améliore la résistance et aide à récupérer une partie de la résistance perdue lors du soudage.[45]

1.1.2.1 Éléments d'alliage

Les principaux éléments d'alliage sont [14] :

- Le cuivre : augmente considérablement la résistance, permet le durcissement par précipitation, réduit la résistance à la corrosion, la ductilité et la soudabilité ;
- Le silicium : augmente la résistance et la ductilité, en combinaison avec le magnésium, il produit un durcissement par précipitation ;
- Le magnésium : augmente la résistance grâce au renforcement de la solution solide et améliore la maniabilité ;
- Le lithium : augmente considérablement la résistance et le module de Young, assure un durcissement par précipitation et diminue la densité ;
- Le zinc : augmente significativement la résistance, permet le durcissement par précipitation, peut provoquer une corrosion sous contrainte.

Des éléments tels que le nickel, le chrome, le titane, le zirconium et le scandium peuvent être ajoutés en petites quantités pour obtenir des propriétés spécifiques. Le chrome par exemple augmente la résistance à la corrosion sous contrainte, le nickel améliore la résistance à haute température, et le scandium augmente sensiblement la résistance par durcissement par vieillissement.

D'autres éléments, tel que le fer, peuvent également être présents en faibles proportions comme impuretés indésirables. Ces éléments, connus sous le nom d'éléments résiduels, n'ont aucun effet bénéfique sur les propriétés mécaniques et les producteurs d'aluminium tentent de les éliminer de leurs produits.

1.1.3 Classification des alliages d'aluminium

Il est pratique de diviser les alliages d'aluminium en deux catégories principales : les alliages de corroyage et les alliages de fonderie.

Ces alliages sont regroupés par la teneur en éléments significatifs et désignés par quatre chiffres pour les alliages corroyés ou trois pour les alliages de fonderie et par des lettres et des chiffres pour leurs traitements thermiques et mécaniques.

1.1.3.1 Les alliages de corroyage

Pour les alliages de corroyage, un système à quatre chiffres est utilisé pour produire une liste des familles de composition de corroyage comme suit [14, 58] :

1xxx : Composition non alliée contrôlée (pure), utilisée principalement dans les industries électriques et chimiques.

2xxx : Alliages dans lesquels le cuivre est l'élément principal d'alliage, bien que d'autres éléments, notamment le magnésium, puissent être ajoutés. Les alliages de la série 2xxx sont largement utilisés dans l'aéronautique où leur haute résistance (limites d'élasticité aussi élevées que 455 MPa) est privilégiée.

3xxx : Alliages dans lesquels l'élément principal est le manganèse, utilisés comme alliages d'usage général pour les applications architecturales et divers produits.

4xxx : Alliages dans lesquels le silicium est le principal élément d'alliage, utilisés dans les baguettes de soudage et les tôles de brasage.

5xxx : Avec le magnésium comme l'élément principal d'alliage, ces alliages sont utilisés dans les coques de bateaux, les passerelles et autres produits exposés aux environnements marins.

6xxx : Alliages dans lesquels le magnésium et le silicium sont les principaux éléments d'alliage, couramment utilisés pour les extrusions architecturales et les composants automobiles.

7xxx : Alliages dans lesquels le zinc est le principal élément d'alliage (bien que d'autres éléments, tels que le cuivre, le magnésium, le chrome et le zirconium, puissent être spécifiés), utilisés dans les composants structurels des avions et d'autres applications à haute résistance. Les séries 7xxx sont les alliages d'aluminium les plus résistants, avec des limites d'élasticité >500 MPa envisageables.

8xxx : Alliages caractérisant des compositions diverses. Les alliages de la série 8xxx peuvent contenir des quantités appréciables d'étain, de lithium et/ou de fer.

9xxx : Réserve pour une utilisation future.

Caractéristiques des alliages de corroyage :

Il est approprié de noter brièvement à ce stade certaines des caractéristiques de base des alliages d'aluminium corroyés qui en font des candidats souhaitables pour une large gamme d'applications [38].

- **Résistance à la corrosion** : En raison d'un film d'oxyde tenace naturellement présent en surface, de nombreux alliages d'aluminium offrent une résistance exceptionnelle à la corrosion. Les alliages des systèmes 1xxx, 3xxx, 5xxx et 6xxx sont particulièrement favorables à cet égard.
- **Conductivité thermique** : L'aluminium et les alliages d'aluminium sont de bons conducteurs de chaleur, et bien qu'ils fondent à des températures plus basses que les aciers, environ 535 °C. Ils sont plus lents que l'acier à atteindre des températures très élevées en cas d'exposition au feu.
- **Rapport résistance/poids** : La combinaison d'une résistance relativement élevée et d'une faible densité signifie une grande efficacité de résistance pour les alliages d'aluminium de corroyage. Cette caractéristique a conduit à une large utilisation de l'aluminium dans les conteneurs, les avions et les applications automobiles.
- **Ténacité à la rupture et capacité d'absorption d'énergie** : De nombreux alliages d'aluminium sont exceptionnellement résistants et constituent un excellent choix pour les applications critiques où la résistance à la rupture fragile et la croissance instable des fissures sont des impératifs. Les alliages de la série 5xxx, par exemple, sont des choix de premier ordre pour les réservoirs de gaz naturel liquéfié. En outre, des versions spéciales à haute résistance des alliages pour avions, comme les 2124, 7050 et 7475, remplacent les versions standards de ces alliages pour les applications critiques de cloisons.

1.1.3.2 Les alliages de fonderie

Par définition, les alliages de fonderie sont des matériaux utilisés pour la production de pièces moulées de forme, c'est-à-dire des produits en alliage d'aluminium ayant une ou plusieurs formes géométriques complexes. Les alliages d'aluminium de fonderie sont assez répandus et trouvent de plus en plus d'applications dans l'industrie moderne [10, 67].

Selon différentes estimations, jusqu'à 20-30% de tous les produits en aluminium fabriqués dans le monde sont utilisés pour les moulages de forme. Les pièces moulées en aluminium sont également fabriquées par différentes entreprises qui se spécialisent dans des matériaux/-produits finaux autres que l'aluminium (par exemple, General Motors, Ford, etc.).

Ils sont à la base classés en 8 familles, ou séries, que l'on désigne généralement par leurs numéros présentés dans le tableau 1.1

TABLE 1.1: Désignation des alliages de fonderie.[63]

1xx.0	Non allié ; non traitable par la chaleur
2xx.0	Cuivre ; traitable thermiquement
3xx.0	Silicium plus cuivre et/ou magnésium
4xx.0	Silicium
5xx.0	Magnésium ; non traitable thermiquement
6xx.0	Série non utilisée
7xx.0	Zinc ; pouvant être traité thermiquement
8xx.0	Étain ; traitement thermique

Le choix d'un alliage de fonderie par rapport à un autre tend à être déterminé par les capacités relatives de l'alliage à répondre à une ou plusieurs des caractéristiques suivantes [38] :

- Facilité de coulée ;
- Résistance ;
- Qualité de la finition.

1.1.4 Les mécanismes de durcissement des alliages d'aluminium

1.1.4.1 Travail à froid ou écrouissage

Le travail à froid, l'écrouissage ou la déformation est un procédé important utilisé pour augmenter la résistance et/ou la dureté des métaux et alliages qui ne peuvent être renforcés par traitement thermique. Il implique un changement de forme provoqué par l'apport d'énergie mécanique. Au fur et à mesure de la déformation, le métal devient plus résistant mais plus dur et moins ductile ce qui nécessite de plus en plus de puissance pour continuer à déformer le métal.

Lors de la déformation à froid, une ou deux des propriétés de l'objet déformé à froid sont réduites avec une augmentation correspondante de la ou des autres propriétés. Cela produit un allongement des grains du métal dans le sens de l'usinage pour donner une orientation préférentielle des grains et un niveau élevé de contrainte interne. Si un métal travaillé à froid est chauffé, il atteint une température à laquelle les contraintes internes commencent à se relâcher et à se rétablir. Ce processus permet de restaurer la plupart des propriétés physiques du métal non travaillé, mais sans modification observable de la structure du grain du métal ni changement majeur des propriétés mécaniques[37].

À mesure que la température augmente, la recristallisation commence à se produire, les cristaux déformés et travaillés à froid étant remplacés par un nouvel ensemble de cristaux sans déformation, ce qui entraîne une réduction de la résistance et une augmentation de la ductilité. Ce processus aboutit également à une taille de grain fine, peut-être plus fine que la taille de grain du métal avant l'écrouissage. Il est donc possible d'affiner le grain d'un métal en combinant correctement le travail et le traitement thermique. Une fois la recristallisation terminée, on dit que le métal est recuit et que les propriétés mécaniques du métal non travaillé à froid sont rétablies[45].

1.1.4.2 Durcissement par précipitation (vieillissement)

Pour durcir un alliage par précipitation ou par vieillissement, le métal est d'abord chauffé à une température suffisamment élevée pour que la seconde phase se mette en solution, puis il est refroidi "rapidement", soit par trempe dans l'eau, soit par refroidissement à l'air libre - la vitesse de refroidissement requise dépend du système d'alliage [12].

La plupart des alliages d'aluminium sont trempés dans l'eau pour obtenir une vitesse de refroidissement très rapide, qui doit être suffisamment rapide pour que la seconde phase n'ait pas le temps de précipiter. La seconde phase est maintenue en solution à température ambiante sous la forme d'une solution solide sursaturée. Cela permet la diffusion des atomes et un précipité extrêmement fin commence à se former. Ce précipité est dit cohérent, le réseau est toujours continu mais déformé et cela confère à l'alliage une résistance à la traction extrêmement élevée. Si le chauffage se poursuit ou si le vieillissement a lieu à une température trop élevée, l'alliage commence à vieillir, le précipité devient grossier jusqu'à devenir visible au niveau métallographique. La résistance à la traction diminue mais la ductilité augmente.

Si l'on laisse le processus de vieillissement se poursuivre, l'alliage atteindra un point où ses propriétés mécaniques correspondront à celles de la structure recuite[45].

1.1.5 Classification des alliages corroyés

Au travers de cette catégorie d'alliage, deux groupes existent et sont séparés en fonction du mode de durcissement. On distingue ainsi les alliages à durcissement structural ou durcissement par traitement thermique (alliages dits "trempants") et les alliages à durcissement par écrouissage pour lesquels une déformation plastique permet l'augmentation des propriétés mécaniques. [48, 47, 8]

1. Alliages à durcissement par écrouissage :

- **Aluminium pur (série 1XXX)** : Les principales impuretés de l'aluminium "pur" sont le silicium et le fer, éléments résiduels du processus de fusion. Le cuivre, le manganèse et le zinc peuvent également être présents en petites quantités.
- **Alliages d'aluminium-manganèse (série 3XXX)** : Lorsque le fer est présent comme impureté, la solubilité du manganèse dans l'aluminium est très faible. La vitesse de refroidissement après la coulée ou le soudage est suffisamment rapide pour qu'une partie du manganèse reste en solution sursaturée. Un traitement ultérieur pour obtenir un produit corroyé entraîne la précipitation du manganèse sous forme de FeMnAl_6 , ce précipité donnant une augmentation de la résistance due au durcissement par dispersion. Toutes les impuretés de fer et de silicium non combinées peuvent être présentes sous la forme d'une phase insoluble Al-Fe-Mn-Si.
- **Alliages aluminium-silicium (série 4XXX)** : La série 4XXX présente une fluidité très élevée et est largement utilisée pour le moulage. Elle est souvent alliée à du cuivre et du magnésium pour assurer un certain degré de durcissement par précipitation et à du nickel pour améliorer les propriétés à haute température. En raison de sa grande fluidité et de sa faible sensibilité au raccourcissement à chaud, il est couramment utilisé comme métal d'apport pour les soudures.
- **Alliages d'aluminium et de magnésium (série 5XXX)** : Alliage d'aluminium dont l'élément d'alliage principal est le magnésium (Al-Mg). Les alliages de la série 5xxx sont le groupe d'alliages présentant la résistance mécanique la plus élevée de la famille des alliages à durcissement par écrouissage. Ils s'illustrent par une très bonne résistance à la corrosion et à la corrosion sous contrainte et une très bonne aptitude au soudage TIG et MIG

2. Alliages à durcissement structural :

- **Alliages aluminium-cuivre (série 2XXX)** Alliage d'aluminium dont l'élément d'alliage principal est le cuivre (Al-Cu). Les alliages de cette série font partie des alliages d'aluminium ayant les plus hautes propriétés mécaniques. Dans le contexte aéronautique et aérospatial, ce sont les bonnes propriétés de tolérance aux dommages qui sont recherchées pour les alliages de la série 2xxx. En revanche, la résistance à la corrosion est plutôt médiocre et nécessite l'utilisation d'une protection.
- **Alliages aluminium-cuivre (série 2XXX)** : Alliage d'aluminium dont l'élément d'alliage principal est le cuivre (Al-Cu). Les alliages de cette série font partie des alliages d'aluminium ayant les plus hautes propriétés mécaniques. Dans le contexte aéronautique et aérospatial, ce sont les bonnes propriétés de tolérance aux dommages qui sont recherchées pour les alliages de la série 2xxx. En revanche, la résistance à la corrosion est plutôt médiocre et nécessite l'utilisation d'une protection
- **Alliages aluminium-magnésium-silicium (série 6XXX)** : Le constituant durcisseur des alliages de la série 6XXX est le siliciure de magnésium Mg_2Si . Ces alliages contiennent de petites quantités de silicium et de magnésium
- **Alliages aluminium-zinc-magnésium (série 7XXX)** : Les alliages de la série 7xxx sont les alliages d'aluminium présentant les plus hautes propriétés mécaniques de toutes les séries (résistance mécanique pouvant aller jusqu'à $R_m = 600$ MPa). Dans cette série on distingue deux groupes : les alliages avec addition de cuivre (Cu) et ceux sans addition de cuivre. L'ajout de cuivre amène les plus hautes propriétés mécaniques et dureté tout en réduisant la sensibilité à la corrosion sous contrainte. En revanche, cela favorise aussi les phénomènes de fissuration à chaud en augmentant la sensibilité à la trempe ce qui rend souvent très difficile le soudage de ces alliages.

1.1.6 Les alliages de la série 2xxx

Les alliages de la série 2000 constituent un ensemble d'"alliages durs". Ces alliages d'aluminium-cuivre contiennent généralement entre 2 et 10 % de cuivre, avec des additions plus faibles d'autres éléments. Le cuivre apporte une augmentation substantielle de la résistance et facilite le durcissement par précipitation. L'introduction de cuivre dans l'aluminium peut également réduire la ductilité et la résistance à la corrosion. La susceptibilité à la fissuration de solidification des alliages d'aluminium et de cuivre est accrue ; par conséquent, certains de ces alliages peuvent être les alliages d'aluminium les plus difficiles à souder. Ces alliages comprennent certains des alliages d'aluminium les plus résistants pouvant être traités thermiquement. [28]

Les alliages d'aluminium et de cuivre ont de très bonnes propriétés mécaniques, c'est pourquoi ils sont couramment utilisés dans l'industrie aéronautique, automobile et mécanique. La résistance à la traction peut atteindre 500 MPa pour ces types d'alliages d'aluminium. D'autre part, ces alliages présentent une faible résistance à la corrosion dans les environnements neutres et à haute conductivité. [28]

1.1.7 Traitements thermiques et les alliages d'aluminium traités

De nombreux alliages réagissent au traitement thermique en fonction de la solubilité des phases. Ces traitements comprennent le traitement thermique en solution, la trempe et le durcissement par précipitation ou par vieillissement.

1.1.7.1 Définitions

Il est important de rappeler les définitions les plus usuelles [15] :

- **Mise en solution** : traitement suivant lequel un alliage est chauffé à une température convenable et maintenu à cette température pendant un temps suffisant pour permettre aux constituants solubles d'entrer en solution solide où ils seront retenus en état sursaturé après la trempe.
- **Trempe structurale** : traitement thermique complet assurant un durcissement structural ; ce traitement comprend généralement une mise en solution immédiatement :
 - d'un refroidissement convenable maintenant la solution solide en sursaturation (trempe proprement dite) ;
 - d'une maturation ou/et d'un revenu produisant un durcissement.
- **Durcissement structural** : durcissement résultant de l'évolution physico-chimique par maturation ou revenu d'une solution solide sursaturée.
- **Maturation** : évolution spontanée à température ordinaire de la solution solide sursaturée. Après cette évolution, l'alliage est dit à l'état mûri.
- **Traitement de restauration** : traitement thermique d'un métal ou d'un alliage écroui ayant pour but d'abaisser ses propriétés de résistance mécanique à un niveau contrôlé (par exemple états 1/4 dur, 1/2 dur).

- **Homogénéisation** : traitement comportant un chauffage à température relativement élevée, appliqué à certains produits bruts de fonderie ou corroyés.

1.1.7.2 Les types de traitements thermiques

Les traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium peuvent être classés en trois types principaux [15] :

- Les traitements dits d'homogénéisation généralement pratiqués sur les produits coulés avant leur transformation ou également sur les produits déjà corroyés ;
- Les traitements d'adoucissement par recuit ou restauration, généralement appliqués en cours ou en fin de transformation ;
- Les traitements de trempe structurale comprenant :
 1. Une mise en solution ;
 2. Une trempe ;
 3. Une maturation ou /et un revenu produisant le durcissement.

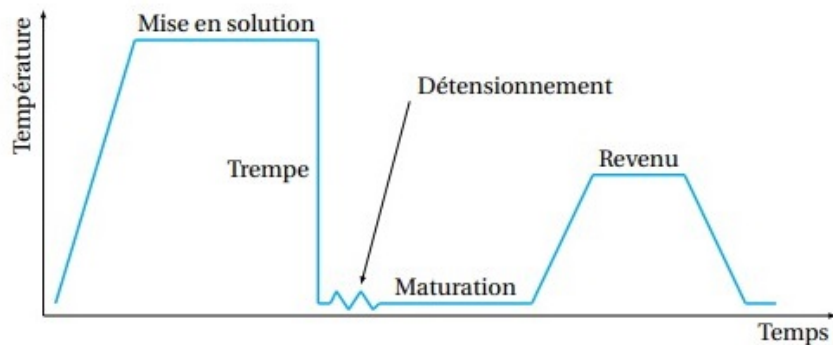


FIGURE 1.2: Les traitements thermiques pour un alliage d'aluminium.

1.1.7.3 les désignations conventionnelles des états métallurgiques

Les désignations de base sont les suivantes [45] :

- F : Tel que fabriqué. Ceci s'applique aux produits corroyés pour lesquels il n'y a pas de contrôle de l'intensité de l'érouissage ou des traitements thermiques. Il n'y a pas de propriétés mécaniques spécifiées pour cet état.
- O : Recuit. Il s'agit des produits qui sont recuits pour obtenir la résistance la plus faible. Il peut y avoir un suffixe pour indiquer le traitement thermique spécifique.
- H : Écroui (travail à froid). La lettre "H" est toujours suivie d'au moins deux chiffres pour identifier la quantité de travail à froid et les traitements thermiques qui ont été effectués pour obtenir les propriétés mécaniques requises.

W : Traitement thermique de mise en solution. Cette mention s'applique aux alliages qui durcissent par précipitation à température ambiante (vieillessement naturel) après un traitement thermique de mise en solution. Il est suivi d'un temps indiquant la période de vieillissement naturel, par exemple W 1h.

T : Traité thermiquement. Ceci identifie les alliages qui sont vieillis pour produire un état stable. Le "T" est toujours suivi d'un ou plusieurs chiffres pour identifier le traitement thermique spécifique.

TABLE 1.2: Définitions des principaux traitements thermiques.

État	Définition
T3	Mise en solution, trempe, écrouissage, vieillissement naturel
T4	Mise en solution, trempe, vieillissement naturel
T6	Mise en solution, trempe, vieillissement artificiel
T7	Mise en solution, trempe et sur-revenu
T8	Mise en solution, trempe, écrouissage, vieillissement artificiel
Tx51	Ajout d'une étape de détensionnement par traction

1.1.7.4 Classification des alliages de la série 2xxx

La présence du Cuivre comme élément d'alliage principal définit la base de la série 2XXX des alliages d'aluminium. L'ajout d'autres éléments d'alliage, tels que Mg et Li, et l'ajout de Ag, Zn, Sc, Cr, Zr, Mn, Ti en plus petites quantités sont utilisés dans tous les alliages 2XXX. métallurgiquement, les alliages d'aluminium de la série 2XXX peuvent être classés en trois grandes catégories [46] :

- Les alliages Al-Cu ;
- Les alliages Al-Cu-Mg ;
- Les alliages Al-Cu-Li ;

Cette classification dépend des pourcentages des éléments de Cuivre, Magnésium et Litium. Dans notre cas d'étude, on s'intéresse aux alliages Al-Cu, plus précisément, l'alliage à durcissement structural 2017A.

TABLE 1.3: Composition chimique de l'alliage 2017A.

Élément	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Ti
Poids % (Min.)	0.20	/	3.5	0.4	0.4	/	/	/	/
Poids % (Max.)	0.80	0.70	4.50	1	1	0.25	/	0.1	/

Le système Al-Cu est le plus étudié d'alliage pour comprendre le durcissement par vieillissement. La précipitation dans les alliages Al-Cu dépend fortement de la température de vieillissement et du niveau de sursaturation. La séquence de précipitation dans le système des alliages AlCu peut être décrite par la séquence suivante :

Solution solide sursaturée (SSSS) \longrightarrow GP zones \longrightarrow θ'' \longrightarrow θ' \longrightarrow θ

Les alliages Al-Cu sont donc principalement durcis par les zones GP en condition naturelle ou vieillissement (T3 ou T4) et on admet que les précipités θ' apportent de la résistance.

1.2 Friction Stir Welding FSW

Le soudage par friction malaxage est un procédé d'assemblage à l'état solide qui a été inventé par Thomas et al [68] au Welding Institute (TWI, UK) en 1991. Le soudage par friction-malaxage a rapidement attiré l'attention de la recherche et de l'industrie dans le monde entier et a été largement étudié sur les alliages d'aluminium au cours de sa première décennie d'évolution. La capacité du FSW à assembler deux pièces séparées sans fusion est la caractéristique la plus importante.

Le procédé FSW a connu un grand succès dans les industries liées à l'aluminium, car il permet d'assembler les alliages d'aluminium difficilement soudables par les méthodes conventionnelles, avec des épaisseurs de pièces allant de feuilles fines de 1 mm à des blocs de 75 mm d'épaisseur. Plus récemment, d'autres systèmes d'alliage, tels que les alliages à base de magnésium, de fer, de titane, de cuivre et de nickel, ont également été soumis au procédé FSW ou à ses dérivés. De plus, la capacité du procédé FSW à assembler des métaux dissimilaires (alliages de métaux différents) dans diverses configurations (figure 1.3) a été démontrée avec succès [51].

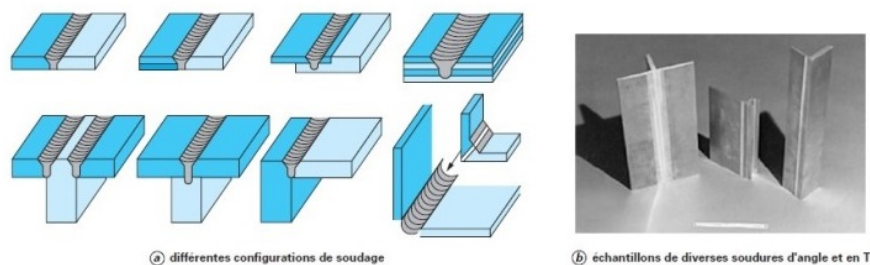


FIGURE 1.3: Les différentes configurations d'un joint soudé FSW.

1.2.1 Le principe de FSW

Le soudage par friction-malaxage (FSW) produit des soudures en utilisant un outil de soudage rotatif et non consommable pour ramollir localement une pièce, grâce à la chaleur produite par la friction et le travail plastique, permettant ainsi à l'outil de " malaxer " les surfaces du joint.

La dépendance de la source de chaleur à l'égard de la friction et du travail plastique empêche une fusion importante de la pièce, ce qui permet d'éviter bon nombre des problèmes découlant du changement d'état qui affectent souvent les procédés de soudage par fusion. En outre, la réduction de la température de soudage permet de réduire considérablement la distorsion et les contraintes résiduelles, ce qui permet d'améliorer les performances en matière de fatigue et de mettre au point de nouvelles techniques de construction, tout en rendant possible le soudage de matériaux très fins et très épais. [16]

Le soudage par friction-malaxage conventionnel, tel qu'il a été conçu à l'origine, est réalisé à l'aide d'un outil de soudage composé d'un épaulement, qui se déplace sur la surface de la pièce, et d'un pion de plus petit diamètre, qui pénètre dans la pièce.

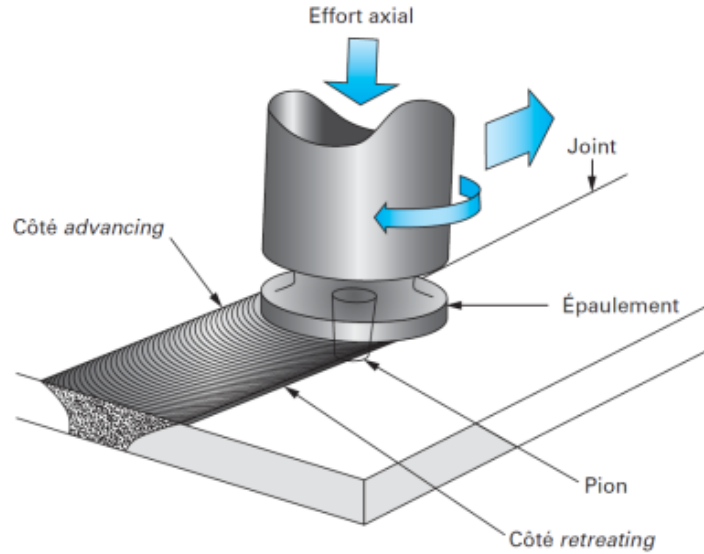


FIGURE 1.4: Le principe du procédé du soudage FSW. [26]

Le soudage FSW est un procédé dit "asymétrique" par rapport à la ligne de soudage. En effet, on définit un côté avance (Advancing Side - AS) où les vecteurs vitesse de rotation et vitesse d'avance vont dans la même direction, tandis que le côté recul (Retreating Side - RS) correspond au côté où les vecteurs vitesse de rotation et vitesse d'avance sont opposés. Cette distinction a très souvent une importance majeure notamment pour l'étude du flux de matière dans le joint soudé.

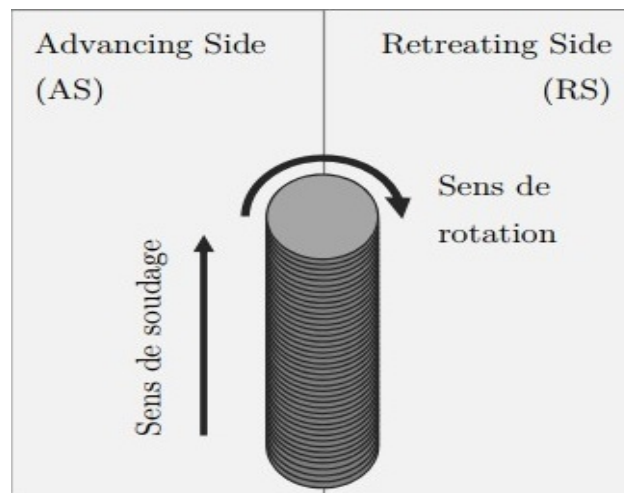


FIGURE 1.5: L'asymétrie du procédé FSW avec les deux cotés AS et RS.

1.2.2 Les phases de soudage FSW

On peut considérer que le procédé FSW se compose de trois phases :

La phase de plongée : où la soudure est initiée ;

La phase principale : où la soudure est réalisée ;

La phase finale : où l'outil de soudage est retiré de la pièce.

Les propriétés de la soudure produite dépendent, bien entendu, des paramètres du processus sélectionnés pour chaque phase de la soudure, de sorte qu'un grand soin doit être apporté à l'établissement de ces paramètres.

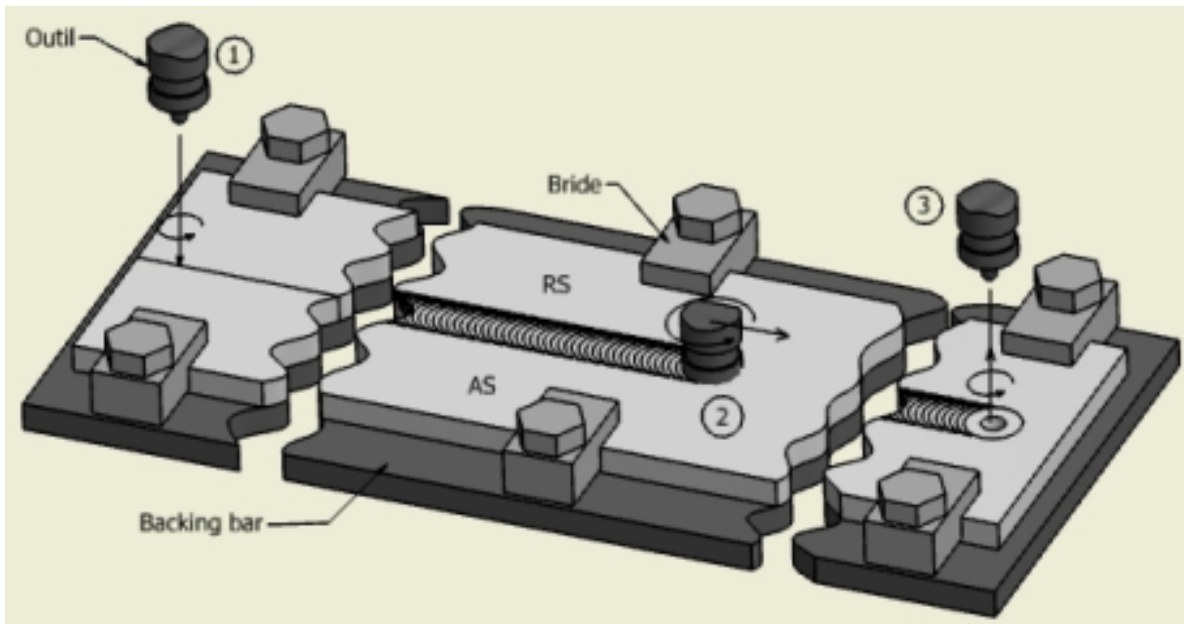


FIGURE 1.6: Les phases de soudage FSW. [62]

1.2.3 Les paramètres de soudage

Le contrôle des paramètres de soudage (vitesse de rotation de l'outil et vitesse d'avance, force verticale et angle d'inclinaison) permet de contrôler la température et le taux de mélange dans le joint et d'établir une zone opératoire dans laquelle la qualité des soudures est acceptable.

Selon Mishra et al.[46], les vitesses de rotation et d'avance de l'outil de soudage sont les paramètres les plus importants. elles influencent d'une façon directe sur la qualité des joints FSW.

Dans leur étude sur l'effet du profil de l'outil et la force axiale sur la formation de la zone de soudure FSW, Elangovan et al. [18] ont conclu que la quantité de chaleur générée est en relation proportionnelle avec la vitesse de rotation. L'augmentation de la vitesse de rotation

augmente la quantité de chaleur générée. La réduction de la vitesse de rotation réduit la quantité de chaleur générée et la quantité du métal remué.

Angle de rotation : La norme **ISO 25239-1** [6] définit ce paramètre comme étant l'angle entre l'axe de l'outil et une ligne perpendiculaire à la surface inférieure de la pièce, mesuré dans un plan perpendiculaire au sens de soudage (Figure 1.7).

La rotation de l'outil pousse le métal vers la surface du joint. Chen et al.[13] ont étudié l'effet de la variation de l'angle d'inclinaison de l'outil, leur étude montre qu'une rainure apparaît sur la surface du côté entrant du joint si l'inclinaison de l'outil est inférieure à 10° .

En effet, il est nécessaire d'avoir une inclinaison de l'outil entre 2 et 4 degrés est nécessaire pour permettre à l'arrière de l'outil de maintenir la compression nécessaire pour assurer la consolidation du joint

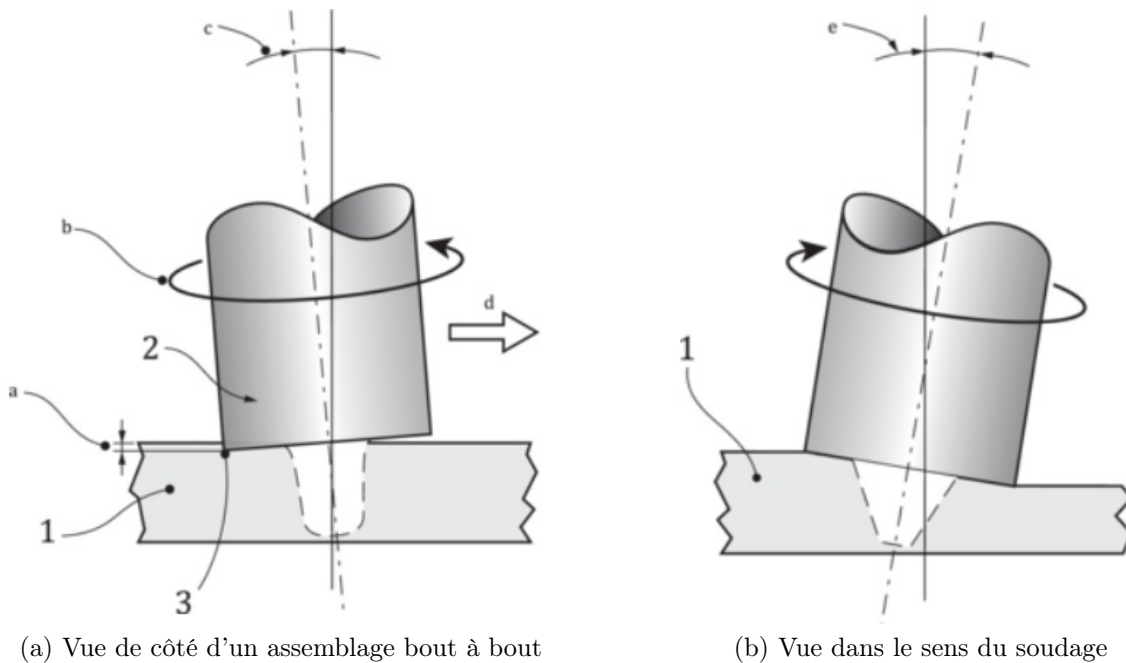


FIGURE 1.7: Illustration de l'angle d'inclinaison de l'outil.[6]

La profondeur de plongée est définie comme la profondeur du point le plus bas de l'épaulement sous la surface de la plaque soudée. Il s'agit d'un paramètre essentiel pour garantir la qualité de la soudure.

1.2.4 Application FSW

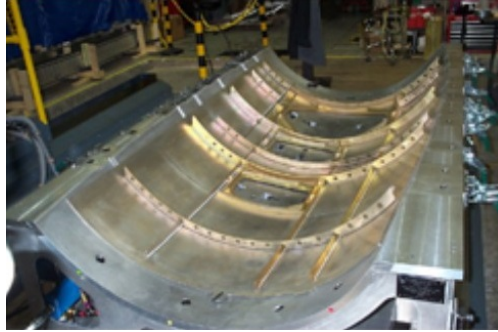


FIGURE 1.8: L'application de FSW sur un panneau de fuselage.

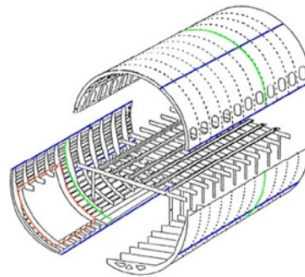


FIGURE 1.9: Les applications potentielles de FSW sur le fuselage.

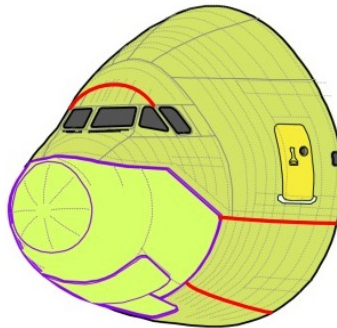


FIGURE 1.10: Les applications potentielles de FSW sur la pointe d'un avion.

1.2.5 La microstructure

La taille des grains a un effet significatif sur la résistance à la traction et la ductilité des joints soudés par friction-malaxage. La taille et la morphologie des grains, développés pendant le processus de soudage par friction-malaxage (FSW), dépendent de la quantité de chaleur de friction générée et du taux de déformation impliqué. En outre, la taille des grains dépend également de la vitesse de refroidissement de la zone de soudure.

Threadgill et al. [55] ont analysé l'évolution de la microstructure d'un joint en aluminium soudé par friction-malaxage et l'ont classée en quatre zones, comme le montre la figure 1.11.

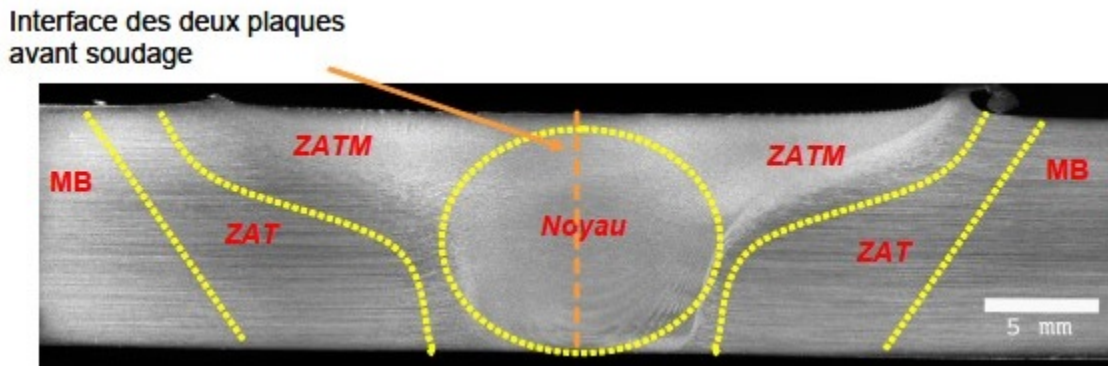


FIGURE 1.11: Les différentes zones dans un joint soudé FSW. [61]

Cette classification dépend essentiellement de l'impact de la chaleur et la déformation plastique créées pendant le soudage. Ces zones sont notamment les suivantes :

- **Matériau de base (BM)** : dans lequel ni la chaleur ni la déformation plastique n'affectent la caractérisation du matériau.
- **La zone affectée thermiquement (ZAT)** cette zone est soumise à un cycle thermique, sans aucune déformation plastique ; la chaleur générée n'a donc aucun impact sur l'évolution de la microstructure. Cependant, Mahoney et al. [43] ont observé que l'augmentation de la température au-dessus de 250°C pour un alliage d'aluminium à durcissement structural a eu un impact significatif sur la structure du précipité en raison du grossissement.
- **La zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM)** cette zone est soumise à la fois à la chaleur et à la déformation plastique qui ont un effet sur la caractérisation de la microstructure mais sans recristallisation des grains en raison d'une déformation insuffisante ; cependant la dissolution de certains précipités peut être observée comme l'ont étudié Mahoney et al. [43].
- **Le Noyau** il est également connu sous le nom de la zone de recristallisation dynamique dans lequel, une forte déformation plastique et une température élevée provoquent une recristallisation dynamique des grains. La déformation plastique et la chaleur de frottement générées pendant le FSW entraînent la transformation du matériau de base en une microstructure recristallisée à grain fin équiaxe. La densité de dislocation dans

cette zone dans le cas des alliages d'aluminium est généralement faible [53]. La taille des grains dans le Noyau varie généralement de 5 à 10 μm en fonction des paramètres FSW, de la géométrie de l'outil, de la composition du matériau et du refroidissement externe utilisé [53].

1.2.6 Le rapport des vitesses et la microstructure

Le rapport d'avance défini par le ratio entre la vitesse d'avance et la vitesse de rotation est le paramètre principal qui contrôle la présence et la taille des cavités. Plus le rapport est élevé, plus la formation des cavités est favorisée [20]

Pour une vitesse d'avance donnée, la résistance en traction et la ductilité augmentent avec l'augmentation de la vitesse de rotation. La résistance en traction atteint une valeur maximale et diminue ensuite lorsque la vitesse de rotation devient très élevée. Une vitesse de rotation excessive cause l'augmentation de la température du joint et la formation de défauts internes (cavités) [18].

Yan et al. [35] ont étudié l'effet de divers paramètres de processus sur la résistance dans diverses zones de l'alliage AA2524-T351 soudé par FSW. Ils ont montré que plus le taux de rotation de l'outil est élevé, plus la largeur du noyau de soudure augmente. La figure 1.12 montre l'effet du taux de rotation de l'outil sur la taille et la macrostructure du Noyau de soudure. Ceci est dû au fait que la surface de la région recristallisée augmente avec l'augmentation de la température à un taux de rotation de l'outil plus élevé.

Mimouni et al. [54] ont examiné des joints de soudure pour différentes configurations à savoir 950, 1050 et 1250 tr/min, ils ont remarqué la présence de plusieurs défauts internes dans les cordons soudés avec des 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, où ils ont trouvé que la distribution de la matière est plus homogène et il n'y avait aucune présence de défauts internes.

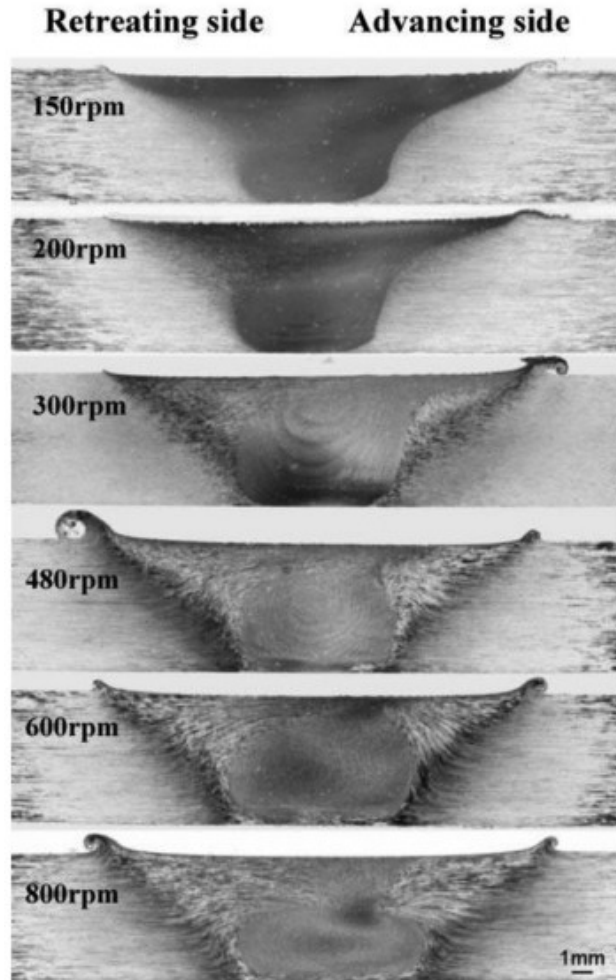


FIGURE 1.12: L'évolution de la microstructure du joint avec la vitesse de rotation. [35]

1.2.7 Evolutions microstructurales et le FSW

Nous donnons ci-dessous quelques définitions essentielles pour comprendre les phénomènes et les évolutions microstructurales lors du soudage FSW : [65, 25, 33, 30, 46]

1.2.7.1 Les déformations plastiques

La plasticité est la propriété que possède un matériau de pouvoir être déformé et de conserver la déformation acquise, après la suppression de l'effort qui l'a provoquée : la déformation est dite plastique.

La plasticité des alliages d'aluminium joue un rôle important dans leurs applications. La déformation plastique entraîne en plus des changements visibles de forme, des changements plus de microstructure, de propriétés physiques et mécaniques.

La déformation plastique d'un matériau entraîne une importante augmentation de la densité de dislocations dans le matériau. Dans leurs observations au MET, Huang et al [25] ont montré que les dislocations issues de l'écroutissage ont tendance à se répartissent de façon hétérogène et ainsi à former des sous-structures de dislocations à l'échelle du grain, spécifique de son orientation cristallographique.

1.2.7.2 Le travail à froid

Lorsqu'un métal est déformé plastiquement à une température relativement faible par rapport à sa température de fusion absolue, on dit que le métal est "travaillé à froid". Alors que la quasi-totalité de l'énergie fournie pendant le travail à froid est convertie en chaleur, une fraction limitée est stockée dans le métal sous forme d'énergie de déformation associée à des défauts de réseau cristallin (principalement des dislocations) créés par la déformation.

1.2.7.3 La restauration

La restauration est définie comme étant un processus thermique, qui se produit dans le matériau déformé, sans migration des joints à grand angle. Elle permet un rétablissement partiel des propriétés physiques ou mécaniques du matériau écroui. On trouve deux types :

- **Restauration statique** : Le phénomène de restauration se produit généralement dans une plage de $0,3-0,5 T_m$ (T_m est le point de fusion du métal) et récupère certaines des propriétés mécaniques d'origine avec des changements visibles dans la microstructure. La restauration statique facilite la disposition des dislocations à l'intérieur du grain et l'espace entouré par les bords des dislocations, connu sous le nom de sous-grains et qui diffèrent des grains normaux.
- **Restauration dynamique** : Le phénomène de restauration dynamique se produit pendant le processus de déformation et entraîne le remplacement du réseau de dislocations par une nouvelle structure. Typiquement, les alliages d'aluminium pur présentent une restauration dynamique alors que, pour les alliages d'aluminium à durcissement structural, une combinaison de restauration dynamique et de recristallisation dynamique est observée (McQueen et al.[30]).

1.2.7.4 La recristallisation

La recristallisation d'un matériau est définie comme "les processus impliqués dans la formation et la migration de joints de grains à forte désorientation. Le processus de recristallisation des métaux et alliages déformés plastiquement permet de recouvrer la ductilité et de contrôler la structure granulaire des matériaux métalliques [46, 33].

- **Recristallisation statique** : La recristallisation statique est le remplacement de la microstructure déformée par de nouveaux grains produits par nucléation et croissance de taille.
- **Recristallisation dynamique** : Le remplacement des grains déformés par de nouveaux grains pendant la déformation au-dessus de la température de recristallisation est appelé recristallisation dynamique.

Le traitement des matériaux implique des combinaisons de déformation et de chaleur qui produisent la forme et la microstructure souhaitées. Divers phénomènes tels que la restauration, la recristallisation et la croissance des grains se produisent pendant le traitement des matériaux en fonction de la température de travail et du degré de déformation. En général, le traitement des matériaux implique un travail à chaud et un travail à froid des matériaux. Les phénomènes qui distinguent le travail à chaud du travail à froid sont la restauration statique/la recristallisation statique et la restauration dynamique/la recristallisation dynamique. Le premier caractérise le processus de travail à froid et le second caractérise le processus de travail à chaud. Le procédé FSW implique ces phénomènes en fonction du type de matériau, de la température de travail et du degré de déformation.

Plusieurs observations sur les comparaisons microstructurales ont montré que le FSW est caractérisé par une recristallisation dynamique associée à une déformation extrême dans la ligne de soudage (Figure 1.13).

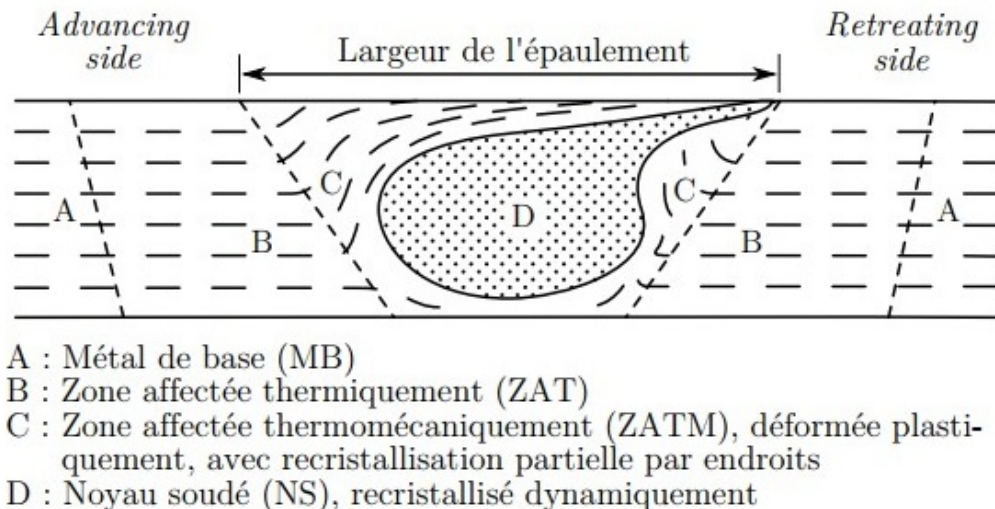


FIGURE 1.13: Les différents phénomènes associés aux différentes zones. [65]

1.3 Tenue mécanique des assemblages FSW

De nombreux moyens expérimentaux permettent de caractériser la tenue mécanique ou d'une soudure nous nous intéressons, dans ce travail, aux essais de microdureté, traction monotone axiale, et la fatigue. Ces essais permettent de caractériser le joint de soudure FSW et étudier son comportement afin de réduire les risques d'accident par rupture inopinée.

1.3.1 La microdureté

L'analyse de la microdureté, où l'empreinte laissée par l'indenteur doit être la plus petite possible, est l'une des caractérisations les plus répandues pour qualifier les propriétés mécaniques d'un joint soudé et des différentes zones le constituant.

Par une méthode rapide mais destructive on peut connaître le comportement local de la matière et la manière dont évoluent les propriétés dans l'intégralité du joint. Dans le cas des alliages d'aluminium, et des soudures FSW notamment, l'essai de dureté est généralement un essai de dureté Vickers (HV) : un indenteur diamant de forme pyramidale carrée vient pénétrer sous charge dans la matière à caractériser. Le profil de dureté pouvant être obtenu après soudage va dépendre à la fois de la nuance soudée mais aussi de l'état métallurgique (traitement thermique et/ou niveau d'écrouissage) dans lequel se trouve le matériau.

Au sein des différentes familles d'alliages d'aluminium la série 2xxx génère une forme de profil classiquement décrit comme un "W". Dans les joints soudés FSW, en se déplaçant du centre du cordon de soudure vers le matériau non affecté, les ZATM et ZAT, la température subie pendant le soudage peut induire un sur-vieillessement, entraînant une diminution des caractéristiques mécaniques. En fait, en observant les cartes de microdureté des joints FSW dans la figure 1.14,

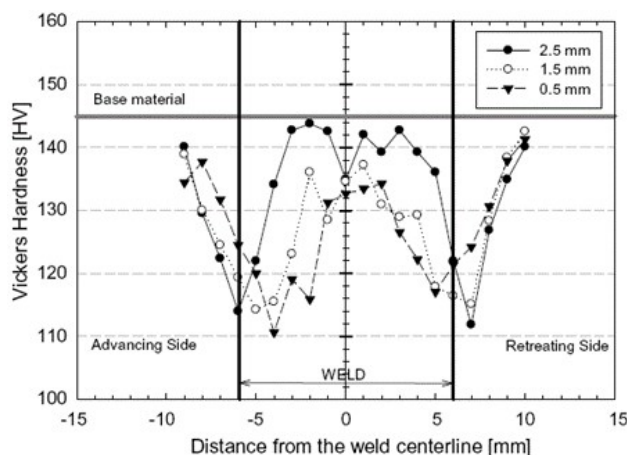


FIGURE 1.14: Cartographie de la microdureté le long du joint FSW. [49]

La ZATM et la ZAT ont les valeurs les plus basses. Les profils de microdureté sur les sections des soudures montrent un ramollissement général et une réduction de la résistance dans ces deux zones contrairement au matériau de base et la Noyau.

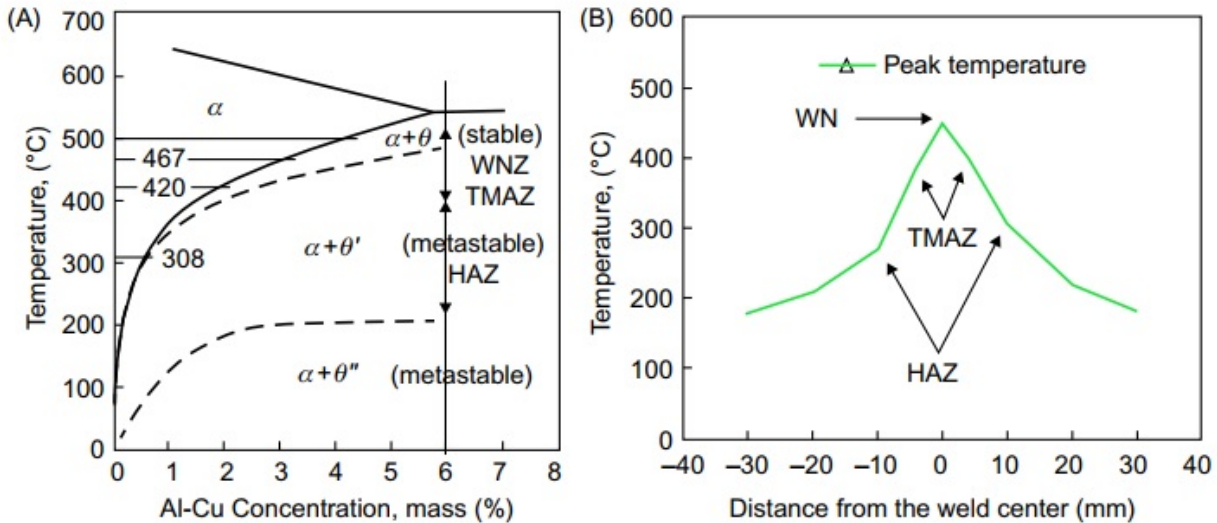


FIGURE 1.15: (A) Diagramme de phase Al-Cu montrant différentes phases et les températures de dissolution dans les différentes zones d'un joint soudé FSW, (B) Température mesurée expérimentalement à différentes zones dans le joint FSW. [49]

La baisse de la microdureté est due aux précipités de durcissement qui subissent un léger sur-vieillessement, provoquant des transformations de phase et entraînant une perte générale des propriétés mécaniques. D'autre part, les forces de cisaillement induites par le mouvement de l'outil conduisent à la génération d'une structure de grain très fine au niveau du Noyau, ce qui permet une restauration partielle. Dans les alliages d'aluminium durcis par précipitation, les profils de dureté dépendent fortement de la distribution des précipités et seulement légèrement de la structure des grains et des dislocations.

La dureté tombe à un minimum dans la limite ZATM/ZAT. Néanmoins, seule le Noyau montre une augmentation significative de la dureté dans la zone de soudure en raison de l'affinement du grain avec la recristallisation et la formation des zones GPB et GP. La précipitation complexe dans les grains recristallisés dynamiquement à l'intérieur du Noyau entraîne une dureté maximale. Néanmoins, ce durcissement est réduit par rapport à la dureté du métal de base.

1.3.2 La traction

Les changements induits par le soudage FSW conduisent à des modifications dans les propriétés mécaniques locales et globales. Ce domaine de recherche est très riche en ouvrages et articles. 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.

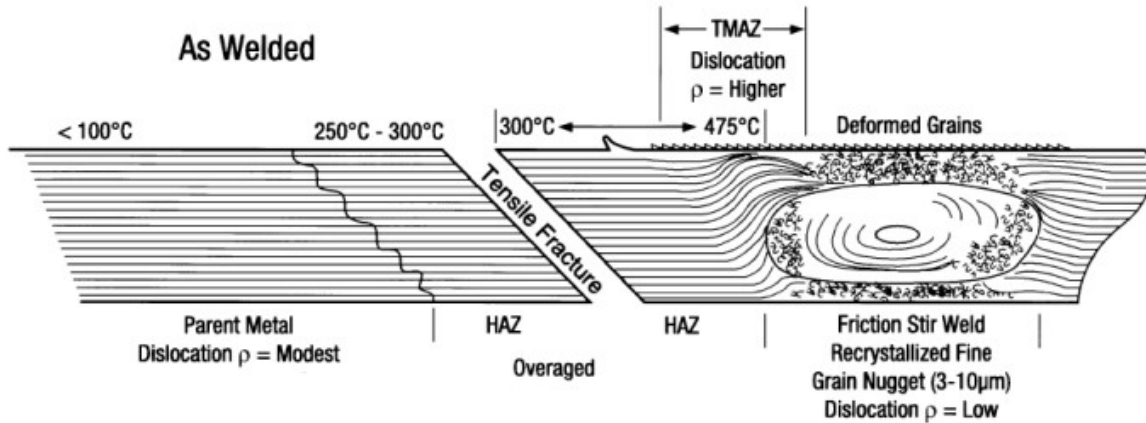


FIGURE 1.16: La rupture du joint dans la ZAT. [21]

Pour le soudage des alliages à durcissement structural tels que le 2024 et le 2017A, Mahoney et al.[21] ont mis en place une représentation schématisée, représentée par la figure 1.16, du cordon FSW avec les différentes zones constituant la microstructure, la distribution de température pic et l'évolution de la précipitation. Cette représentation permet de généraliser la position de la zone la plus probable de rupture en essai de traction. Ainsi, la Figure 1.16 place la zone de rupture en ZAT où les températures pics atteignent jusqu'à 250-350°C. Il est judicieux de prendre en compte les comportements mécaniques locaux de chaque zone car les limites d'élasticité et les limites à la rupture sont très hétérogènes dans les différentes zones du joint de soudure.

1.3.3 Tenue en fatigue des joints de soudure

La fatigue est un terme technique qui suscite une certaine curiosité. Une façon d'expliquer la fatigue est de se référer aux définitions de la norme ASTM sur la fatigue, contenues dans la norme ASTM E 1150. Dans la norme E 1150, plus de 75 termes sont définis, dont le terme fatigue : "fatigue : le processus de changement structural progressif, localisé et permanent qui se produit dans un matériau soumis à des conditions qui produisent des contraintes et des déformations fluctuantes en un ou plusieurs points et qui peut aboutir à des fissures ou à une rupture totale après un nombre suffisant de fluctuations [5].

La fatigue est un facteur important et souvent critique dans les essais, l'analyse et la conception des matériaux d'ingénierie pour les machines, les structures, les avions et les centrales électriques. L'une des découvertes importantes de ce siècle en matière d'ingénierie est également le transfert du processus de fatigue en plusieurs étapes du terrain au laboratoire. Afin d'étudier, d'expliquer et de qualifier les conceptions de composants, ou de mener des analyses de défaillance, une étape clé de l'ingénierie est souvent la simulation du problème en laboratoire [40].

Le processus de fatigue s'est avéré très difficile à étudier. Néanmoins, des progrès considérables dans la compréhension des phases de la fatigue ont été réalisés au cours des 100 dernières années environ. Il est maintenant généralement admis que quatre phases distinctes de fatigue peuvent se produire [31, 32] :

- Nucléation.
- Propagation de la fissure en fonction de la structure (souvent appelée phase de "fissure courte" ou "petite fissure").
- Propagation de la fissure qui peut être caractérisée par la mécanique de la rupture élastique linéaire, la mécanique de la rupture élastique-plastique ou la mécanique de la rupture entièrement plastique.
- Instabilité finale.

Dans ce travail on s'intéresse principalement à la troisième phase qui est l'étude de la propagation de fissure.

Dans son travail sur la relation entre les propriétés mécaniques et la microstructure dans les joints d'un alliage 2017A soudé par FSW, Mimouni [54], a pu montrer la dégradation la durée de vie des joints par rapport à celle du matériau de base. Cette diminution de résistance à la fatigue du métal soudé est expliquée par l'existence des microfissures indétectables par les moyens d'inspections usuels. Son étude des faciès de rupture et ses résultats de fractographie lui a permis de dire que le mécanisme d'endommagement par fatigue est transgranulaire.

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.

1.3.4 L'importance des joints soudés et leur comportement en fatigue

Le soudage est aujourd'hui la méthode d'assemblage la plus courante pour les structures métalliques. Son application industrielle est extrêmement importante et bon nombre des grandes structures conçues et installées au cours des dernières décennies n'auraient pas été possibles sans la technologie moderne du soudage. Les exemples typiques sont les ponts en acier, les structures de navires et les grandes structures aéronautiques[66].

L'analyse de la résistance des structures soudées ne diffère pas beaucoup de celle des autres types de structures. Divers mécanismes de défaillance doivent être évités par une

conception appropriée, le choix des matériaux et les dimensions de la structure. Les critères de conception tels que l'élasticité, le flambage, le fluage, la corrosion et la fatigue doivent être soigneusement vérifiés pour des conditions de chargement et des environnements spécifiques. Il est cependant un fait que les joints soudés sont particulièrement vulnérables aux dommages dus à la fatigue lorsqu'ils sont soumis à des charges répétitives. Des fissures de fatigue peuvent apparaître et se développer à proximité des soudures pendant la durée de vie utile, même si les contraintes dynamiques sont modestes et bien inférieures à la limite d'élasticité.

Le problème devient très prononcé si la structure est optimisée par le choix d'un alliage d'aluminium à haute résistance. La raison même de ce choix est de permettre des contraintes plus élevées et des dimensions réduites, en profitant des avantages du matériau à haute résistance par rapport au critère d'élasticité. Cependant, la résistance à la fatigue d'un joint soudé n'est pas principalement régie par la résistance du matériau de base des éléments d'assemblage ; les paramètres déterminants sont principalement la géométrie globale et locale du joint. Par conséquent, la limite d'élasticité est augmentée, mais la résistance à la fatigue ne s'améliore pas de manière significative. Le critère de fatigue est donc un problème majeur. La résistance à la fatigue est le seul critère permettant de déterminer les dimensions finales des éléments structurels tels que les plaques et les raidisseurs. Ne pas tenir compte de ce fait peut entraîner une rupture fatigue et de graves conséquences.

1.4 La propagation des fissures dans les joints soudés FSW

La rupture des matériaux est un problème important en science des matériaux et en ingénierie. La capacité portante d'une structure et sa durée de vie y sont fortement liées. Cette partie a pour but de présenter les notions essentielles de la rupture linéaire et les critères de propagation de fissures adaptés aux matériaux fragiles.

1.4.1 Aperçu sur la mécanique de la rupture

La première théorie a été développée par Griffith en 1920 [29]. Il a étudié la résistance du verre contenant de petites fissures. Il a développé les équations de base par des considérations énergétiques comparant l'énergie élastique libérée et l'énergie de surface consommée par l'ouverture d'une fissure. Plus tard, Irwin et Sneddon [34, 41] ont étudié le champ de contraintes au voisinage de la pointe d'une fissure par intégration des équations différentielles de base de l'élasticité. Cette étude a d'abord été réalisée sur une plaque infinie contenant une fissure.

La mécanique de la rupture permet de prévoir les conditions de la rupture des matériaux et des structures, lorsqu'ils contiennent une fissure. C'est donc l'étude des fissures macroscopiques. Elle permet de déterminer les champs de contraintes et de déformations et d'exprimer les conditions de propagation des fissures. Elle propose des relations entre les contraintes et la longueur des fissures macroscopiques en fonction des caractéristiques du matériau. La longueur et la position de la fissure au sein du solide ou de la structure doivent être préalablement connues.

La mécanique linéaire de la rupture par fissuration est fondée sur une analyse élastique du champ des contraintes en petites déformations. L'analyse des contraintes et des déformations au voisinage des pointes ou fronts de fissures constitue une base nécessaire pour étudier le comportement des fissures [66].

1.4.1.1 Les types de rupture

La mécanique linéaire de la rupture s'applique aux matériaux ayant un comportement élastique obéissant à la loi de Hooke. Elle est encore valable lorsqu'on est en régime de plasticité confinée, c'est-à-dire lorsqu'il se développe dans une structure globalement élastique, une faible plastification près de zones de concentration des contraintes de types entaille ou fissure. Cependant, dans un matériau présentant une plastification plus importante près de ces zones, les analyses reposant sur l'hypothèse de plasticité confinée ne sont plus valables malgré toutes les corrections qu'il est possible d'y apporter.

Le mécanisme de rupture peut se produire selon deux types de fissures[66] :

- **La rupture fragile** : Pour les solides, ou les matériaux à très haute résistance, les contraintes de travail sont très élevées et une énergie potentielle considérable est ainsi créée. La présence de petites fissures peut alors conduire à une rupture fragile souvent sans déformation plastique macroscopique, conséquence de la très faible ductilité du matériau.
- **La rupture ductile** : Succession de mécanismes (fragile-ductile) qui, sous l'effet de contraintes répétées, entraîne une fissuration successive, appelée rupture par fatigue ou rupture stable.

Lorsque le mécanisme d'endommagement est une rupture fragile, la rupture se produit par clivage sans avertissement, généralement sans déformation plastique, et l'éprouvette peut être assemblée parfaitement après la rupture. La rupture est soit intergranulaire, soit intra-granulaire.

Le clivage est le mécanisme de déformation qui met en jeu la rupture des liaisons atomiques dans le plan dense dans lequel la déformation doit se produire. Il s'agit de considérer que chaque lien est rompu l'un après l'autre plutôt que tous en même temps. Ainsi, une fente qui s'agrandit est créée, c'est-à-dire que nous avons une propagation de fissure. Ce mécanisme ne suppose pas une cristallisation parfaite du matériau. En fait, le clivage se produit aussi bien dans des matériaux parfaitement cristallisés que dans des matériaux partiellement cristallisés, partiellement cristallisés, comme les polymères numériques, ou principalement des matériaux amorphes comme le verre.

Les facteurs influençant le comportement de propagation des fissures des matériaux sont de deux types : métallurgiques et mécaniques. Les facteurs mécaniques concernent l'état des déplacements, des déformations et des contraintes, ainsi que les conditions environnementales telles que la température.

1.4.1.2 Modes de rupture élémentaires et situations de contrainte

L'examen de la fractographie permet très souvent de détecter, après rupture, le mécanisme de rupture et le type de propagation de fissure produit. On remarque généralement [59] :

- Une zone lisse et soyeuse correspondant à la propagation de la fissure par fatigue ; ou bien
- Une zone avec des grains cristallins ou apparents, correspondant à une rupture fragile.

Toute fissure peut être ramenée à l'un des trois modes de contrainte simple ou à leur superposition. Il existe donc trois modes de rupture élémentaires de la fissuration selon la figure 1.17.

- **Mode I** : Un déplacement unique perpendiculaire à la direction de propagation de fissure qui correspond à un problème plan particulier, désigné par le mode I. Ce mode est, le plus souvent, le plus dangereux. Il s'apparente au déplacement produit par une dislocation rectiligne coin parallèle au front de la fissure.
- **Mode II** : Il est engendré par un cisaillement dans le plan de la fissure et parallèle au sens de propagation de fissure. Il s'apparente au déplacement produit par une dislocation rectiligne coin parallèle au front de la fissure.
- **Mode III** : Il est produit par un cisaillement antiplan, situé dans le plan de la fissure perpendiculaire à la fissuration. Il s'apparente au déplacement produit par une dislocation vis parallèle au front de la fissure. Ce dernière mode est résolu par une représentation 3D anti-plane, tandis que les deux précédents sont résolus par une analyse 2D en contrainte ou en déformation plane.

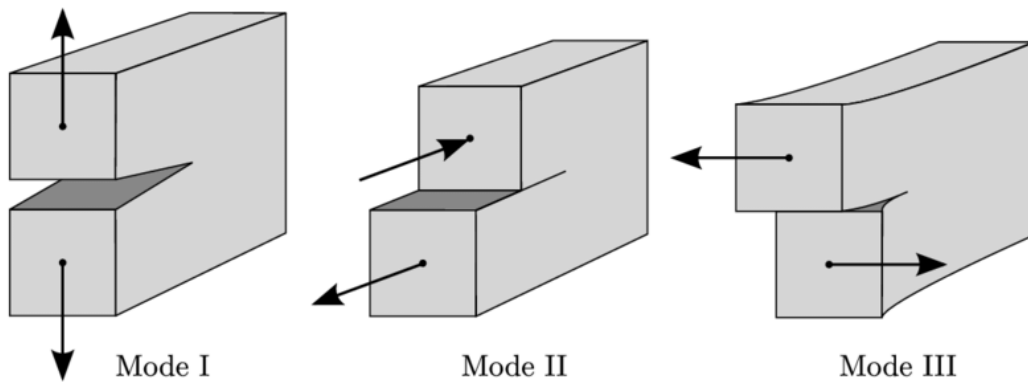


FIGURE 1.17: Les trois modes de rupture.[36]

1.4.2 Propagation de fissure

Le vieillissement des matériaux influe, comme la vitesse de déformation, sur la ténacité : à mesure que les matériaux vieillissent, le domaine fragile s'étend aux dépens du domaine ductile avec translation de la zone de transition vers les températures plus grandes. Pour cette raison, certains vieux ponts de structure métallique sont fermés en périodes de gel, puisqu'ils deviennent alors très fragiles (un peu comme le verre) et menacent à tout moment de rompre.[64]

Les fissures sont fréquentes dans les pièces d'ingénierie et peuvent réduire considérablement leur capacité à résister à la charge. Les fissures se forment généralement autour de défauts préexistants dans une pièce. Elles commencent généralement par être petites, puis s'agrandissent au cours de l'utilisation. La propagation de la fissure est la création d'une discontinuité de surface. C'est la phase ultime d'un essai de traction et parfois la seule réponse à un essai de déformation.[42]

Une fissure dans une pièce se développera dans des conditions de charge cyclique, ou sous une charge constante dans un environnement chimique hostile. La croissance des fissures due à une charge cyclique est appelée croissance des fissures de fatigue et fait l'objet de ce travail.

L'analyse de la propagation des fissures par fatigue repose sur les concepts de la mécanique de la rupture qui sont abordés dans la partie précédente.

1.4.2.1 La taille de fissure et le nombre de cycles

Un graphique typique montrant la croissance d'une fissure est fourni ci-dessous. La taille de la fissure, a , est représentée en fonction des cycles, N , de la charge appliquée.

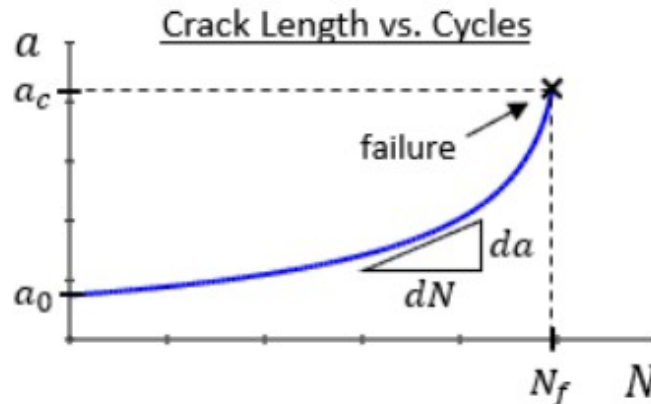


FIGURE 1.18: Courbe de propagation de fissure.[1]

On remarque sur la figure 1.18 que la fissure croît initialement très lentement, mais que la croissance s'accélère (c'est-à-dire que da/dN augmente) lorsque la taille de la fissure augmente. La raison de cette accélération de la croissance est que le taux de croissance dépend du facteur d'intensité de la contrainte à l'extrémité de la fissure, et que le facteur d'intensité de la contrainte dépend de la taille de la fissure, a . Au fur et à mesure que la fissure se développe, le facteur d'intensité de la contrainte augmente, ce qui entraîne une croissance plus rapide. La fissure se développe jusqu'à ce qu'elle atteigne une taille critique et que la rupture se produise.

1.4.2.2 Modèle utilisé

Bien que de nombreux modèles aient été développés, aucun d'entre eux n'est universellement accepté. En raison du nombre et de la complexité des mécanismes impliqués dans ce problème, il existe probablement autant d'équations qu'il y a de chercheurs dans ce domaine. Chaque modèle ne peut prendre en compte qu'un ou plusieurs facteurs phénoménologiques - l'applicabilité de chacun d'entre eux varie d'un cas à l'autre, il n'y a pas d'accord général entre les chercheurs pour sélectionner un modèle de croissance de fissure de fatigue en relation avec le concept de comportement de fissure de fatigue.

Les modèles mathématiques proposés par exemple par Paris, Forman et leurs modifications ultérieures décrivent la propagation des fissures en tenant compte de facteurs tels que les propriétés des matériaux, la géométrie d'une éprouvette ou d'un composant structurel, les charges appliquées et la séquence de ces charges.

De nombreuses relations ont été développées pour caractériser les courbes de vitesse de croissance des fissures de fatigue dans les matériaux. Parmi les plus courantes, on trouve l'équation de Paris, l'équation de Walker et l'équation de NASGRO [1, 3, 2].

- **L'équation de Paris** : L'équation de Paris définit la région de croissance de la fissure en ligne droite :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (1.1)$$

L'équation de Paris ne tient pas compte du rapport de contrainte R . Comme la vitesse de croissance des fissures dans un matériau dépend du rapport de contrainte, si l'équation de Paris doit être utilisée pour un rapport de contrainte non nul, une valeur appropriée de C devra être utilisée pour le rapport de contrainte R concerné.

- **L'équation de Walker** : L'équation de Walker est une généralisation de l'équation de Paris pour tenir compte de l'effet du rapport de contrainte R sur la vitesse de croissance des fissures. L'équation de Walker prend la forme suivante :

$$\frac{da}{dN} = C_0 \left(\frac{1}{(1-R)^{1-\gamma}} \Delta K \right)^m \quad (1.2)$$

où R est le rapport de contrainte, ΔK est la plage d'intensité de la contrainte, et n est la pente sur une échelle *log-log*. La valeur γ est une constante du matériau qui indique dans quelle mesure le rapport de contrainte R affecte la vitesse de croissance

des fissures dans le matériau. La valeur C_0 est la constante d'interception C pour le cas où le rapport de contrainte $R = 0$.

- **L'équation de NASGRO** : L'équation de NASGRO est la plus générale des équations de croissance des fissures. Elle prend en compte le rapport de contrainte R , la fermeture de la fissure et les queues aux extrémités supérieure et inférieure de la courbe de croissance. L'équation NASGRO est présentée ci-dessous :

$$\frac{da}{dN} = C_0(\overline{\Delta K})^m \quad (1.3)$$

tel que :

$$(\overline{\Delta K}) = \frac{\Delta K}{(1 - R)^{1-\gamma}} \quad (1.4)$$

1.4.2.3 Vitesse de propagation de fissure

Lorsqu'une plage d'intensité de contrainte ΔK est appliquée à un matériau pendant un certain nombre de cycles ΔN , la fissure croît en longueur d'une quantité spécifique Δa . Le taux de croissance de la fissure pour une plage d'intensité de contrainte spécifique est alors donné par le rapport $\Delta a/\Delta N$. Sous forme continue, le taux de croissance de la fissure est donné par la dérivée da/dN .

Le taux de croissance de la fissure dans un matériau prend la forme illustrée dans la figure 1.19.

La courbe de cette figure correspond à un exemple de matériau - le taux de croissance réel varie selon les matériaux.

Dans cette figure on trouve typiquement une région de da/dN en ligne droite sur une gamme de valeurs ΔK . Cette région rectiligne est représentée sur la figure dans la région II, et elle est définie par la courbe de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (1.5)$$

où C est une constante d'interception et n est la pente sur une échelle $\log - \log$. La valeur n est sans dimension, mais C a pour unités $(\text{mm}/\text{cycle})/(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})$.

Il existe généralement des queues aux extrémités supérieure et inférieure de la courbe de taux de croissance. La queue à l'extrémité inférieure pour les petites valeurs de ΔK (région I) s'approche d'une asymptote verticale appelée seuil de croissance de la fissure de fatigue, ΔK_{th} . La croissance des fissures ne se produit généralement pas pour des plages d'intensité de contrainte inférieures au seuil.

La queue à l'extrémité supérieure de la courbe pour les grandes valeurs de ΔK (région III) s'approche également d'une asymptote verticale. Lorsque le rapport d'intensité de contrainte R est égal à 0, ce qui correspond à un chargement de zéro à la tension, l'asymptote verticale à l'extrémité supérieure de la courbe est l'intensité de contrainte critique pour le matériau.

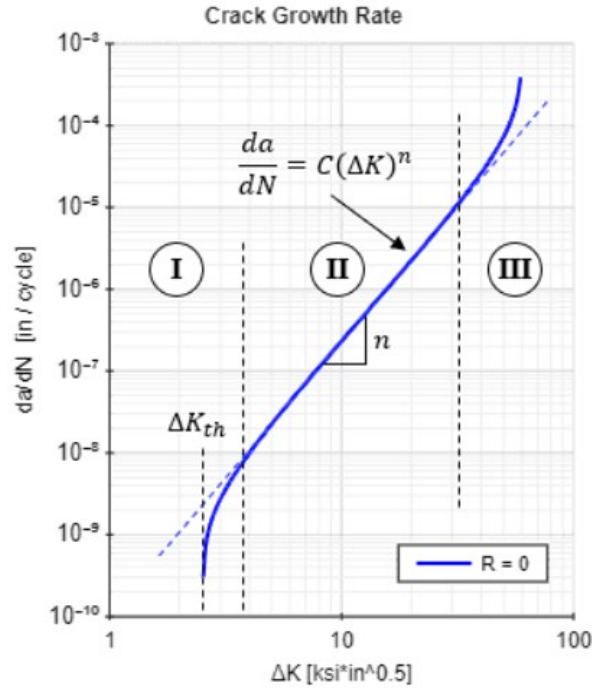


FIGURE 1.19: La vitesse de propagation de fissure. [1]

Cette queue supérieure dans la région à haut ΔK signifie une accélération de la croissance des fissures. Les fissures dans cette région se développent de manière rapide et instable jusqu'à la rupture.

Dans notre étude, en appliquant la loi de Paris on s'intéresse à la région II pour pouvoir décrire la propagation de fissure dans chaque zone du joint de soudure.

1.4.2.4 Champ de contraintes élastoplastique dans les corps fissurés

L'analyse élastique linéaire du champ de contraintes dans les corps fissurés ne s'applique qu'aux matériaux fragiles idéaux pour lesquels la quantité de déformation inélastique près de la pointe de la fissure est négligeable. Dans la plupart des cas, cependant, il existe une certaine inélasticité, sous forme de plasticité, de fluage ou de changement de phase au voisinage de la pointe de la fissure.[59]

Une étude des champs de contrainte locaux pour les trois modes de chargement a montré qu'ils ont une applicabilité générale et sont régis par les valeurs de trois facteurs d'intensité de contrainte. En d'autres termes, la charge appliquée, la longueur de la fissure et la configuration géométrique des corps fissurés n'influencent la force de ces champs que par le biais des facteurs d'intensité de la contrainte.

Nous pouvons avoir deux corps fissurés avec des géométries, des longueurs de fissures et des charges appliquées différentes avec le même mode. Les champs de contrainte et de déformation près de la pointe de la fissure seront les mêmes si les facteurs d'intensité de

contrainte sont égaux.

Dans cette partie, on présente une analyse élémentaire du champ de contrainte élastique-plastique dans les corps fissurés. L'étude comprend un calcul approximatif de la zone plastique pour de "petites" charges appliquées.

Détermination approximative de la zone plastique de l'extrémité de la fissure :

Une première estimation de l'étendue de la zone plastique présente à l'extrémité de la fissure peut être obtenue en déterminant le lieu des points où le champ de contraintes élastiques satisfait le critère d'élasticité. Ce calcul est très approximatif, car la déformation entraîne une redistribution des contraintes et modifie la taille et la forme de la zone plastique. La zone plastique devrait être déterminée à partir d'une analyse élastoplastique du champ de contraintes autour de la pointe de la fissure. Cependant, nous pouvons obtenir quelques résultats utiles concernant la forme de la zone plastique à partir d'un calcul approximatif [27].

Considérons, pour notre cas d'étude, le chargement en mode d'ouverture. En introduisant des expressions pour les contraintes principales singulières, nous obtenons l'expression suivante pour le rayon de la zone plastique :

$$r_p(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \left(\frac{3}{2} \sin^2(\theta) + 1 + \cos(\theta) \right) \quad (1.6)$$

Pour un état de contrainte plane

$$r_p(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \left(\frac{3}{2} \sin^2(\theta) + (1 - 2\nu)^2 (1 + \cos(\theta)) \right) \quad (1.7)$$

Pour un état de déformation plane.

L'étendue de la zone plastique le long de l'axe de la fissure $\Theta = 0$ est donnée par :

$$r_p(0) = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (1.8)$$

Pour un état de contrainte plane.

$$r_p(0) = \frac{1}{18\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (1.9)$$

Pour un état de déformation plane.

Les équations 1.8 et 1.9 [27], montrent que l'étendue de la zone plastique le long de l'axe de fissure pour une déformation plane est 1/9 de celle de la contrainte plane.

Pour une déformation plane, non seulement il faut beaucoup plus de contrainte pour céder

un élément du matériau que pour une contrainte plane, mais en plus les plans de séparation ou déformation sont différents.

La figure 1.20 montre les formes des zones plastiques pour une contrainte plane et une déformation plane avec $\nu = 1/3$. Observons que la zone de contrainte plane est beaucoup plus grande que la zone de déformation plane en raison de la contrainte plus élevée pour la déformation plane.

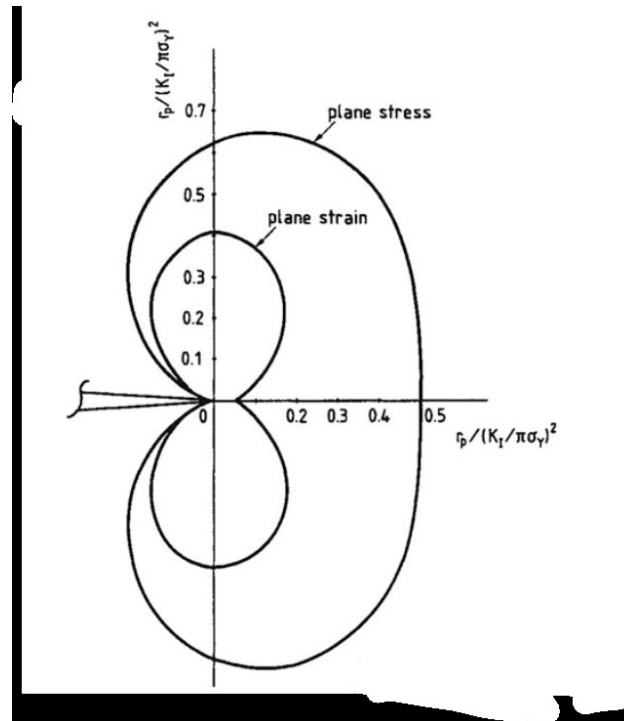


FIGURE 1.20: Les formes de la zone plastique. [27]

Les conditions de contrainte plane dominent dans les plaques très minces où l'on peut supposer que la contrainte transversale σ_z est nulle dans l'épaisseur de la plaque. Par contre, pour les plaques épaisses, l'état de contrainte est principalement un état de déformation plane.

Dans les plaques fissurées, les conditions de contrainte plane dominent sur les surfaces sans traction, tandis que la déformation plane prévaut à l'intérieur. Il en résulte une variation de la zone plastique à travers l'épaisseur de la plaque, qui diminue de la surface vers l'intérieur de la plaque. Bien que l'état de contrainte soit toujours une combinaison de contraintes et de déformations planes, il est possible d'établir certaines lignes directrices pour déterminer le type prédominant.

Ces prédictions qualitatives sur les caractéristiques des zones plastiques en bout de fissure ont été vérifiées expérimentalement par Hahn et al [60]. Ils ont réalisé des expériences sur des éprouvettes fissurées en acier et, en gravant leurs surfaces polies, ils ont révélé le caractère tridimensionnel de la zone plastique située devant la fissure.

1.5 Modélisation de la propagation de fissure

L'estimation de la durée de vie en fatigue et la description de la propagation des fissures sont les éléments les plus importants de l'analyse de la durée de vie des composants structurels, mais leur étude expérimentale peut nécessiter du temps et des dépenses. Pour l'étude de la propagation des fissures de fatigue, dans les cas où il est difficile d'obtenir des résultats détaillés par expérimentation directe, la simulation par ordinateur est particulièrement utile. Par conséquent, pour être efficace, le logiciel de propagation des fissures et de durabilité des constructions ou des composants structurels doit estimer la durée de vie restante.

La taille critique de la fissure ou la charge critique de l'élément peut être calculée à l'aide de constantes matérielles qui ont été dérivées expérimentalement et à partir de la courbe de propagation de fissure à amplitude constante, des données sur la taille de la fissure et la durée de vie, en utilisant un logiciel de propagation de fissure. De nombreux travaux dans le domaine de la mécanique de la rupture prouvent un développement significatif dans l'analyse numérique des données d'essais de propagation de fissures de fatigue.

La méthode des éléments finis est maintenant un outil standard pour la simulation numérique dans l'industrie. Pour pouvoir modéliser les surfaces de discontinuités, on fait appel à des outils différents tout dépend la situation, géométrie et les conditions. Un outil standard pour la simulation numérique dans l'industrie est évidemment la méthode des éléments finis mais la difficulté de réaliser le maillage est de plus en plus grande dans la résolution de ce modèle et cela conduit à des situations où le temps homme-machine requis pour la génération de maillage dépasse de loin le temps du calcul proprement dit.

1.5.1 Les méthodes numériques pour la simulation du phénomène de fissuration

Dans cette partie, nous classons l'ensemble des méthodes numériques utilisées dans ce problème de rupture en trois classes :

1.5.1.1 La méthode de relâchement des nœuds

Cette méthode, illustrée par la figure 1.21 et basée sur les éléments finis, consiste à bloquer les nœuds du ligament d'une fissure tant qu'ils ne sont pas rompus. Lorsqu'un critère de rupture est satisfait, on en déduit la nouvelle position de la fissure, et on relâche les nœuds correspondants.

Cette méthode nécessite la connaissance préalable du trajet de fissure et impose à la pointe de fissure de se situer sur un nœud. Elle permet de simuler des ruptures en 2D, mais est beaucoup plus difficile à mettre en oeuvre en 3D lorsque le front de fissure n'est pas rectiligne. Elle a notamment été utilisée par plusieurs auteurs pour l'analyse d'essais de rupture fragile.

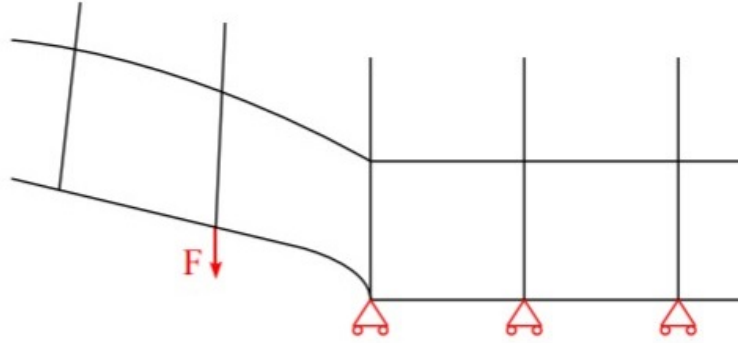


FIGURE 1.21: La méthode de relâchement des noeuds.[56]

1.5.1.2 La méthode des éléments finis étendus

En 1999, une extension de la méthode des éléments finis, connue sous le nom X-FEM (“eXtended Finite Element Method”), a été proposée. Cette extension permet de modéliser des surfaces de discontinuité comme les fissures et les interfaces matériaux sur un maillage sans que ce dernier doive s’y conformer.

La difficulté dans la génération du maillage avec un modèle des éléments finis est principalement due à la nécessité de ce dernier de respecter les surfaces. Dans le cas d’une propagation de fissure, les surfaces de discontinuités apparaissent et le maillage devient problématique.

Le travail ici consiste à améliorer la qualité de la solution fournie par la méthode des éléments finis non pas en raffinant le maillage, mais en injectant dans la base de fonctions utilisée pour approximer le problème des fonctions à priori proches de la solution attendue. Cette méthode s’applique donc particulièrement bien à tout problème présentant une singularité.

Avec la méthode X-FEM, le maillage ne doit plus se conformer aux surfaces extérieures et intérieures de la structure. La représentation de ces surfaces n’est plus donnée par un ensemble de faces d’éléments. Deux approches ont été introduites [52].

La première, que nous qualifions de lagrangienne, consiste à représenter les surfaces par un ensemble d’entités de base telles que celles que fournirait un modéleur géométrique. La seconde que nous qualifions d’eulérienne, utilise la méthode des “level sets” [7]. Dans cette méthode, la surface est remplacée par une fonction de niveau (“level set”) qui donne en tout point la distance à la surface et utilise le signe placé devant cette distance pour indiquer si le point se trouve d’un côté ou de l’autre de la surface.

Dans la méthode X-FEM, les surfaces de discontinuité sont modélisées par un enrichissement de la base éléments finis avec des fonctions inspirées des concepts la partition de l’unité.

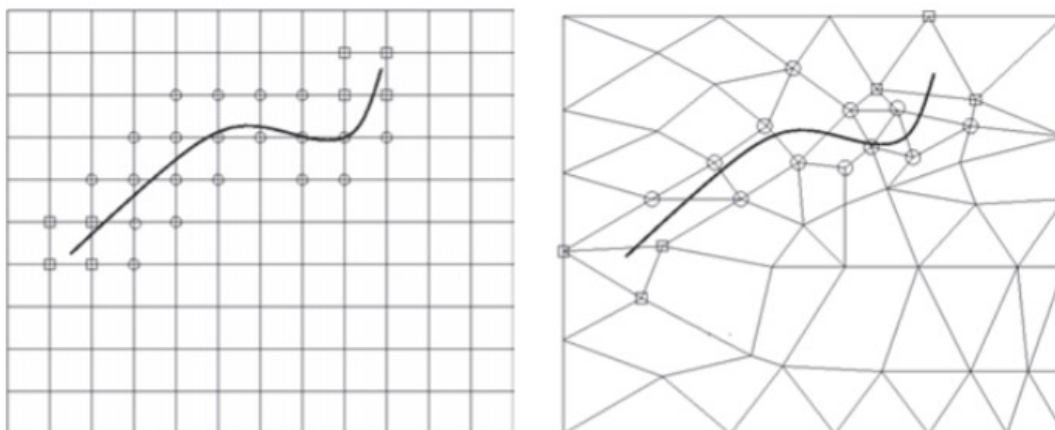


FIGURE 1.22: Le phénomène d'enrichissement par XFEM. [52]

1.5.1.3 Le remaillage

Pour avoir une bonne idée des champs à proximité du front de fissure, il faut conserver un maillage suffisamment fin lors de la propagation. C'est pourquoi, partant de cette idée, il semble nécessaire de remailler la fissure lors de sa propagation. Les algorithmes de remaillage sont souvent complexes et délicats à mettre en œuvre.

L'introduction d'une fissure dans un modèle éléments finis existant nécessite un remaillage local. En résumé, la simulation numérique d'un problème industriel implique en général non seulement la réalisation d'un maillage initial mais également bien souvent des remaillages.

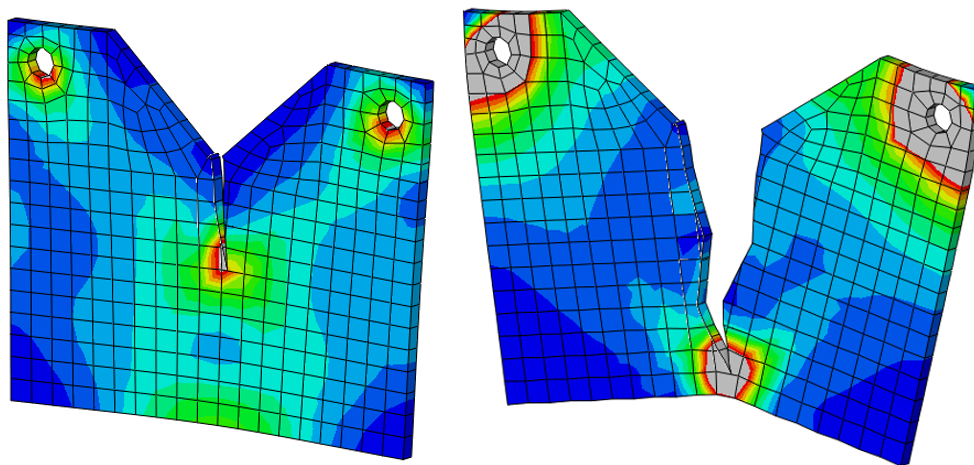


FIGURE 1.23: Le phénomène de remaillage en rupture. [4]

1.5.2 Logiciels utilisés pour la simulation de la rupture en fatigue

- Abaqus ;
- Ansys.

Avec Abaqus, les approches sont explicites. L'outil est jugé puissant et la simulation de la propagation de fissure est accélérée et stable surtout en 2D. Ansys Mechanical propose plusieurs méthodes pour simuler la fissuration dans son « fracture toolbox ».

La simulation des ruptures s'est appuyée sur deux modèles : la modélisation traditionnelle des zones cohésives (CZM : Cohesive Zone Modeling) et, plus récemment, la méthode des XFEM.

Le modèle CZM est principalement utilisé pour simuler le décollement entre deux surfaces attachées de manière adhésive. Le délaminage se produit lorsqu'une charge est appliquée mais la fissure de délaminage ne peut pas se développer au-delà de l'interface des deux surfaces. CZM est utile pour simuler les composites, mais il ne convient généralement pas pour simuler une fissure [44].

La XFEM est meilleure pour les calculs de fissures internes car elle élimine le besoin de remailler les régions du front des fissures. Elle divise les éléments de volume spécial dans la zone d'enrichissement à partir du centre de l'élément. Ainsi, elle crée un maillage plus fin en divisant les cellules existantes au lieu de remailler. Mais cette démarche dans XFEM est très coûteuse en termes de calcul. Plus la zone d'enrichissement augmente, plus la simulation est ralentie. Elle n'est donc pas facile à adapter à de grands projets.

Dans notre travail, nous optons pour le logiciel Ansys car, avec sa nouvelle méthode de maillage non structuré (UMM : Unstructured Mesh Modeling) d'Ansys Mechanical, nous pouvons réduire le temps de prétraitement en utilisant un maillage tétraédrique (tet) généré par cette méthode pour les fronts de fissure.

UMM est plus polyvalente et plus facile à utiliser que toute autre technologie de simulation de rupture. Nous pouvons placer une fissure de toute forme à n'importe quel endroit de la géométrie de la pièce simulée, y compris à la surface ou dans le volume, et utiliser la simulation pour déterminer la vitesse de propagation de la fissure et le nombre de cycles jusqu'à la rupture dans le cas de conditions de fatigue.

Le remaillage avec des éléments tétraédriques est effectué automatiquement dans une région critique autour de la pointe de la fissure à chaque itération du processus de simulation. Le remaillage automatique affine les calculs dans les régions les plus nécessaires sans nécessiter l'intervention de l'ingénieur. Tout ceci est accompli sans compromettre ou influencer la précision des résultats.

Grâce à UMM, Ansys a également introduit la technologie SMART (Separating Morphing and Adaptive Remeshing Technology) pour simuler la propagation des fissures.

1.6 Conclusion

Ce chapitre nous donne une vue globale sur les alliages d'aluminium et le procédé de FSW. Nous avons accordé une importance particulière aux alliages de la série 2xxx à durcissement structural. Le principe de soudage par friction malaxage, ses applications dans le domaine aéronautique ainsi que l'étude de la microstructure et les propriétés mécaniques ont été abordées. Une partie importante a été dédiée aux phénomènes de fissuration où on a discuté les généralités de la mécanique de la rupture et les modèles utilisés pour étudier la propagation de fissure dans les métaux. Par la suite nous avons donné quelques notions sur la modélisation de la propagation de fissure et les logiciels avec leurs techniques utilisés.

Dans le chapitre qui suit, nous allons décrire les différents modes opératoires utilisés lors de l'opération de soudage ainsi que la caractérisation du joint soudé et éventuellement les étapes de la simulation de la propagation de fissure.

Chapitre 2

Partie Expérimentale

*“C’est par l’expérience que la
science et l’art font leur
progrès chez les hommes.”*

ARISTOTE

Dans ce chapitre, nous allons décrire les différents moyens d’essais, d’analyse et de mesures. Dans un premier temps, on se base sur la méthode de fabrication des joints soudés par FSW et la caractérisation microstructurale pour le matériau de base et les soudures réalisées ainsi que les moyens de contrôle non destructifs effectués. Ensuite nous allons présenter les différents essais menés pour caractériser le joint soudé et enfin nous présenterons les étapes de la modélisation réalisées sur Ansys Mechanical pour simuler la propagation de fissure.

2.1 Matériau, outil et machine de soudage

Le présent travail étant la continuité des travaux réalisés par MIMOUNI [54] et portant sur le même alliage d'aluminium avec les mêmes caractéristiques géométriques des plaques (épaisseur, longueurs et largeur), les paramètres de soudage identifiés par lui ont été utilisés pour réaliser les joints de soudure. Dans son travail sur les relations entre la microstructure et les propriétés mécaniques, Mimouni a évalué des joints avec plusieurs vitesses de rotation, son travail montre que la vitesse de rotation influe directement sur la qualité du cordon obtenu. Une vitesse de 1250tr/min nous a permis de produire des joints soudés possédant la meilleure résistance à la traction et une meilleure ductilité, tout en offrant à la fois une distribution de matière assez homogène et une microstructure exempte de défauts internes.

2.1.1 Matériau

Le matériau étudié dans ce travail est l'alliage d'aluminium 2017A. Cet alliage à durcissement structural de la série 2000 est caractérisé par une résistance mécanique élevée, une faible densité et une très haute tolérance aux dommages. Ces caractéristiques en font un très bon candidat pour les applications aéronautiques, en particulier pour les éléments de fuselage. En revanche, son aptitude au soudage par les procédés traditionnels est réputée médiocre. Cette nuance est soudée à l'état T451, état trempé-mûri-traction et contrôlé qui correspond à son état final d'utilisation.

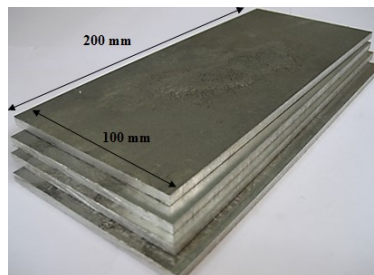


FIGURE 2.1: Plaques d'aluminium 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur préparées pour le soudage par FSW.

La composition chimique de l'alliage étudié, donnée par l'élaborateurs, a été vérifiée par un système d'analyse modulaire qui est le spectromètre SPECTROLAB, un appareil destiné pour déterminer la composition chimique des alliages légers (Aluminium et Magnésium).

Avec ses techniques de spectrométrie à émission optique, l'appareil nous permet d'avoir une analyse de composition élémentaire qualitative et quantitative. Le spectromètre est constitué essentiellement de :

- La source
- Le système optique
- L'électronique associée.

L'analyse effectuée confirme que les plaques en question sont en Aluminium 2017A. Le tableau 2.1 montre les éléments d'addition présents dans cet alliage :

TABLE 2.1: Composition chimique du 2017A-T451 déterminée par le spectromètre.

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

2.1.2 Outil

L'outil a été réalisé par Mimouni [54] en un acier à outil et a subi un traitement thermique dans le but d'augmenter sa dureté jusqu'à 52 HRC. Il possède donc une très bonne dureté et une ténacité élevée ainsi qu'une bonne tenue à chaud pour le prévenir de l'usure.



FIGURE 2.2: Conception de l'outil de soudage. [54]

L'outil de soudage est composé d'un épaulement et d'un pion avec filetage. Le tableau 2.2 présente ses caractéristiques géométriques :

TABLE 2.2: Dimensions de l'outil de soudage FSW. [54]

Longueur totale	Diamètre de l'épaulement	Longueur de l'épaulement	Diamètre du pion	Longueur du pion
85.8	22	25	6	5.8

La conception de l'outil a été réalisée tout en prenant en compte l'échange de la chaleur avec l'air ambiant, la circulation de l'air est assurée par une sorte d'ailettes sur la surface de l'épaulement, comme la montre la figure 2.2

2.1.3 Machine de soudage

Le procédé FSW utilise la chaleur due à la friction et la déformation plastique pour effectuer l'opération de soudage. Des forces et un couple importants sont nécessaires pour

générer de la chaleur par friction et aussi pour la déformation plastique. Un dispositif expérimental robuste et résistant est nécessaire pour supporter les forces et le couple développés pendant le soudage. Diverses entreprises proposent des installations complètes pour réaliser des soudures par FSW de différents matériaux dans diverses configurations de joints. Ces machines sont trop chères, ce qui constitue un obstacle majeur à la recherche dans le domaine du soudage par friction malaxage. L'utilisation d'une fraiseuse conventionnelle suffisamment puissante permet de réaliser le soudage par friction et malaxage.

Dans ce travail, le soudage a été réalisé sur une fraiseuse PMER se trouvant à l'unité de fabrication industrielle au niveau de l'ERMAéro, des modifications appropriées ont été assurées pour permettre à cette machine de réaliser le soudage par friction et malaxage. Par exemple, un adaptateur d'outil était nécessaire pour serrer l'outil de manière efficace afin d'éviter qu'il ne glisse sous l'effet du couple élevé généré pendant le soudage par friction.



FIGURE 2.3: La fraiseuse utilisée pour le soudage.

2.2 Protocole de soudage FSW

2.2.1 Préparation des plaques à souder et de la machine

2.2.1.1 Préparation des tôles :

Les plaques de dimensions de 100 mm de largeur et 200 mm de longueur ont été découpées par une scie industrielle. Afin d'avoir des plaques exemptes de déformations aux extrémités et éventuellement obtenir des joints uniformes, on respecte ce protocole :

- Lors de la découpe des plaques, la longueur doit être orientée dans la direction du laminage afin que le joint soudé soit aussi dans cette même direction.
- Pour éliminer les déformations induites par le ciseau, les plaques doivent, dans une deuxième étape, être usinées sur une fraiseuse sur les deux côtés selon la longueur.
- Avant le soudage, les plaques doivent être frottées à l'aide d'un papier abrasif ensuite nettoyées à l'aide d'un papier imbibé d'Acétone.

2.2.1.2 La fixation des plaques sur la machine :

Les caractéristiques de base qui doivent être gardées à l'esprit lors de la conception d'un dispositif de fixation sont les suivantes :

- La conception doit être telle qu'elle accueille à la fois la plaque d'appui (dans notre cas, une fine plaque en titane) et les plaques à souder.
- Les pinces de bridage doivent être conçues de manière à ce qu'elles fixent la plaque de base par le haut et qu'elles n'entrent pas en collision avec l'outil de soudage.
- Le dispositif doit faciliter le serrage de la plaque de base de dimensions variables afin qu'un seul dispositif de travail puisse être utilisé pour un certain nombre de plaques de base de dimensions différentes. Il doit également pouvoir être monté facilement sur le banc d'une fraiseuse verticale pour les opérations de soudage.
- Il doit y avoir un serrage latéral adéquat pour empêcher les pièces à souder de s'éloigner les unes des autres pendant la plongée de l'outil rotatif. On opte ici pour des serre-joints en acier robustes et qui résistent des pressions importantes.

TABLE 2.3: Les paramètres de soudage.

Épaisseur de la plaque	Dimensions de plaque	Vitesse d'avance mm/min	Vitesse de rotation tr/min	Angle d'inclinaison	Rapport des vitesses
6 mm	200x100	36	1250	2°	35

2.2.2 Les principales étapes lors de soudage

- a. Les deux plaques à souder sont installées bout à bout dans le sens de longueur sur une plaque de support en titane (Ti6V4A $e=2\text{mm}$) pour avoir une isolation thermique.
- b. Les plaques sont bridées latéralement et verticalement avec des brides et des serre-joints en acier pour les empêcher de se soulever ou de se séparer en cours de soudage.

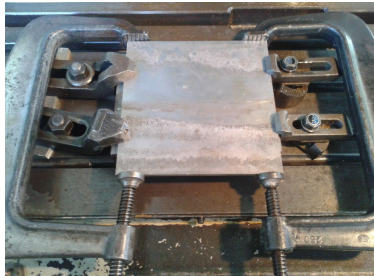


FIGURE 2.4: La fixation des plaques.

- c. Positionnement de l'outil sur le profil à souder avec un angle d'inclinaison de 2° .



FIGURE 2.5: Le chemin de l'outil de soudage.

- d. Réglage de la vitesse de rotation de l'outil à 1250 tr/min avec un tachymètre optique.



FIGURE 2.6: Réglage de la vitesse.



FIGURE 2.7: Étape de soudage .

- e. Pénétration de l'outil à l'interface des plaques. Afin d'avoir une élévation et homogénéisation de température, une phase d'attente de quelques secondes est nécessaire.
- f. Translation de l'outil le long de ligne de soudage avec une vitesse d'avance minimum.
- g. Dégagement de l'outil.



FIGURE 2.8: Joint soudé par FSW.

2.3 Contrôle de la qualité des soudures

Le contrôle non destructif désigne l'ensemble des techniques et procédés utilisés pour déterminer l'intégrité des matériaux, soudures, ou structures quelconques sans qu'il en résulte des altérations préjudiciables à leur utilisation ultérieure. Il est nécessaire et de la plus haute importance de vérifier la qualité des soudures sur des pièces de résistance. A cet effet, les plaques soudées ont été contrôlées par trois méthodes non destructives :

2.3.1 Contrôle visuel

L'examen visuel des soudures vise à rechercher les défauts d'aspect normalisés des cordons de soudures tels que morsures, caniveaux, défauts volumiques ou défauts débouchant (soufflures, fissures, etc.). Il permet également d'apprécier l'aspect général et la régularité des cordons. Ce contrôle à titre non destructif vise à détecter des défauts de surface visibles à l'œil nu dans les assemblages soudés des structures métalliques car l'aspect extérieur de la soudure peut toujours servir comme indication sur la présence éventuelle de défauts internes.

2.3.2 Contrôle par Radiographie X

La radiographie est une méthode qui permet d'inspecter des matériaux à la recherche de défauts cachés en utilisant la capacité des rayons X, des rayons gamma et des neutrons à pénétrer divers matériaux. La radiographie met en œuvre des sources émettrices de rayonnements ionisants. Ces rayonnements ont une énergie très grande qui leur permet de traverser la matière. Lors de la traversée de la matière, les éventuels défauts contenus dans celle-ci constituent des obstacles qui absorbent plus aux moins le rayonnement. Les différences d'absorption peuvent être soit visualisées sur un écran fluorescent, soit enregistrées sur un film spécial (cas de radiographie industrielle). Le contrôle détecte la différence d'absorption provoquée par la présence du défaut par rapport au reste de la pièce.

Le contrôle a été effectué au niveau du laboratoire de CND de l'ERMAéro de Dar El Beida. Le générateur utilisé est un tube à rayons X de marque SEIFERT.

Les paramètres utilisés pendant le contrôle sont déterminés en fonction du type et l'épaisseur du métal et à partir des abaques donnés par le constructeur.

Pour notre cas, le contrôle de la plaque de 6mm d'aluminium 2017A nécessite les paramètres suivants :

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

Cette méthode d'inspection nous permet de repérer des fissures ou des défauts que l'on pourrait ne pas déceler autrement. Ces caractéristiques l'ont fait un outil essentiel aux fins du contrôle de la qualité, de la sûreté et de la fiabilité.

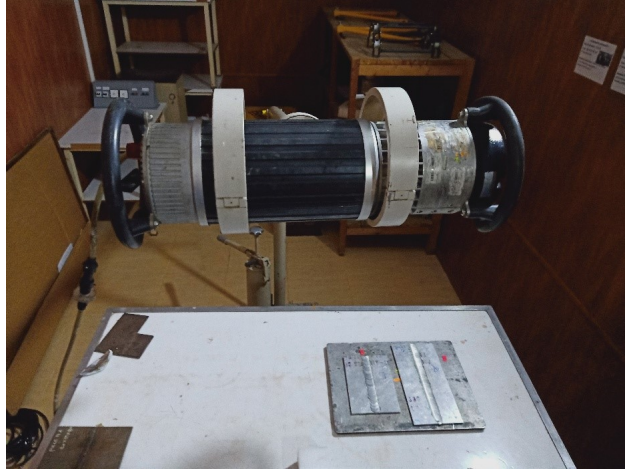


FIGURE 2.9: Dispositif utilisé pour la Radiographie X.

2.3.3 Contrôle par ultrasons

Méthode non-destructive de détection de défauts dans une pièce, basée sur l'émission d'ultrasons et la détection de leur réflexion liée aux interfaces acoustiques rencontrées.

Un capteur équipé d'éléments piézoélectriques émet des ultrasons à une fréquence (entre 500 kHz et 100 MHz) choisie en fonction de la nature de la pièce à contrôler. Il doit être en contact direct avec la pièce pour que les ondes propagées ne soient pas freinées par l'impédance de l'air entre les deux ; en immersion dans de l'eau qui est un bon conducteur acoustique. Grâce au pilotage électronique de l'orientation et des caractéristiques du faisceau ultrasonore, la technologie multi-éléments est adaptée au contrôle de pièces à géométries complexes.

Les ondes se réfléchissent sur les interfaces acoustiques rencontrées : contours de la pièce, défauts intérieurs voire grains des matériaux. Selon la loi de Snell-Descartes, la réflexion observe un angle particulier. Les ondes subissent également d'autres phénomènes au cours de leur propagation dans la matière (diffraction, atténuation...).

Le capteur, placé au contact de la pièce à inspecter, évolue suivant une trajectoire calculée pour intercepter les ondes réémises par un éventuel défaut.

Les ondes détectées sont converties en signaux par l'électronique associée du capteur. Un logiciel assemble ces signaux pour former une image de l'intérieur de la pièce. L'analyse des images permet de discriminer les échos dus à un défaut de ceux liés à la géométrie de la pièce.

Le contrôle a été effectué au niveau du Centre de Recherche des Technologies Industrielles CRTI-Cherage. Pour assurer le couplage du capteur avec la pièce, on a opté pour une inspection par immersion où le milieu de couplage était l'eau.

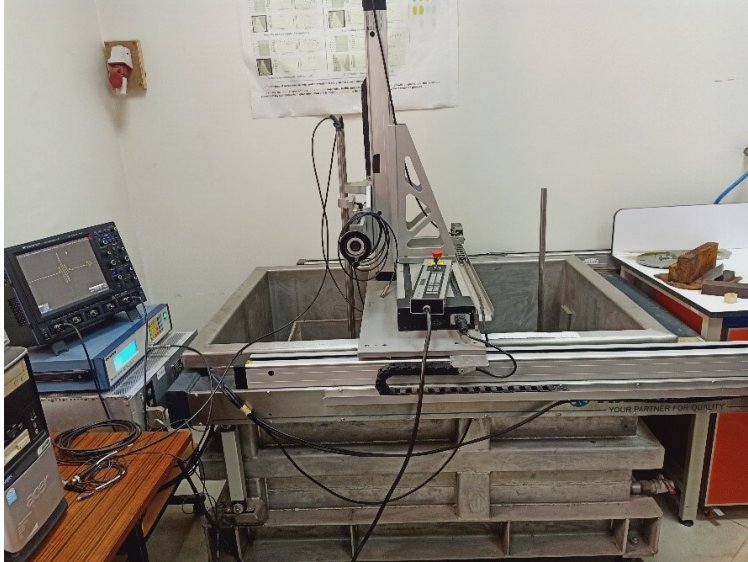


FIGURE 2.10: Dispositif utilisé pour le contrôle des ultrasons par immersion.

Le dispositif est composé de :

- Un générateur d'impulsion conventionnel de type OLYMPUS, Modèle 5800Pr
- Un transducteur de type Panamertics V327 de fréquence de 10 MHz.
- Un oscilloscope numérique de type TELEDYNE Lecroy, modèle 1 GHz-WaveSufer10

2.4 Analyses microstructurales

2.4.1 Préparation des échantillons

2.4.1.1 Découpage

De chaque tôle soudée, nous avons prélevé des différentes coupes transversales au cordon de soudure. La découpe s'est faite à froid à l'aide d'une scie manuelle afin d'éviter les échauffements et donc garder les mêmes caractéristiques mécaniques.

2.4.1.2 Enrobage

Les échantillons sont enrobés de résine EPOXY afin de faciliter leur manipulation et obtenir un bon résultat de préparation. Pour que l'adhésion entre la résine et l'échantillon soit la meilleure possible, il est important de le nettoyer.

2.4.1.3 Polissage

Sur chaque échantillon, nous avons procédé au polissage de la surface examinée. Un polissage d'abord grossier pour enlever les résidus de la résine qui enrobe la surface à étudier avec un papier abrasif. La surface à examiner est réalisée avec une polisseuse STRUERS ROTOPOL-11 au niveau du Centre de Recherche et Développement des Forces Aériennes, la vitesse de rotation est comprise entre 150 et 300 tours/minutes environ, l'échantillon subit une rotation à 90° à chaque changement de granulométrie pour effacer les raies précédentes de polissage.

Pour affiner les différentes faces des échantillons on a utilisé progressivement des papiers de granulométrie plus fine à savoir 60 – 120 – 600 – 800 – 1200 – 4000 pour une observation micrographique. A la fin de cette opération de polissage, un passage de chaque surface ainsi poli avec la pâte d'alumine de granulométrie de 1 μ m, nous a permis de finir cette opération, nous obtiendrons ainsi des surfaces miroir.

2.4.1.4 Attaque chimique

Une solution d'attaque chimique spécifique a été choisie pour l'observation microstructurale de métal de base et les différentes zones de la soudure. Dans la littérature la solution la plus utilisée est la solution Keller, nous avons alors opté pour cette solution chimique qui se compose de : 1 ml d'acide fluorhydrique (HF), 1.5 ml d'acide chlorhydrique (HCL), 2.5 ml d'acide nitrique (HNO₃) dans 95 ml d'eau. L'attaque est menée durant quelques secondes (30s), cette attaque permet de révéler la microstructure de la zone soudée et de mettre en évidence les différentes zones.

2.4.2 Macroscopie optique

Cet examen est généralement utilisé pour inspecter les joints soudés. Après découpe, polissage et attaque chimique, le Noyau de soudure, la zone affectée thermiquement et la zone affectée thermo-mécaniquement sont clairement visibles et permettent l'interprétation (grossissement 10x maximum généralement).

L'observation métallographique à l'échelle macroscopique a été réalisée à l'aide d'un microscope optique de marque Nikon SMZ 745T au niveau du laboratoire des analyses microstructurales au niveau de CRTI Cheraga. L'examen nous a permis de révéler la structure métallurgique des matériaux.

2.4.3 Microscopie optique

Les observations au microscope optique ont été réalisées sur des échantillons prélevés transversalement au joint soudé et polis mécaniquement suivant les techniques traditionnelles mentionnées précédemment.

Les échantillons ainsi préparés sont observés à l'aide d'un microscope optique à l'échelle microscopique sous lumière polarisée. L'observation au microscope optique permet de distinguer les différentes zones caractéristiques d'un joint soudé FSW et leur découpage : métal de base, ZATM, ZAT et noyau soudé. Les observations par microscopie optique de coupes transverses de joint soudé permettent également de déterminer, par mesure, la largeur de la zone de matière malaxée autour du pion.

Les différentes observations ont été réalisées en utilisant un microscope optique de marque Olympus BX51 lié à un ordinateur muni d'un logiciel d'acquisition d'image au niveau du Centre de Recherche et Développement des Forces Aériennes CRD-FA Dar El-Beida.

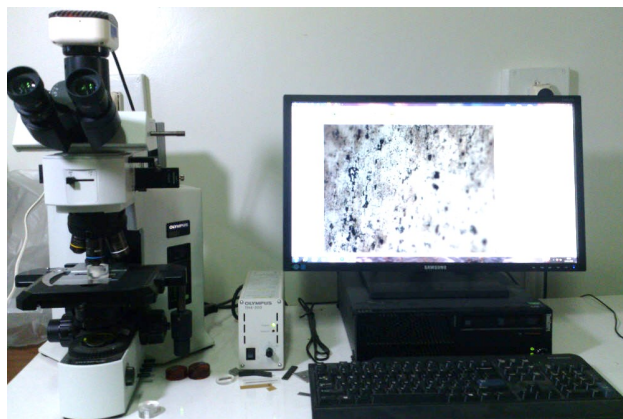


FIGURE 2.11: Microscope optique de type Olympus BX51.

2.5 Caractérisation des soudures

2.5.1 Essai de microdureté

L'essai de microdureté mesure la résistance du matériau à la pénétration ; il constitue une méthode simple, rapide et reproductible de caractérisation locale d'un joint soudé.

En pratique, l'essai consiste à introduire sous un effort F_v un indenteur, suffisamment dur pour être considéré comme indéformable, puis de mesurer son empreinte laissée dans le matériau.

Le test de dureté Vickers a été adapté pour notre cas car il est considéré comme plus facile à utiliser que les autres essais de dureté : le processus peut être exécuté sur un appareil d'essai universel de microdureté ; les calculs nécessaires sont indépendants de la taille du pénétrateur ; le même pénétrateur (un diamant pyramidal) peut être utilisé pour tous les matériaux indépendamment de leur dureté.

La dureté Vickers (HV) est calculée en effectuant une mesure optique des longueurs des 2 diagonales de l'empreinte du pénétrateur. Les mesures sont converties en HV au moyen de l'une des formules suivantes :

$$HV = 0.102 \frac{2F_v \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{(d_v)^2} \quad (2.1)$$

$$HV = 0.189 \frac{F_v}{(d_v)^2} \quad (2.2)$$

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

L'essai a été réalisé à l'aide d'un appareil de type HWDM-1 au niveau du Laboratoire Génie des Matériaux au niveau de l'École Militaire Polytechnique.



FIGURE 2.12: Microduromètre HWDM-1.

2.5.2 Essai de traction

L'objectif de cette partie est de décrire les différents outils expérimentaux utilisés pour la caractérisation de la résistance mécanique d'une jonction soudée FSW, plus précisément pour l'évaluation de la sensibilité des différentes zones métallurgiques, préalablement identifiées, en présence de singularité géométrique. Pour ce faire, nous proposons une description des essais de traction menés dans cette étude principalement pour identifier globalement et localement les lois de comportement tout au long de la jonction soudée.

L'essai de traction constitue l'essai mécanique le plus classique et le mieux étudié, il consiste à exercer sur une éprouvette, une force croissante ou une déformation constante qui va la déformer progressivement et la rompre. Il permet de déterminer les caractéristiques fondamentales telles que la limite d'élasticité, la limite à la rupture et le module de Young.

Cet essai est réalisé en deux approches : globale et locale. La première étudie le comportement à l'échelle globale et on utilise des macro-éprouvettes. La seconde approche pour étudier le comportement mécanique local et donc des micro-éprouvettes ont été adaptées pour ce test.

2.5.2.1 Les macro-éprouvettes

Dans le cadre de l'étude du comportement global, nous avons réalisé des éprouvettes dont la géométrie a été définie par la norme ASTM/E8M.

Les éprouvettes sont de forme plate et elles ont été prélevées perpendiculairement à la direction de soudage. Cette géométrie a été employée à la fois au métal de base et au joint de soudure pour pouvoir finalement comparer entre les propriétés mécaniques.

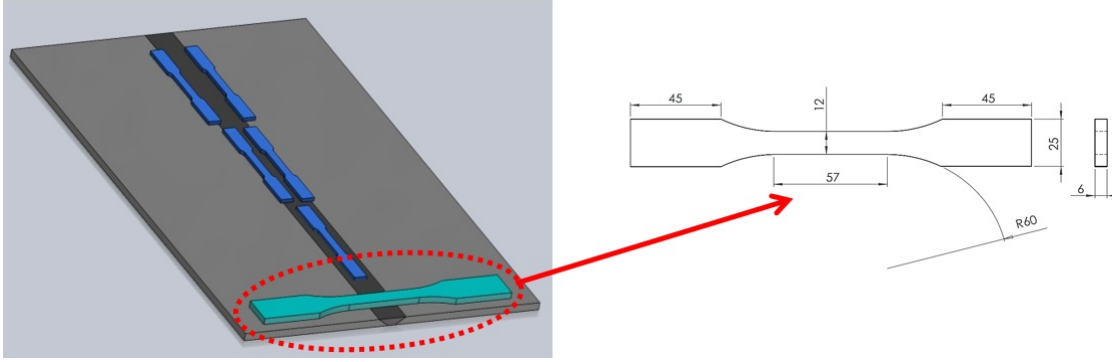


FIGURE 2.13: Schéma illustrant le prélèvement des macro-éprouvettes par rapport au joint de soudure.

2.5.2.2 Les micro-éprouvettes

Le prélèvement des micro-éprouvettes de traction a été obtenu dans la tôle de 6mm d'épaisseur par l'intermédiaire d'une machine à commande numérique. La découpe et l'usinage a été réalisé à basse vitesse pour éviter les effets thermiques et garder la même micro-structure.

Le protocole de découpe était spécifique pour s'assurer que la zone à étudier soit bien située dans l'éprouvette à tester .

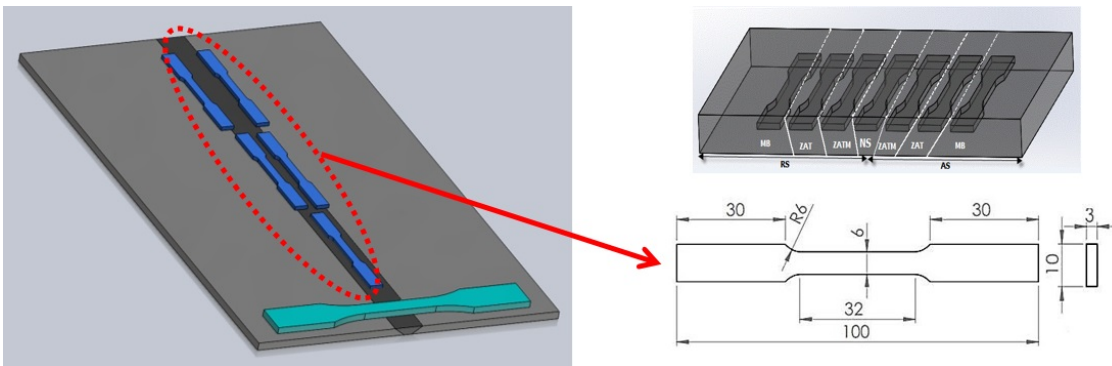


FIGURE 2.14: Schéma illustrant le prélèvement des micro-éprouvettes des différentes zones.

De la même manière que pour les macro-éprouvettes, cette géométrie a été utilisée à la fois pour les essais sur métal de base et pour les essais sur joints soudés.



FIGURE 2.15: Les micro-éprouvettes de traction.

2.5.2.3 Les normes et la machine utilisées

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 correspondant à une vitesse de déformation de $5,20 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Le dispositif de traction utilisé se trouve au sein du Laboratoire Génie des Matériaux au niveau de l'École Militaire Polytechnique. La machine est de type WOLPERT-AMSLER ZZ220 d'une capacité de 200kN.



FIGURE 2.16: La machine WOLPERT-AMSLER ZZ220 utilisée pour les essais de traction.

2.5.3 Essai de fissuration

L'objectif de cette partie est de déterminer la vitesse de propagation des fissures dans chaque zone. Pour l'utilisation pratique de soudures d'aluminium aéronautique, il est important de comprendre leurs propriétés de fatigue, car de nombreux accidents industriels ont été dus à la rupture par fatigue de composants et la concentration de contraintes au niveau des soudures a généralement conduit à l'initiation de fissures de fatigue.

2.5.3.1 Configurations des éprouvettes

La configuration et le calcul du facteur d'intensité de contrainte sont conformes à la norme ASTM- E399. Comme le montre la figure, des échantillons de CT dont la configuration est illustrée dans la figure 2.4, ont été prélevés sur les plaques soudées et réalisés sur une machine à commande numérique avec une vitesse de découpe très basse.

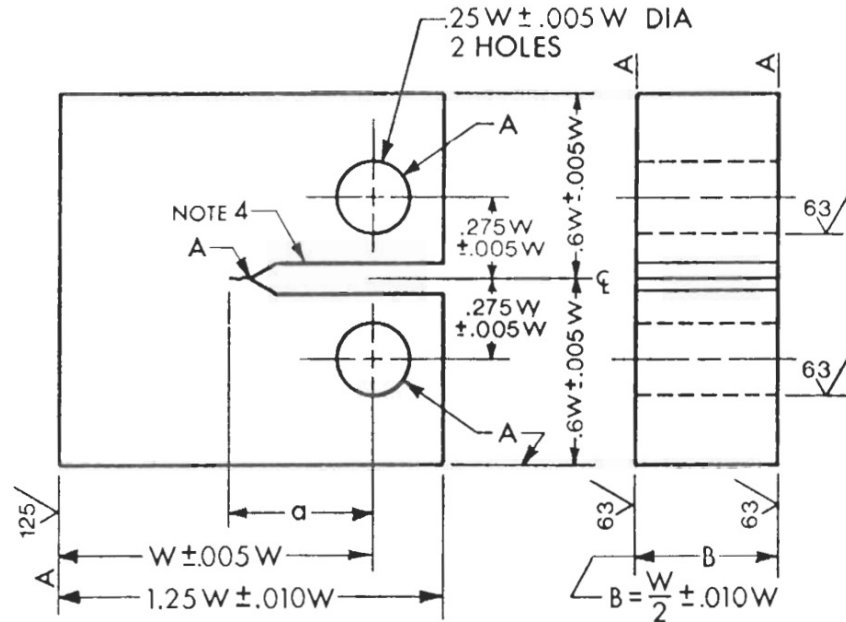


FIGURE 2.17: Configuration des éprouvettes CT suivant la norme ASTM E399. [17]

TABLE 2.4: Les paramètres géométriques de l'éprouvette CT.

Largeur w	49 mm
Longueur d'encoche a_0	14.5 mm
Hauteur d'encoche H	3 mm
Épaisseur B	4 mm

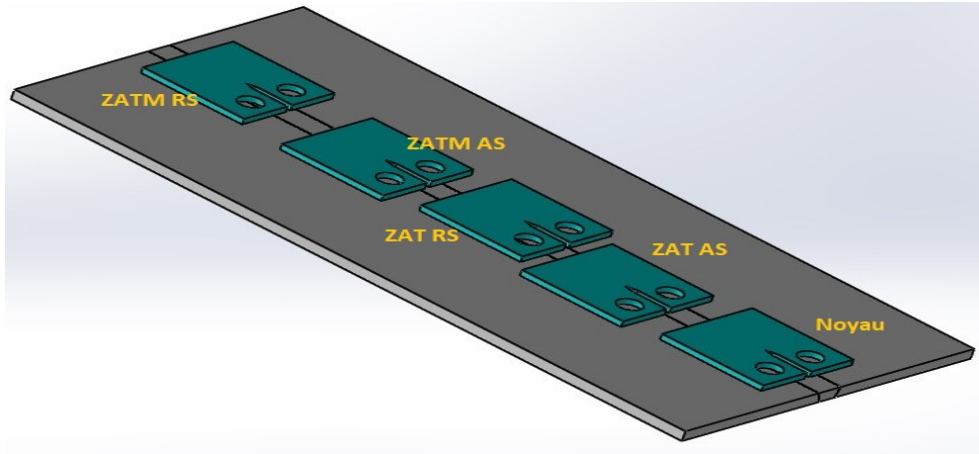


FIGURE 2.18: Schéma illustrant le prélèvement des éprouvettes CT suivant l'entaille dans les différentes zones

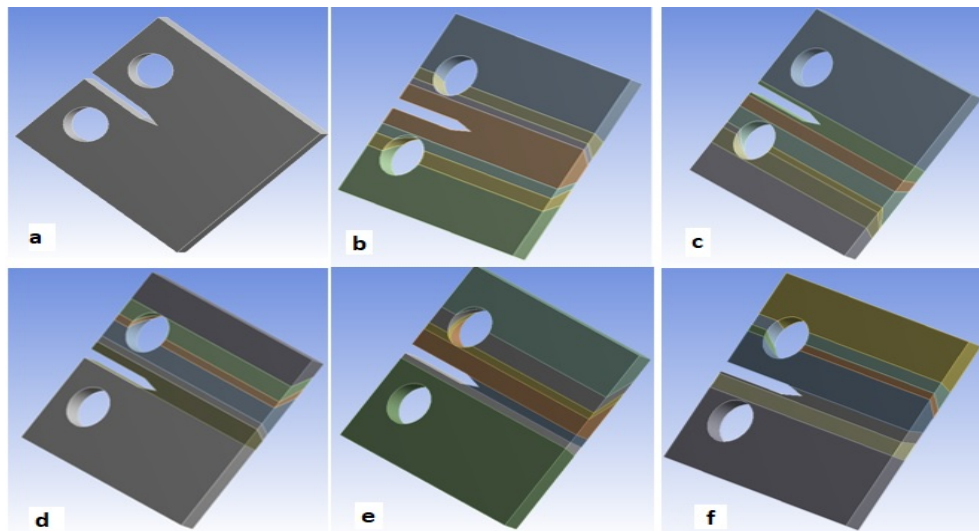


FIGURE 2.19: Schéma illustrant la partition dans chaque éprouvette suivant la position de l'entaille (a) MB, (b) Noyau, (c) ZAT AS, (d) ZAT RS, (e) ZATM RS, (f) ZATM AS.

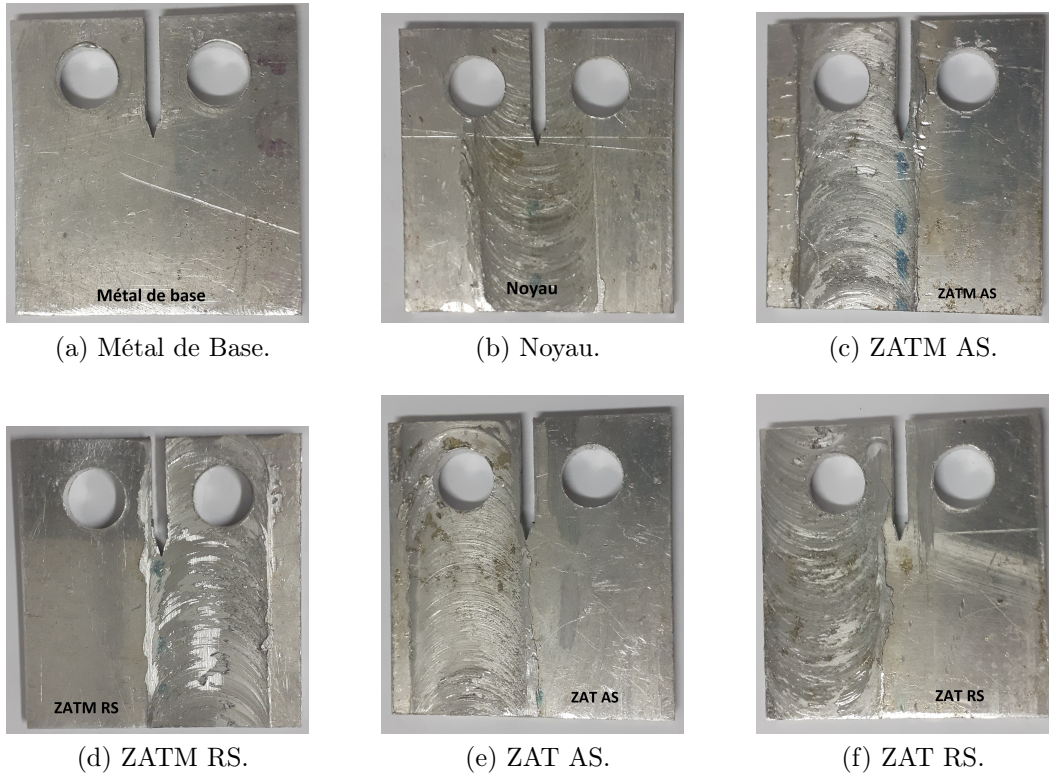


FIGURE 2.20: Éprouvettes CT-50 utilisées pour le test sur différentes zones.

2.5.3.2 Machine et procédure de test

Le test de fissuration a été effectué au niveau du Centre de Recherche des Technologies industrielles CRTI-Cheraga sur une machine de fatigue électrohydraulique de type MTS series 809 Axial/Torsional test (figure 2.21) reliée à un ordinateur pour faire entrer les données et visualiser les courbes de charge et fissures. L'essai a été conduit avec une forme sinusoïdale d'un rapport de charge $R=0.1$ et une fréquence $f=20$ hz.

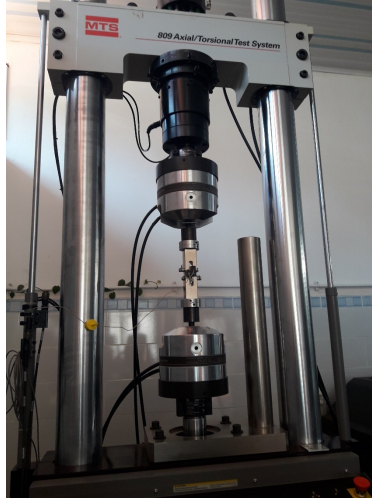


FIGURE 2.21: Machine de fatigue MTS series 809.

Un extensomètre a été fixé sur la face arrière de l'éprouvette CT et la propagation de fissure a été calculée par le système en utilisant une méthode de complaisance entre l'ouverture de l'extensomètre et la fissure dans le matériau avec les caractéristiques préalablement définies.



FIGURE 2.22: L'emplacement de l'extensomètre sur l'éprouvette.

la figure 2.23 montre l'interface de contrôle des données nécessaire pour l'essai. on doit choisir le type d'essai, l'éprouvette utilisée et on fait entrer tous ses paramètres ainsi que les coefficients de complaisance qui utilise une corrélation entre l'ouverture de l'éprouvette et les propriétés mécaniques propres au matériau utilisé.

les coefficients de complaisance sont définis par la norme ASTM/E399 et ne changent pas avec le changement du matériau. En d'autres termes, ces coefficients sont fixés et le seul changement effectuée avec chaque éprouvette c'est bien évidemment les caractéristiques mécaniques issus de l'essai de traction local.

Paramètre	Valeur	Unité	Description
Nom d'éprouvette	2017		
Type de géométrie	FFC(T) K3C		
Commentaires			
Largeur (W)	0.000	(mm)	Largeur de l'épr...
Longueur d'encoche (a0)	0.000	(mm)	La longueur de...
Hauteur d'encoche (h)	0.000	(mm)	La hauteur de l...
Épaisseur (B)	0.000	(mm)	Épaisseur totale...
Épaisseur nette (Bn)	0.000	(mm)	L'épaisseur nett...
Module élastique (E)	0.000	(MPa)	Estimation de la...
Résistance de limite d'élasticité	0.000	(MPa)	Estimation de la...
Limite de la résistance à la traction	0.000	(MPa)	La force de trac...
Coefficient de Poisson	0.000	(sans unité)	Le coefficient d...
Centre d'épingle à partir du plan de fissure	0.000	(mm)	Demi-intervalle...

Paramètre	Valeur	Unité	Description
Orientation du plan de la fissure			Une identifiati...
Coefficient de complaisance C0	1.000	(sans unité)	Coefficient de c...
Coefficient de complaisance C1	-4.500	(sans unité)	Coefficient de C...
Coefficient de complaisance C2	13.157	(sans unité)	Coefficient de C...
Coefficient de complaisance C3	-172.551	(sans unité)	Coefficient de C...
Coefficient de complaisance C4	879.944	(sans unité)	Coefficient de C...
Coefficient de complaisance C5	-1514.671	(sans unité)	Coefficient de C...
Coefficient d'étalonnage K0	0.886	(sans unité)	Le coefficient d'...
Coefficient d'étalonnage K1	4.640	(sans unité)	Le coefficient d'...
Coefficient d'étalonnage K2	-13.320	(sans unité)	Le coefficient d'...
Coefficient d'étalonnage K3	14.720	(sans unité)	Le coefficient d'...
Coefficient d'étalonnage K4	-5.600	(sans unité)	Le coefficient d'...

FIGURE 2.23: Interface de contrôle de la machine MTS 809.

2.5.3.3 Définitions des contraintes appliquées

La figure ci-dessous montre des contraintes appliquées de manière cyclique. Pour des raisons de simplicité, la figure montre des valeurs constantes de contraintes maximales et minimales; cependant, le chargement dans un scénario réaliste peut être beaucoup moins uniforme et peut consister en de multiples ensembles de plages de contraintes.

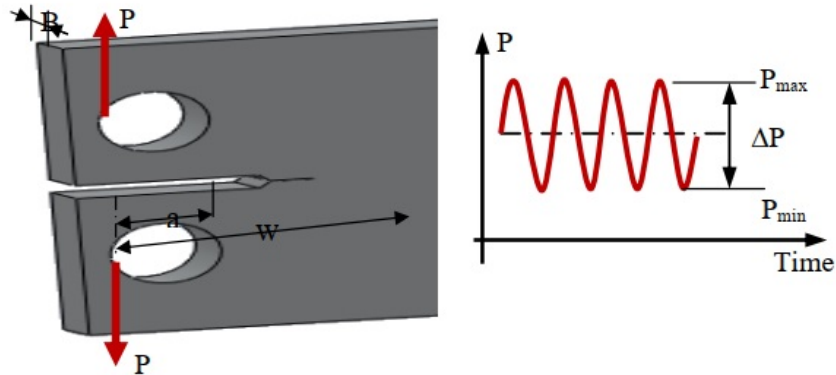


FIGURE 2.24: La configuration de chargement cyclique appliquée sur une éprouvette CT-50. [19]

Le choix des valeurs de ces forces appliquées dépend principalement de la limite élastique de chaque zone et de rapport de contrainte R . La courbe de Wöhler préalablement tracé par Mimouni nous permet d'avoir une limite avec laquelle on peut déterminer les chargements cycliques dans chaque zone. À 40% de la limite élastique de chaque zone, on a la force maximale appliquée.

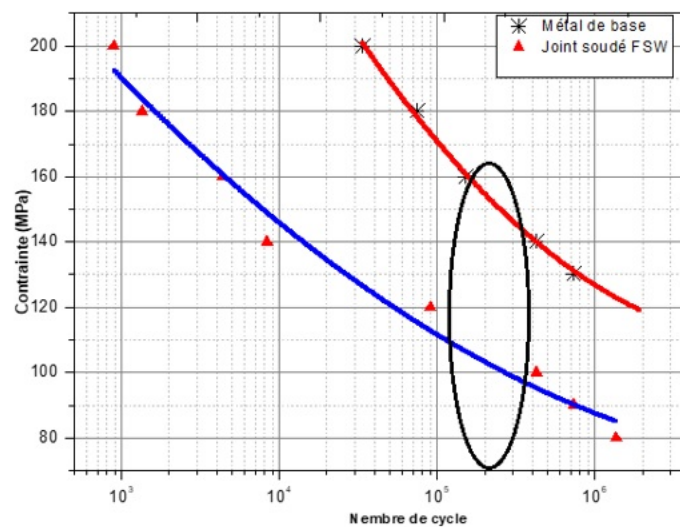


FIGURE 2.25: Courbe de WÖHLER pour le MB et le joint soudé. [54]

Le tableau 2.5 résume les chargements appliqués sur les éprouvettes de différentes zones :

TABLE 2.5: Le chargement cyclique des zones du joint.

MB	$\sigma_e = 340$ MPa	$\sigma_r = 446$ MPa	$\Delta P = 1.80$ kN
Noyau	$\sigma_e = 250$ MPa	$\sigma_r = 284$ MPa	$\Delta P = 1.12$ kN
ZATM AS	$\sigma_e = 190$ MPa	$\sigma_r = 335$ MPa	$\Delta P = 1.58$ kN
ZATM RS	$\sigma_e = 225$ MPa	$\sigma_r = 388$ MPa	$\Delta P = 1.72$ kN
ZAT AS	$\sigma_e = 138$ MPa	$\sigma_r = 213$ MPa	$\Delta P = 1.20$ kN
ZAT RS	$\sigma_e = 124$ MPa	$\sigma_r = 207$ MPa	$\Delta P = 1.30$ kN

avec :

$$\Delta P = P_{max} - P_{min} \quad (2.3)$$

2.6 Simulation et analyse numérique

La méthode traditionnelle d'essai de rupture en fatigue consistant à construire des éprouvettes et prototypes est un processus long et coûteux. La simulation technique de la rupture pendant la phase de conception pour prédire la résistance d'un produit est donc une méthode.

Dans beaucoup de travaux, la simulation et modélisation du phénomène de propagation de fissure sont limitées à l'utilisation des méthodes usuelles basées sur la XFEM ou la CZM dans les logiciels commerciaux Ansys et Abaqus. Dans cette partie de l'étude, nous avons essayé de découvrir une des technologies récentes sur Ansys et tester sa capacité et précision. L'une des dernières innovations d'Ansys est la technologie SMART (Separating Morphing and Adaptive Remeshing Technology), qui s'appuie sur le processus UMM présenté dans le premier chapitre.

La technologie SMART est utilisée dans notre travail pour modéliser la propagation de fissure dans une éprouvette CT-50 en 2017A. Contrairement aux autres méthodes, la propagation de fissure ici est basée sur la loi de Paris, une chose qui n'est pas encore introduite dans Abaqus ou n'importe quel autre logiciel de modélisation de rupture.

2.6.1 Configuration et exécution de la simulation Ansys SMART

La mise en place de la simulation SMART se fait sur ANSYS MECHANICAL en traitant les étapes d'une analyse d'une structure statique :



FIGURE 2.26: Les étapes de la modélisation.

a. Les propriétés du matériau :

Material Field Variables		Table
Density	2800	kg m ⁻³
Isotropic Secant Coefficient of Thermal Expansion		
Coefficient of Thermal Expansion	2,3E-05	C ⁻¹
Isotropic Elasticity		
Derive from	Young's Modulus an...	
Young's Modulus	7,25E+10	Pa
Poisson's Ratio	0,33	
Bulk Modulus	7,1078E+10	Pa
Shear Modulus	2,7256E+10	Pa
S-N Curve		Tabular
Interpolation	Semi-Log	
Scale	1	
Offset	0	Pa
Tensile Yield Strength	3,4E+08	Pa
Compressive Yield Strength	3,4E+08	Pa
Tensile Ultimate Strength	4,46E+08	Pa
Compressive Ultimate Strength	0	Pa
Paris' Law		
Reference Units (Length, Force)	mm, tonne mm s ⁻²	
Material Constant C	5E-05	
Material Constant m	2.67	

FIGURE 2.27: Les propriétés de l'alliage d'aluminium 2017A.

Les propriétés de notre matériau d'étude le 2017A sont introduites. Nous précisons les caractéristiques mécaniques ainsi que les données tabulaires de la courbe de fatigue de Mimouni [54]. Nous devons aussi introduire les coefficients de Paris issus de l'essai de fissuration. L'obtention de ces données empiriques est expliquée dans le dernier chapitre.

b. La géométrie :

La géométrie de l'éprouvette CT-50, précédemment créée sur SOLIDWORKS est importée.

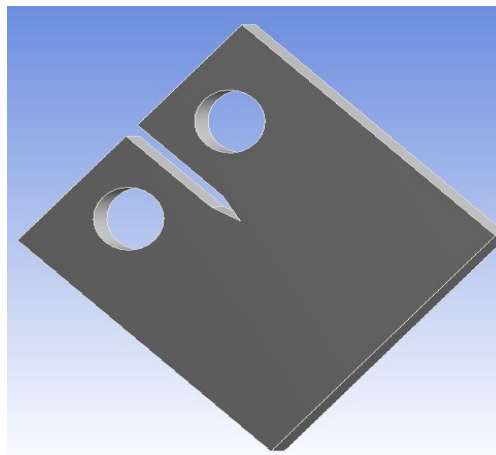


FIGURE 2.28: La géométrie de l'éprouvette.

c. La configuration du modèle sur MECHANICAL :

C'est l'étape cruciale de la modélisation où on introduit tous les paramètres du modèle.

— **Le maillage** : Le maillage de la géométrie doit être un maillage tétraédrique avec une zone très raffinée sur le front de fissure, il se fait suivant ces étapes :

- (1) On insère un nouveau système de coordonnées sur le front de fissure ;
- (2) On insère une méthode de maillage tétraédrique et un dimensionnement d'arête avec une sphère d'influence ;
- (3) On génère le maillage.

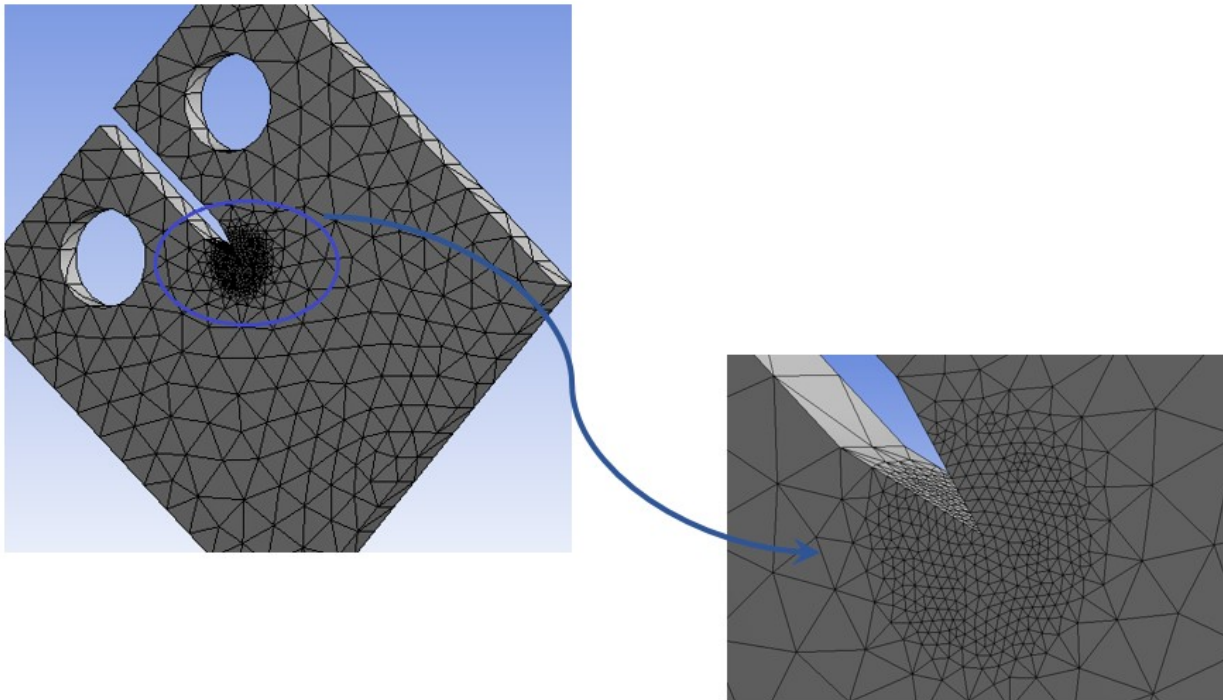


FIGURE 2.29: Le maillage du modèle avec un raffinement sur l'entaille.

Le résultat de cette étape en termes de statistiques est :

- Nombre de nœuds :42375.
- Nombre d'éléments :29487.

— **La rupture** :

- (1) On introduit une fissure pré-maillée : Cette étape nécessite la création des sélections nommées nodales. C'est la partie où on définit la position de la fissure (figure 2.30). On précise le front de fissure, la face supérieure et la face inférieure.
- (2) On insère l'option SMART CRACK ;

— **Les conditions aux limites et les itérations**

- (1) Notre modèle est soumis à un chargement cyclique agissant sur les deux trous de l'éprouvette avec une direction opposée ;

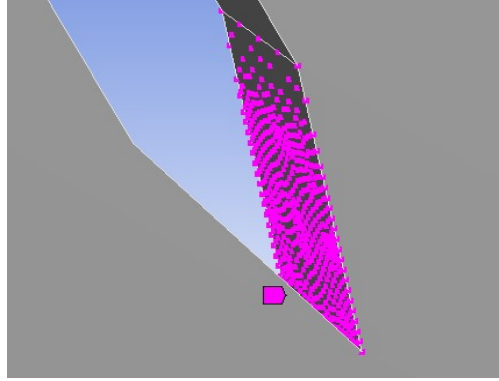


FIGURE 2.30: Définition de la position de la fissure.

Details of "SMART Crack Growth"	
Definition	
Analysis	Crack Growth
Method	SMART
Suppressed	No
Options for Crack Growth	
Initial Crack	Pre-Meshed Crack
Crack Growth Option	Fatigue
Failure Criteria Option	Material Data Table
Material	AU4G MB
Crack Growth Law	Paris Law
Crack Growth Methodology	Life Cycle Prediction
Min Increment of Crack Extension	Program Controlled
Max Increment of Crack Extension	Program Controlled
Stop At Max Crack Extension	None
<input type="checkbox"/> Stress Ratio	0,1

la fissure initiale peut être une fissure pré-maillée, semi-elliptique ou arbitraire.

La propagation de fissure peut être en fatigue ou statique,

Le propagation de fissure SMART doit suivre la loi de paris, c'est la seule option.

FIGURE 2.31: Détails de la propagation de fissure SMART.

- (2) Il est aussi fixé sur deux points de sa base ;
 - (3) On introduit un nombre d'itérations de 35.
- d. La solution :
- Pour la solution, on veut avoir le résultat de la déformation totale et directionnelle et aussi le facteur d'intensité de contraintes ainsi que le nombre de cycles et la longueur de fissure.

2.7 Conclusion

Plusieurs techniques ont été établis afin de caractériser le joint de soudure obtenu. Ce chapitre a détaillé les différentes procédures pour pouvoir caractériser la microstructure du joint soudé ainsi que sa tenue mécanique. Par la suite, les étapes de la simulation sur Ansys (SMART) ont été également introduites.

Chapitre 3

Résultats, discussion et interprétation

*“Pour atteindre la vérité,
il faut une fois dans la vie se
défaire de toutes les opinions
qu'on a reçues, et reconstruire
de nouveau tout le système de
ses connaissances.”*

René DESCARTES

Cette partie a pour but de discuter et interpréter les résultats obtenus. Après avoir inspecté les plaques soudées, nous procédons par caractériser les joints. Le but principal est d'étudier le phénomène de fissuration dans chaque zone et déterminer les paramètres empiriques nécessaires et éventuellement visualiser la propagation de fissure et avoir un modèle de simulation robuste et précis.

3.1 Résultats du soudage de l'alliage 2017A par FSW

L'objectif étant de souder deux plaques en aluminium 2017A exemptes de défauts internes, nous avons pu assembler plusieurs plaques avec les mêmes paramètres (vitesse de rotation 1250 tr/min, vitesse d'avance 36mm/min et angle d'inclinaison 2°).



FIGURE 3.1: Plaques d'aluminium 2017A-T451 de 6mm d'épaisseur soudées par FSW.

la figure 3.1 montre le résultat du soudage par friction malaxage. on peut observer une surface lisse autour du cordon avec des stries bien répartis qui servent comme preuve du bon choix des paramètres de soudage.

3.2 Analyse des défauts et contrôle des soudures

Comme souligné par Arbegast [9], la génération des défauts dépendent de l'interaction entre l'outil et les paramètres opératoires.

3.2.1 Défauts identifiés par le contrôle visuel

3.2.1.1 Bavures excessives (Ribbon flash)

Le flash ou la bavure excessive est un bourrelet de matière plastifiée chassée hors de l'épaulement. Il est généralement localisé au retreating side, il affecte l'état de surface de la soudure et peut être interprété, dans de nombreux cas, comme un indicateur de soudure trop énergétique. En d'autres termes, la pénétration excessive de l'outil résulte en un surplus de

matière. Si le flash devient excessif, la perte de matière peut être à l'origine d'autres types de défauts.

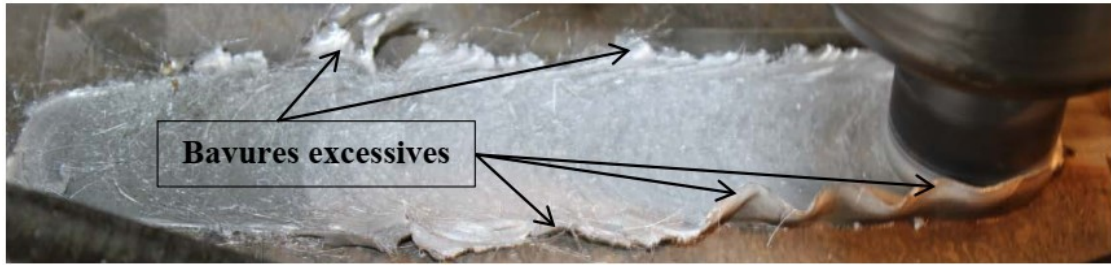


FIGURE 3.2: Le Ribon flash ou bavures excessives.

3.2.1.2 Défaut de manque de pénétration

Le défaut de pénétration partielle est dans notre application généré suite à la remontée de l'outil en cours de soudage. La position de l'extrémité du pion ne permet plus au flux de matière d'assurer la génération du cordon sur toute l'épaisseur. Il ne peut être décelé que lors du soudage bout à bout de deux pièces et est problématique pour la tenue mécanique du cordon. En effet, cette zone non soudée est la localisation de l'amorçage d'une fissure qui fragilise l'assemblage. Il est donc nécessaire de le prendre en considération.

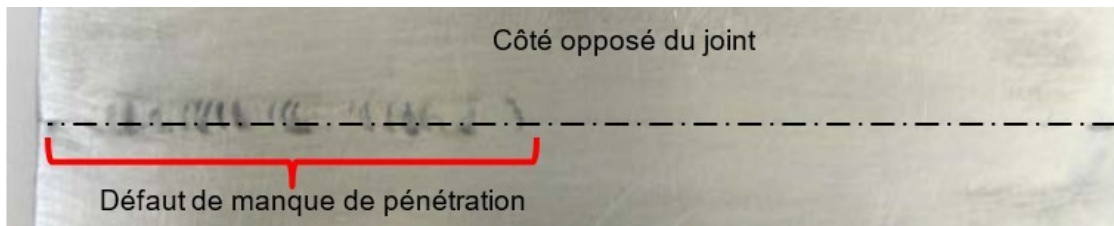


FIGURE 3.3: Défaut de manque de pénétration de l'outil.

3.2.1.3 Défaut de marquage de l'épaulement

Ce défaut apparaît, à des conditions opératoires « trop froides », lorsque l'épaulement n'est plus parfaitement en contact avec la surface des pièces :

- Pour une vitesse de rotation et d'avance constantes, lorsque la force de pénétration devient insuffisante.
- Pour une force de pénétration et vitesse d'avance constantes, lorsque la vitesse de rotation devient trop faible.
- Pour une force de pénétration et une vitesse de rotation constantes, lorsque la vitesse d'avance devient trop élevée.



FIGURE 3.4: Le défaut de manque de marquage.

3.2.1.4 Défaut type éraillures ou écailles de surface

Ce défaut apparaît en surface, à des conditions opératoires « chaudes », lorsque les vitesses de rotation et d'avance et la force de pénétration sont élevées. Il provient certainement du frottement de l'épaulement sur le cordon à l'arrière de l'outil. On peut supposer qu'une fine pellicule de matière au contact de l'épaulement atteint un état semi-solide proche de la fusion. La solidification de cette pellicule génère des fissures en surfaces.



FIGURE 3.5: Le défaut de type écailles de surface.

3.2.1.5 Défaut type rainures de surface

Ce type de défaut apparaît également en surface, à des conditions opératoires froides, lorsque la vitesse de rotation est faible et par conséquent l'apport de chaleur de l'outil n'est pas suffisant. Les rainures sont dues au manque de consolidation de la matière. D'après Chen et al.[13], ce défaut est généré du côté avance lorsque la profondeur de pénétration est trop faible. Il peut être résorbé en appliquant un effort de forgeage plus élevé.



FIGURE 3.6: Le défaut des rainures de surface.

3.2.2 Défauts identifiés par la radiographie

Un défaut important identifié par les rayons X est le défaut tunnel. : D'après Arbegast, le défaut tunnel et la rainure en surface surviennent lorsque les conditions opératoires sont trop « froides » [9] impliquant un malaxage insuffisant de la matière.

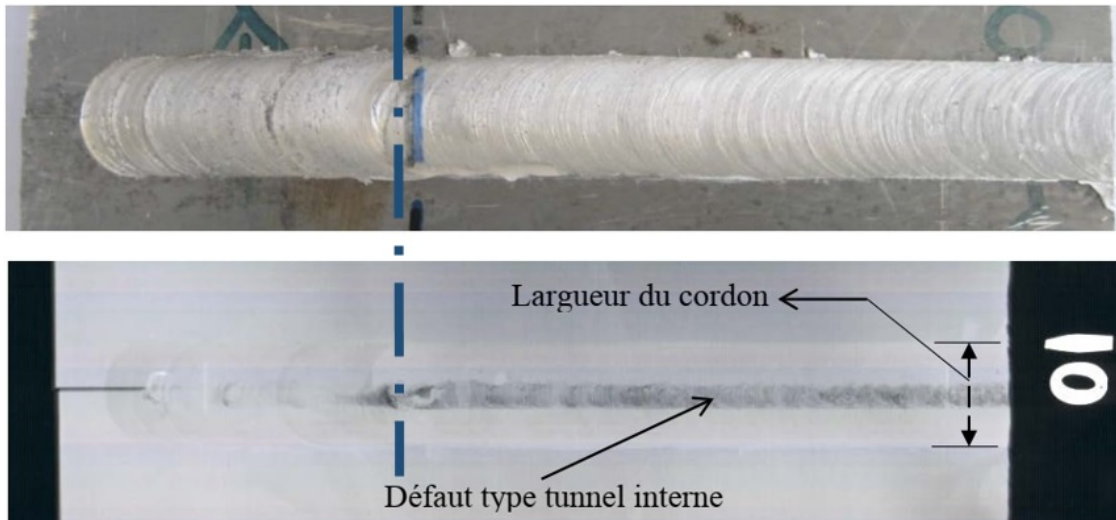


FIGURE 3.7: Le défaut tunnel identifié par la radiographie.

Le tunnel interne apparaît dans quatre cas de figure :

1. **Pour des vitesses de rotation et d'avance constantes, lorsque l'effort de pénétration devient insuffisant :**

Dans ce cas de figure, l'épaulement n'est plus parfaitement en contact avec la surface des pièces. Une zone de vide est créée à l'avant de l'outil sous l'épaulement, lors de sa remontée, entre l'épaulement et la surface des pièces. Ce manque de matière malaxée occasionne le défaut tunnel interne.

Ce défaut est généralement associé au manque de marquage de l'épaulement suite à la remonté de l'outil.

2. **Pour un effort de pénétration et une vitesse d'avance constants, lorsque la vitesse de rotation N devient trop faible.**
3. **Pour un effort de pénétration et vitesse de rotation constants, lorsque la vitesse d'avance devient trop élevée :**

Dans ces deux cas de figure, cela entraîne une réduction de l'apport de chaleur et une augmentation de la vitesse de déformation. Avec l'augmentation de la vitesse, on atteint les zones de malaxage froides du domaine de soudabilité. Le défaut tunnel apparaît alors.

4. **Pour un effort de pénétration et vitesse d'avance constants, lorsque la fréquence de rotation vitesse de rotation est élevée :**

Ce défaut est généralement associé à des conditions opératoires froides.

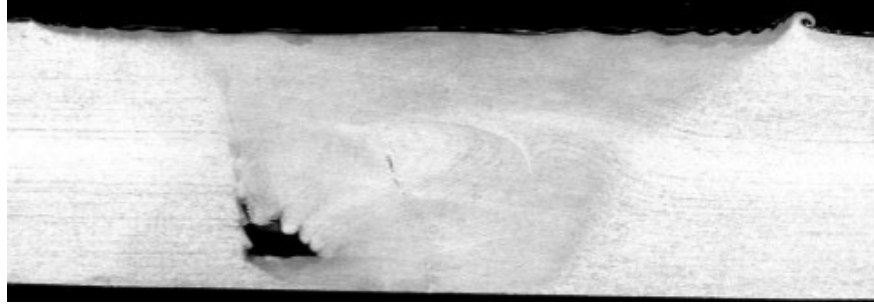


FIGURE 3.8: Coupe transversale d'un cordon avec un défaut tunnel.[69]

Dans notre cas, le défaut a pour origine un défaut d'effort de pénétration insuffisant.

La figure 3.9 montre une plaque exempte de défauts de soudure internes qui peuvent intervenir sur la caractérisation mécanique du joint de soudure. Dans le reste des cas d'étude, on utilise seulement ce genre de plaques pour les prélèvements des éprouvettes effectués. Il est à noter que les défauts de surface tels que les stries laissés par le passage de l'outil sont acceptés et ne posent aucun problème dans la caractérisation.

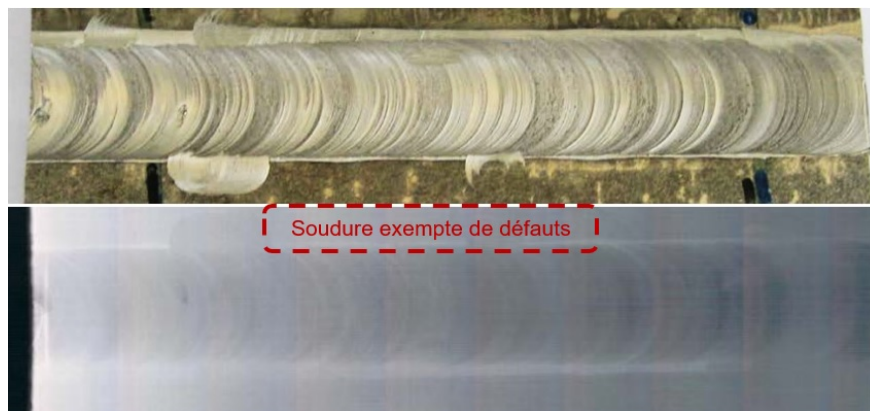
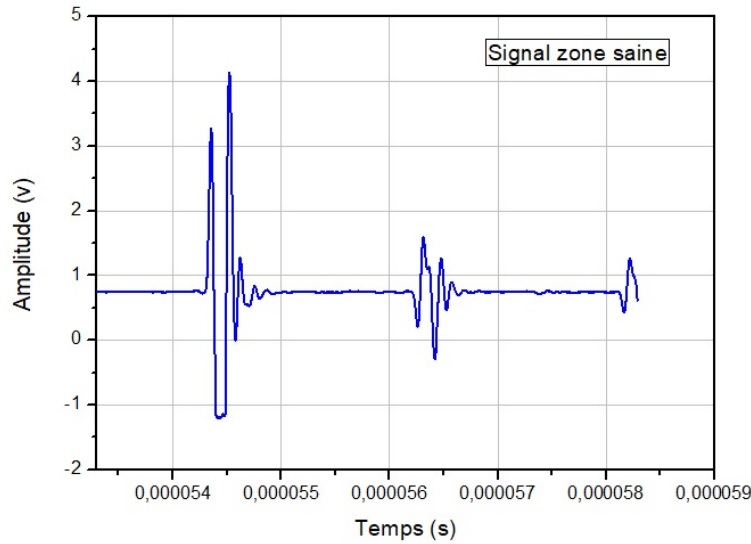


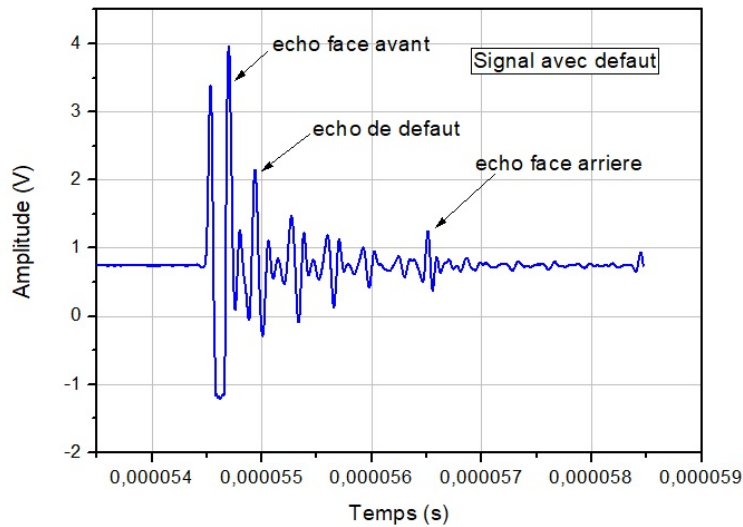
FIGURE 3.9: Radiographie d'un cordon de soudure exempt de défauts.

3.2.3 Défauts identifiés par les ultrasons

Les soudures ont été examinées par les ultrasons en vue de rechercher des défauts de surface ainsi des défauts internes dans l'orientation est horizontale.



(a) Le signal dans une plaque exempte de défauts.



(b) Le signal dans une plaque avec un défaut.

FIGURE 3.10: Détection des défauts avec les signaux ultra-sonores.

L'identification des défauts dans cette technique consiste à traduire les échos obtenus. En se référant toujours à un signal d'une zone saine, on peut aisément identifier les échos de défaut.

Mécanisme de visualisation ultrasonique C-Scan

Dans le but d'améliorer considérablement la vitesse et la précision des méthodes ultrasonores pour leurs applications de contrôle non destructif (CND), nous avons utilisé la méthode C-scan.

Lorsqu'il s'agit de visualiser les résultats d'un contrôle par ultrasons, le C-scan est l'une des méthodes de cartographie les plus fiables et les plus utilisées. Le C-scan utilise une projection des données ultra-sonores sur une vue en plan de la plaque contrôlée pour créer une image.

Cette technique de cartographie est utilisée dans notre cas pour la visualisation des fissures, des inclusions, ainsi que les différents défauts internes dans la plaque soudée.

Le transducteur émet des impulsions ultra-sonores et analyse le signal renvoyé pour l'inspection du composant. Il existe de nombreux formats de collecte et d'affichage des données de contrôle par ultrasons, tels que A-scan, B-scan et C-scan. Alors que d'autres mécanismes présentent le tracé de grille 2D le plus basique de l'onde ultrasonique, le contrôle par ultrasons C-scan, utilisé pour notre cas, affiche les données avec la profondeur (temps de vol) ou l'amplitude de l'onde.

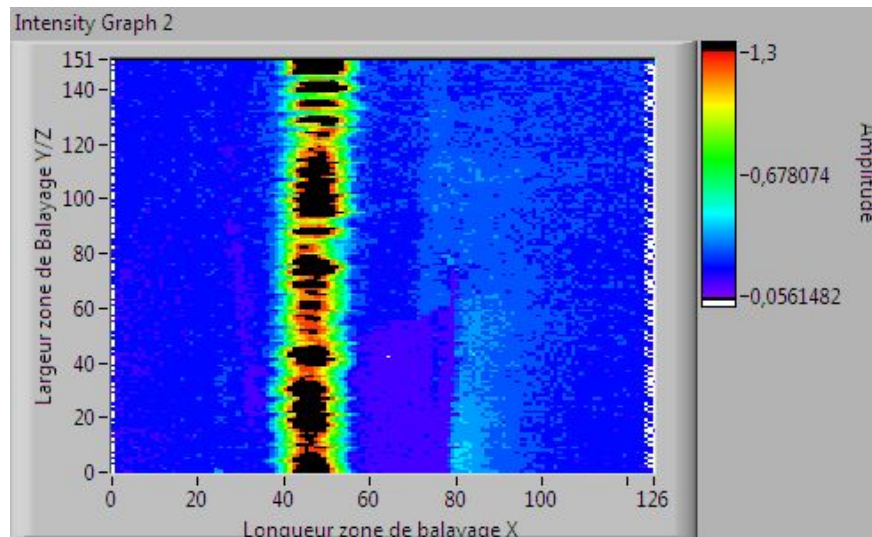


FIGURE 3.11: Image C-scan identifiant un défaut tunnel.

Ces données, présentées en haute résolution et avec différents motifs de couleur, améliorent la précision de la détection des défauts dans la plaque. La dégradation de couleurs dans l'image C-scan en nuances sombre indique la présence des vides. Pour notre cas, c'est le défaut tunnel défini précédemment par la radiographie X.

3.3 Métallographie du joint de soudure

3.3.1 La macroscopie

La macrographie obtenue et montrée dans la figure 3.12 nous permet de distinguer les zones caractéristiques d'un joint soudé par FSW que sont le métal de base (MB), la zone affectée thermiquement (ZAT), la zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM), et le Noyau de soudure (NS). On peut aussi observer l'asymétrie du procédé et on distingue donc le côté « advancing » où la matière est retirée par l'outil et le côté « retreating » où l'outil tend à accumuler la matière.

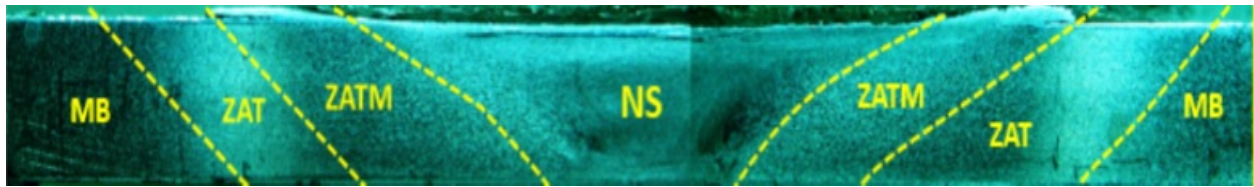


FIGURE 3.12: Macrographie du joint soudé.

L'attaque chimique révèle des bandes sombres qui sont des précipités présents dans le métal. Leur présence nous permet de visualiser la déformation subie par la matière en cours de soudage. On peut notamment comparer le comportement de la matière à la limite des zones de transitions et voir la légère rotation de la matière surtout au niveau de la ZATM.

Nous remarquons aussi l'homogénéité de la distribution de matière et l'absence des défauts internes ce qui prouve que les paramètres utilisés sont bons.

TABLE 3.1: Récapitulatif de la taille approximative des zones du joint soudé par FSW sur l'alliage 2017A-T451 de 6mm d'épaisseur

Zone	ZAT RS	ZATM RS	Noyau	ZATM AS	ZAT AS
dimension sur la face supérieure (cm)	3.1	2	13.4	3.2	4
dimension sur la face inférieure (cm)	5.7	2	4.7	2	5.4

3.3.2 La micrographie

Les phénomènes qui se produisent durant le soudage et l'évolution de la microstructure du joint d'aluminium 2017A soudé à une vitesse de rotation de 1250 tr/min sont liées directement au taux de déformation présent dans chaque zone formant le joint ainsi que l'histoire thermique.

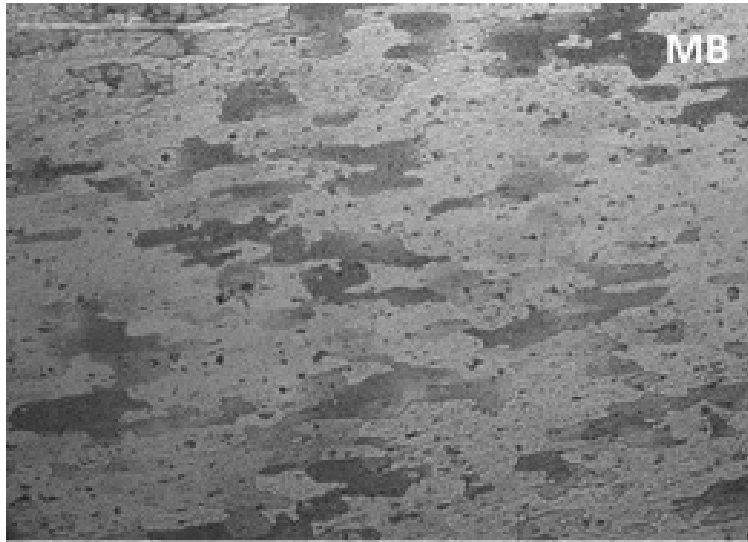


FIGURE 3.13: Microstructure dans le métal de base 2017A-T451.

- **Le 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 nous a permis de distinguer les différentes zones du joint de soudures à l'échelle microscopique. Les observations nous permettent de caractériser la microstructure de chaque zone. On trouve une différence au niveau de la taille de chaque zone ainsi qu'au niveau de la forme et la taille de ses grains. Les observations microscopiques nous montrent également l'effet de mouvement du pion dans la zone malaxée et le changement de l'orientation des plans dans la ZATM.

Il est déjà démontré que les propriétés du matériau varient en fonction de l'historique de température auquel il a été soumis. En effet, le matériau cherche toujours à minimiser son énergie interne ce qui le force à réduire la taille de ses grains lorsqu'il subit une déformation, une hausse de température ou les deux. Cette différence d'histoire thermique et plastique ou l'effet de graduation imposé par l'outil sur les plaques à souder crée les fameuses zones :

- **La zone du Noyau :** Également appelée « nugget zone » est caractérisée par des grains très fins de l'ordre de 5 à 10 μm . En d'autres termes, c'est une zone déformée dynamiquement. La température atteinte est suffisamment élevée pour activer le phénomène de la recristallisation dynamique. A ce niveau, de nouveaux joints de grains apparaissent progressivement jusqu'à l'obtention de nouveaux grains. Les chargements thermiques et mécaniques subis par le Noyau conduisent à la recristallisation complète de la zone et les grains deviennent très petits.

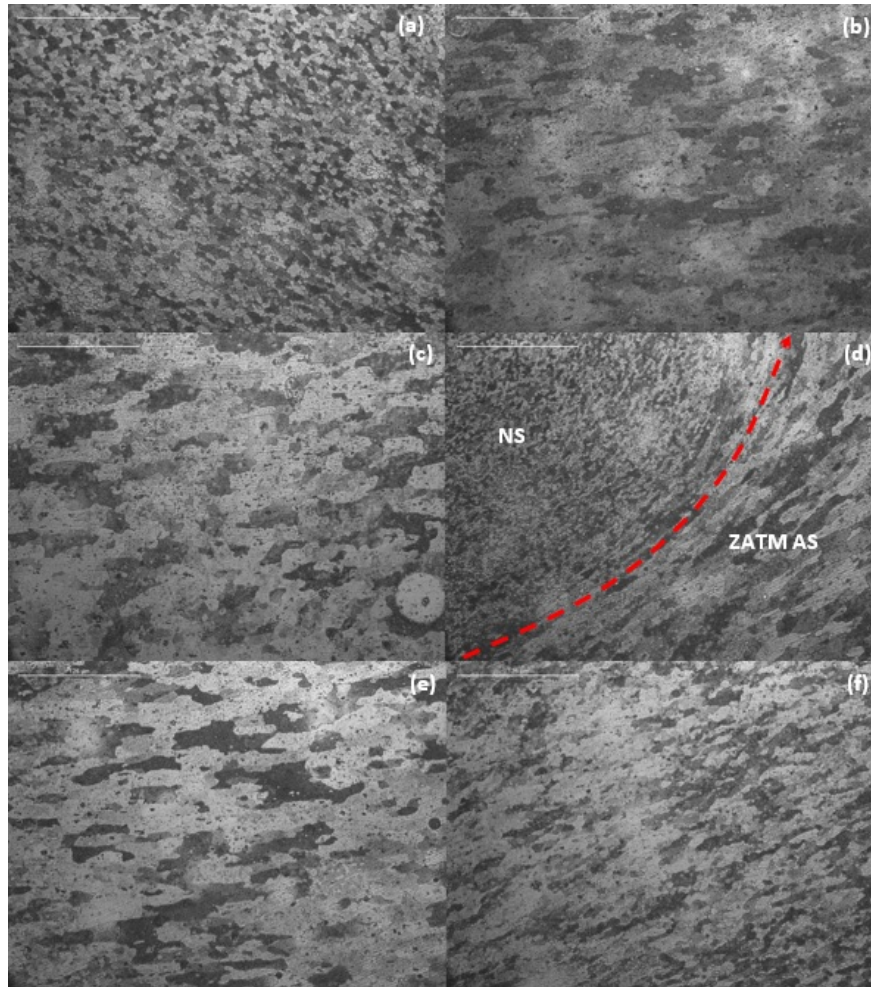


FIGURE 3.14: Micrographie des zones de joint soudé par FSW :(a) Noyau, (b) ZAT AS, (c) ZAT RS, (d) Transition Noyau-ZATM AS, (e) ZATM AS, (f) ZATM RS.

- **La zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM) :** La ZATM désigne une zone de transition entre le Noyau et la zone affectée thermiquement (ZAT). Cette dernière est caractérisée par les grains allongés dans la direction d'écoulement du métal lors du soudage. Sa microstructure montre une forte déformation mais les températures atteintes et le champ de déformation plastique sont insuffisants pour activer la recristallisation dynamique, on parle donc d'une recristallisation partielle ce qui conduit à une taille des grains moins fine que celle du Noyau.
- **La zone affectée thermiquement (ZAT) :** Elle est produite par une élévation des températures mais sans aucune déformation. Au-delà d'une certaine température, la microstructure en est affectée. Bien que la structure des grains soit semblable à celle du matériau de base, l'état de précipitation est très différent.

On se trouve donc avec un siège de modifications importantes de l'état de précipitation du matériau.

3.4 Résultats des essais mécaniques

La résistance de la soudure de l'alliage 2017A dépend principalement de la microstructure initiale et des paramètres du processus utilisés pendant le FSW. Comme nous l'avons vu précédemment, le soudage FSW entraîne une variation de la microstructure dans la section transversale de la soudure. Il est donc évident que la variation de la microstructure entraîne également une variation dans les propriétés mécaniques.

3.4.1 La microdureté

Les mesures de la microdureté ont été réalisées sur différentes épaisseurs de la coupe transversale du cordon de soudure.

La figure présente la cartographie de la microdureté de notre cordon. Globalement, la dureté à travers la section transversale de la soudure montre une forme typique en "W".

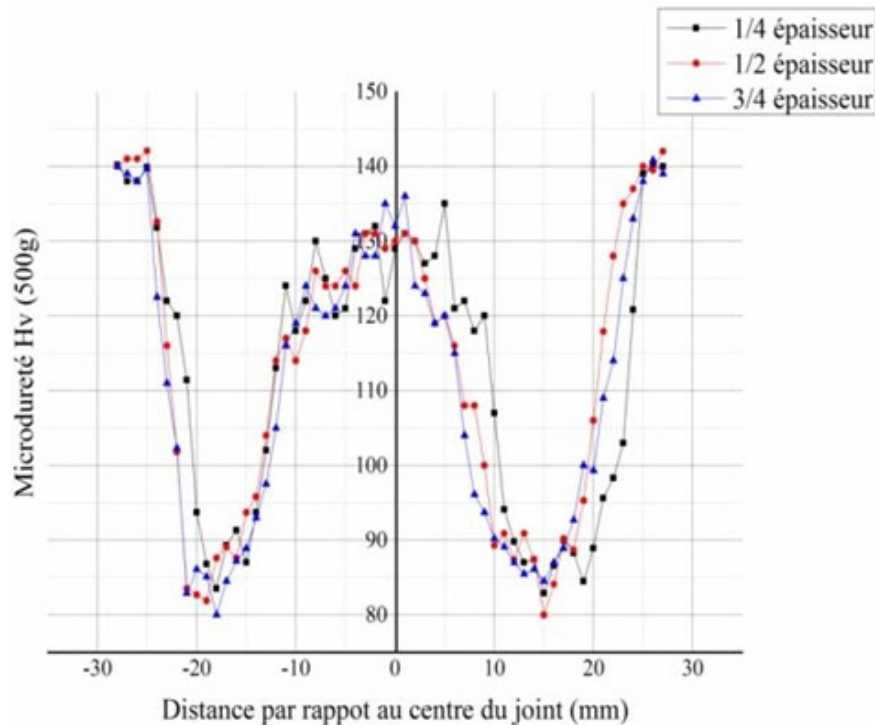


FIGURE 3.15: Cartographie de microdureté du joint soudé.

La cartographie montre un comportement symétrique et on peut dire que les valeurs obtenues sont pratiquement les mêmes sur les deux cotés AS et RS. On remarque que la dureté du Noyau est plus faible (125-135 HV) que celle du métal de base (140 HV) en raison de la dissolution qui a lieu pendant le FSW. Dans le Noyau, la taille des grains qui est

le résultat d'une recristallisation dynamique joue un rôle principal dans ses mécanismes de durcissement. Le vieillissement naturel peut également avoir un impact sur la dureté avec le temps.

La dureté dans le ZAT varie de la plus faible près de la frontière ZAT/ZATM et augmente vers le MB. La plus faible dureté ZAT est également le minimum global de la dureté dans la section transversale de la soudure. La chute de la dureté dans la zone HAZ est due au grossissement des précipités, comme expliqué précédemment. Les différentes cartographies montrent que l'effet de l'épaisseur transversale sur la dureté est négligeable.

Dans son travail, Mimouni a fait également une analyse par calorimétrie différentielle à balayage (DSC), cette étude avait pour but de connaître l'état de précipitation dans le matériau de base ainsi que les différentes zones du joint soudé évidemment dans des conditions thermiques bien précises et qui sont en rapport avec notre situation. En d'autres termes, les échantillons de métal de base et du joint soudé ont été chauffés à des températures précises pour avoir une dissolution et un état de précipitation proche de notre cas.

En se basant sur un diagramme d'équilibre d'un alliage binaire d'Al-Cu et le thermogramme de métal de base de Mimouni et ses résultats de fractions relatives des différentes phases des zones du joint soudé, on peut trouver une corrélation entre la microdureté, l'état de précipitation, et surtout la taille des grains.

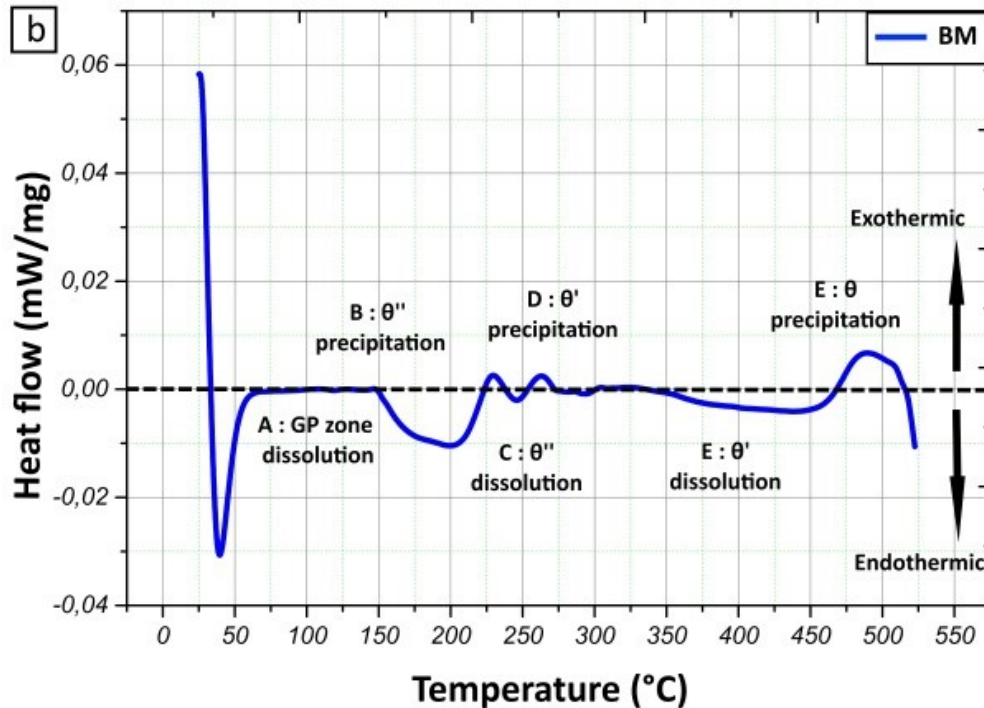


FIGURE 3.16: Thermogramme du métal de base de l'alliage étudié 2017A-T451. [54]

TABLE 3.2: Les fractions relatives des phases dans le joint. [54]

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

Nous admettons que la phase durcissante dans le matériau de base est constituée principalement des zones GP et à partir de ces données on conclue :

- La température élevée atteinte dans le Noyau durant le soudage ainsi que le refroidissement ont causé une fraction relative de la phase GP importante, ce qui explique l'augmentation de la microdureté au niveau du centre du noyau. On parle ici d'une recristallisation dynamique complète qui conduit à une taille des grains minimale dans cette zone.
- Les zones GP ont diminué dans la ZATM en faveur des phases $\theta'(\theta)$, ils ont augmenté dans la ZAT et ont atteint une valeur maximale dans le métal de base, ce qui explique le minimum global qu'on a remarqué au niveau de la partie ZATM/ZAT.
- La valeur minimale atteinte globalement dans la cartographie est au niveau de la ZAT et non pas la ZATM. Cela peut être expliqué par le fait qu'on a deux phénomènes concurrents qui entrent en jeu dans la ZATM et qui améliore sa dureté. Ce sont la recristallisation partielle avec la formation des phases $\theta'(\theta)$ ainsi que le durcissement par écrouissage résulté de la forte déformation plastique.

D'après cet essai, les hétérogénéités microstructurales, causées par le chargement thermique et mécanique que le joint de soudure subit, influencent d'une façon significative sur la microdureté. Ces résultats nous ont permis de bien comprendre les enjeux et les phénomènes qui régissent la dureté dans les matériaux en général.

3.4.2 La traction

3.4.2.1 Approche globale

Le comportement mécanique du joint soudé à l'échelle globale est obtenu par un essai de traction usuel qui a été réalisé sur 3 éprouvettes. Cette démarche a pour but d'éliminer toute confusion et erreur d'essai et donc pouvoir confirmer les résultats.



FIGURE 3.17: Rupture hors joints de soudure.

La figure 3.17 montre que la rupture s'effectue, dans nos conditions de vitesse et épaisseur, au niveau de la ZAT. C'est la zone la plus fragile avec une dureté minimale.

Les valeurs des propriétés mécaniques moyennes obtenues par l'essai sont montrées dans le tableau 3.3 :

TABLE 3.3: Propriétés mécaniques globales moyennes du MB et joint de soudure.

Matériau	Limite d'élasticité [MPa]	Résistance à la traction [MPa]	Allongement à la rupture A[%]
MB	327.67	445	21.87
Joint soudé	238	340.6	14.07

On remarque une dégradation dans les valeurs obtenues après soudage. La limite d'élasticité, la limite à la rupture et l'allongement ont diminué au niveau du joint par rapport au métal de base. Le 2017A a perdu plus de 27% de sa limite d'élasticité, 23% de sa résistance à la traction et environ 36% de son allongement à la rupture.

La figure 3.18 donne les courbes de traction du métal de base et de l'éprouvette soudée par FSW. On peut visualiser clairement la phase élastique, plastique et enfin la rupture.

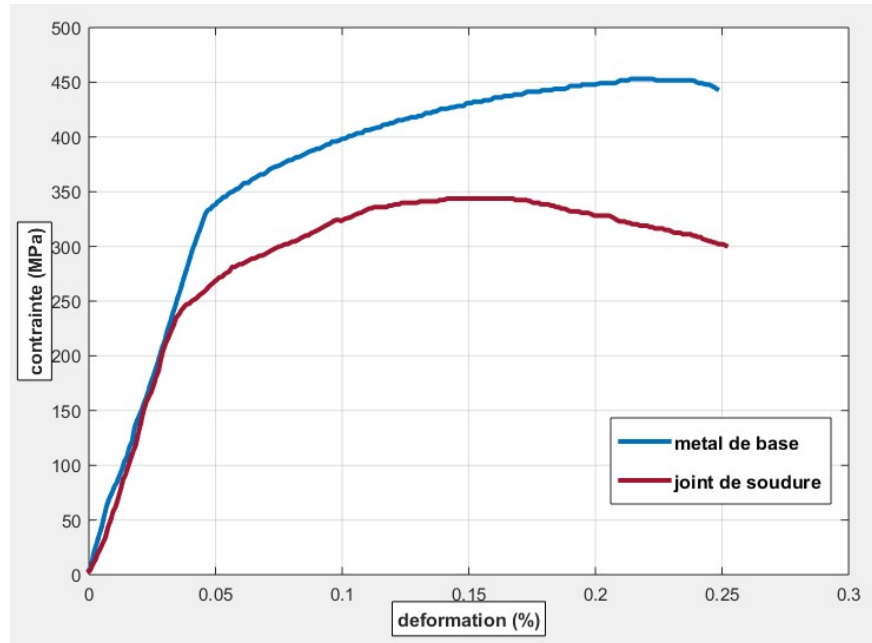


FIGURE 3.18: Courbes Contraintes-Déformation des macro-éprouvettes.

La courbe de comportement global confirme la dégradation des caractéristiques mécaniques.

Le coefficient d'efficacité du joint :

Le coefficient d'efficacité d'un soudé est le rapport entre les caractéristiques mécaniques de l'assemblage et les caractéristiques mécaniques du métal de base.

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

R_m : Résistance à la traction.

La norme ISO/DIS 25239-4 [70] sert à définir cette valeur minimale du coefficient d'efficacité du joint que doit satisfaire l'assemblage soudé par FSW. Pour les alliages d'aluminium, le coefficient de joint soudé par FSW est de l'ordre de 0,6 à 1 [70].

Pour notre cas :

$$\text{coefficient du joint} = 340,6/445$$

$$\text{coefficient du joint} = 0,76$$

Cette valeur est conforme à la norme ISO/DIS 25239-4 et le joint de soudure est donc opératoire.

3.4.2.2 Approche locale

Les résultats obtenus lors des essais de traction sur les micro-éprouvettes issues de chaque zone sont résumés dans le tableau 3.4 :

TABLE 3.4: Propriétés mécaniques locales du MB ainsi que les différentes zones.

Zone du joint	$R_{p,0.2}$ (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

On constate que :

- Le comportement mécanique dans chaque zone est différent à cause de les hétérogénéités du joint.
- En prenant le métal de base comme la référence, l'écart le plus grand est entre ce dernier et la zone affectée thermiquement en termes d'élasticité et de résistance à la rupture.
- Les ZATM ont une résistance à la rupture proche de celle du MB légèrement supérieure dans le côté RS.
- La déformation la plus grande après le MB est dans la ZAT coté AS ensuite coté RS.
- Le Noyau avec sa déformation minimale a un comportement fragile.

La figure 3.19 montre les courbes de traction dans les différentes zones :

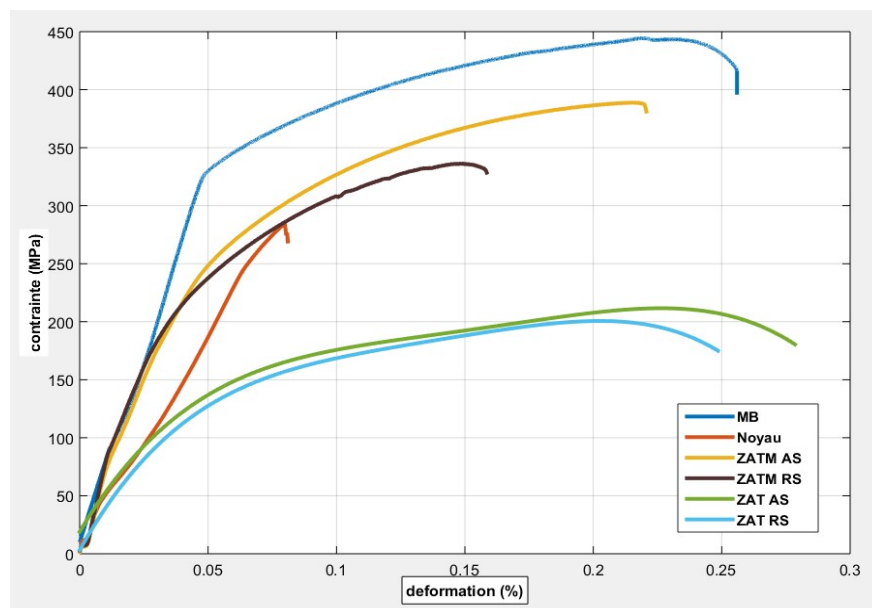


FIGURE 3.19: Comportement local de différentes zones du joint soudé.

Ces résultats confirment encore une fois que la réponse mécanique est différente dans chaque zone

3.4.3 Essai de fissuration

Dans le but d'étudier la résistance à la rupture dans un joint soudé par FSW, nous avons opté pour une étude comparative de la propagation de fissure et l'évolution de la zone plastique dans les différentes zones du joint.

Contrairement aux essais de fatigue usuels qui ont pour but d'analyser la résistance en fatigue et étudier la durée de vie des assemblages, le test de fissuration étudie principalement la déchirure des matériaux en utilisant les concepts de base de l'approche locale en mécanique de la rupture déjà expliqué dans le premier chapitre.

Plusieurs éprouvettes CT-50 prélevées de chaque zone (MB, NS, ZATM AS, ZATM RS, ZAT AS, ZAT RS) ont été soumise à des essais de fatigue à la température ambiante.

Les figures 3.20, 3.21 montrent l'évolution de la fissuration durant le test.



FIGURE 3.20: La propagation de la fissure dans l'éprouvette CT-50.

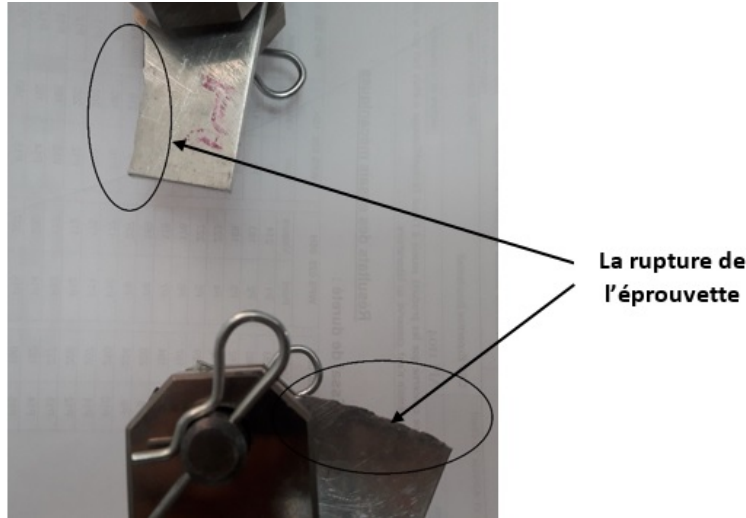


FIGURE 3.21: La rupture de l'éprouvette.

Les résultats du test de fissuration se résument en 2 colonnes qui décrivent la longueur de fissure pour un nombre de cycle précis. Ce sont les outputs d'un essai qui seront traités après pour générer d'autres résultats.

Le tableau 3.5 présente les résultats au début et à la fin de l'essai pour chaque zone :

TABLE 3.5: Les résultats de l'essai de fissuration dans les différentes zones.

Zone	début de l'essai		fin de l'essai	
	cycles	Longueur a	cycles	Longueur a
MB	2950.82	3.41	468191	25.41
Noyau	3942.51	3.54	453383	24.47
ZATM AS	2950.82	4.35	428851	24.54
ZATM RS	2956.88	4.55	421847	25.85
ZAT AS	4140.49	5.44	381630	25.78
ZAT RS	2950.82	5.41	387541	25.62

La figure 3.22 illustre quantitativement et d'une façon comparative le phénomène de fissuration dans chaque zone (MB, Noyau, ZATM AS, ZATM RS, ZAT AS, ZAT RS). Les résultats de l'essai de fissuration en fatigue montrent que les fissures se propagent d'une façon différente dans les éprouvettes prélevées de chaque zone.

Nous avons plus d'un seul critère pour caractériser une résistance à la rupture :

- Un premier critère qui s'agit de l'initiation à la rupture
- Un deuxième qui décrit les lois de propagation et enfin la rupture totale de l'éprouvette.

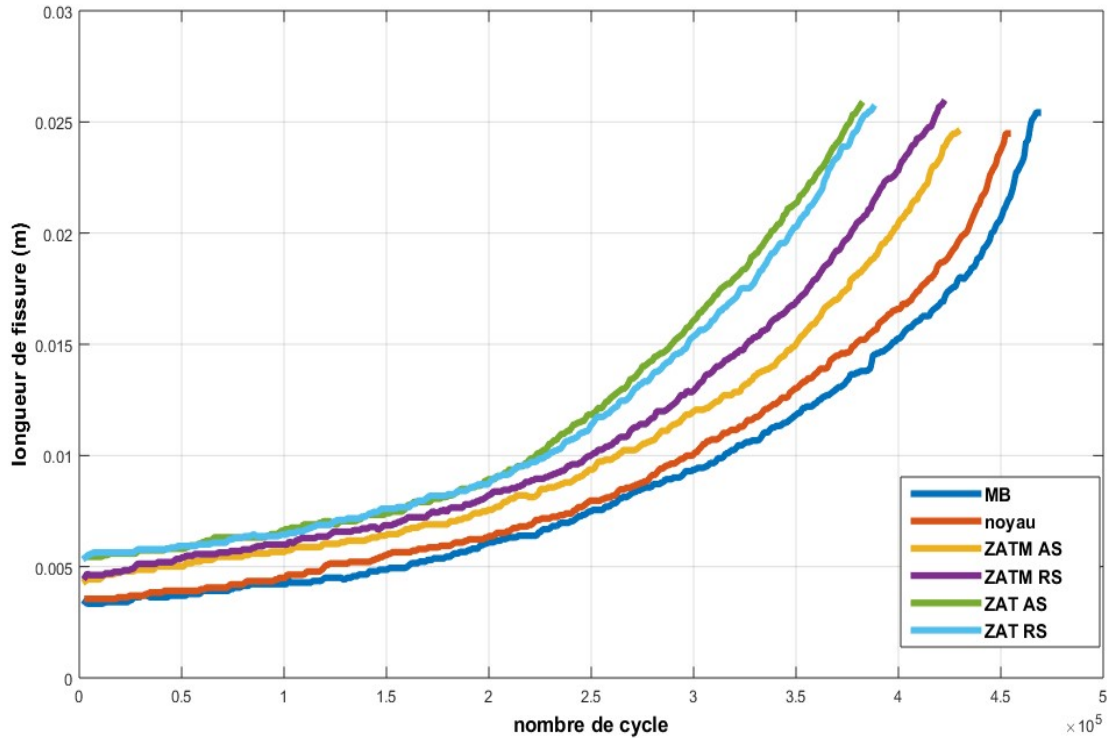


FIGURE 3.22: La propagation de fissure dans les différentes zones du joint soudé.

Pour le premier critère, on peut comparer entre les résultats au début de l'essai. On remarque que le noyau nécessite plus de cycles et donc plus d'effort pour initier la fissuration. Par conséquent, il est plus résistant en termes d'initiation à la rupture.

Pour le deuxième critère, qui concerne la propagation, on remarque, d'après la figure, que pour une longueur de fissure de 15 mm, les ZAT nécessitent moins de cycles.

3.4.3.1 La vitesse de propagation de fissure

On admet que la propagation de fissure dans notre cas d'étude suit la loi de Paris. Pour pouvoir dessiner les courbes de propagation dans chaque zone, un programme MATLAB a été généré.

La démarche consiste d'abord à trouver la quantité da/dN qui est la vitesse de propagation et définie par la pente de la courbe $a=f(N)$.

Les résultats de l'essai sont en forme d'un nuage de point ce qui rend difficile de trouver la dérivée ou le gradient dans chaque point.

Pour trouver la pente instantanée da/dN nous avons utilisé les concepts de la régression par les moindres carrés et nous avons trouvé un polynôme optimale qui décrit d'une façon très approximative le comportement de chacune de nos courbes.

La figure 3.23 illustre la courbe de notre polynôme passant par le nuage de points. On note que c'est la courbe qui concerne le métal de base et que la même démarche a été faite pour les autres zones.

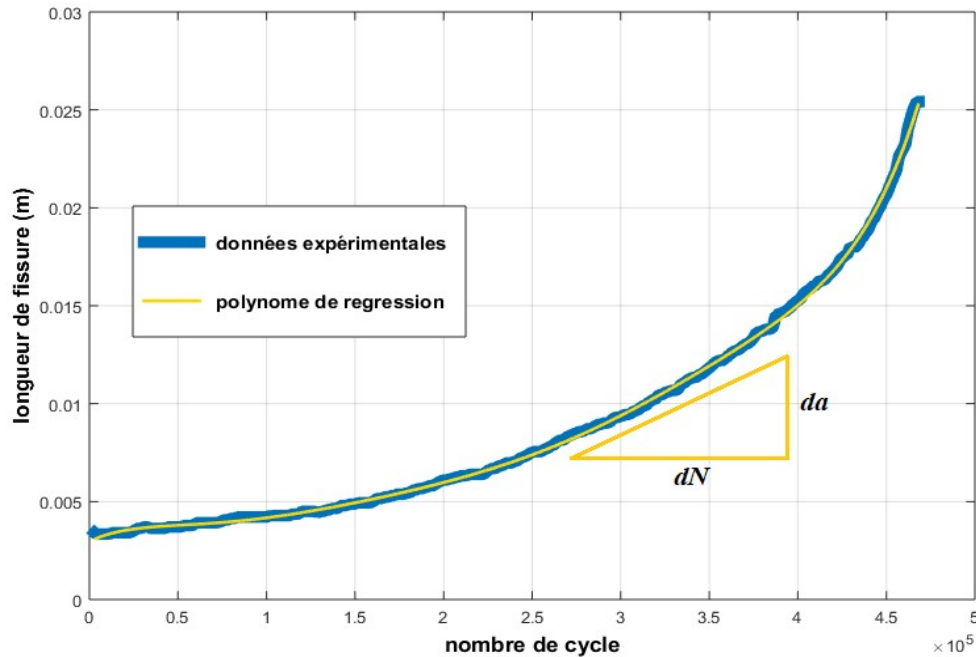


FIGURE 3.23: L'interpolation par les moindres carrés du nuage de point.

Les polynômes de régression sont utilisés pour trouver les pentes instantanées dans chaque point de chaque zone.

Après avoir trouvé les vitesses, nous avons calculé les facteurs de contraintes K instantanément aussi.

Les calculs sont faits suivant la norme ASTM/E399 :

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{w}} f(z)$$

$$f(z) = \frac{(2+z)(0.886 + 4.6z - 13.32z^2 + 14.72z^3 - 5.6z^4)}{\sqrt{(1-z)^3}}$$

avec :

$$z = \frac{a}{w}$$

Les valeurs instantanées du facteur d'intensité de contrainte et les vitesses da/dN sont utilisées pour dessiner les courbes de Paris de chaque zone :

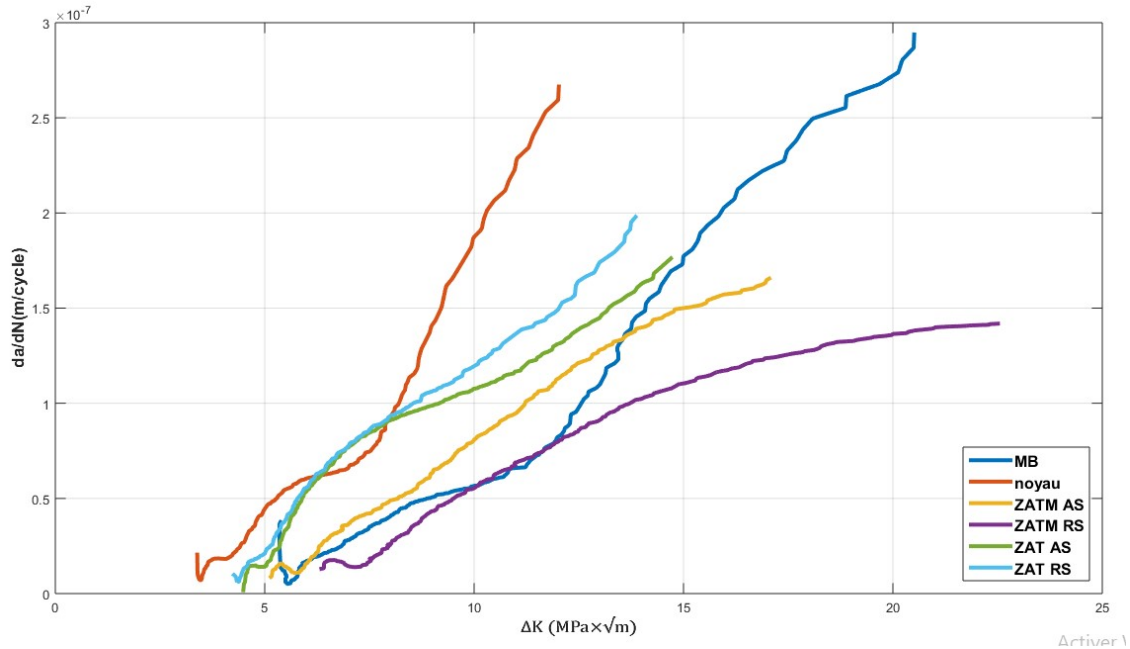


FIGURE 3.24: Les vitesses de propagation de fissures pour chaque zone.

Les courbes illustrées sur la figure 3.24 montrent que la vitesse de propagation de fissure est différente dans chaque zone du joint soudé, on peut constater que :

- Le comportement général de ces courbes de Paris peut être simulé, en ignorant toute fluctuation due aux erreurs expérimentales, à un comportement linéaire (condition de Paris)
- le Noyau présente la vitesse de propagation de fissure en fatigue la plus élevée, cela est dû à sa nature fragile.
- Les zones affectées thermiquement et mécaniquement sont les plus lentes en termes de propagation de fissure.

3.4.3.2 L'effet des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures

L'identification et la connaissance résiduelles dans les soudures FSW est importante pour pouvoir expliquer les phénomènes de fissuration observés dans le joint soudé.

La contrainte résiduelle et la résistance à la rupture sont des éléments principaux pour caractériser les propriétés mécaniques d'une soudure FSW. Les contraintes résiduelles d'une soudure sont prédites par des modèles fournissant l'histoire thermomécanique des zones soudées. Il a été admis que la contrainte résiduelle de traction favorise la propagation de fissure contrairement à la contrainte résiduelle de compression.

La distribution des contraintes résiduelles influence direction sur le comportement mécanique du joint et la création des microfissures.

En utilisant un modèle numérique basé sur les éléments finis, MIMOUNI et al. [24] ont pu établir un état de contraintes dans un joint d'un alliage 2017A-T451 soudé par FSW dans les mêmes conditions de notre travail.

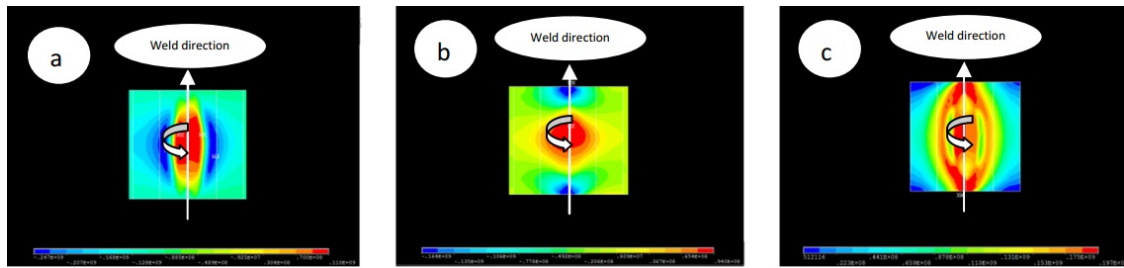


FIGURE 3.25: Les contraintes résiduelles :(a) longitudinales, (b) transversales, (c) de Von Mises. [24]

La figure (3.25- a) montre la répartition des contraintes résiduelles longitudinales obtenues le long du cordon de soudure où on constate que la zone la plus sollicitée est celle où les contraintes de traction agissent. Dans le reste de la plaque, des contraintes de compression sont créées pour équilibrer la première avec une tendance asymétrique. Selon la figure (3.25- b). La zone centrale du cordon de soudure subit une contrainte de traction transversale par contre les extrémités subissent des contraintes de compression. La figure (3.25-c) montre la répartition des contraintes équivalentes de Von Mises. Les contraintes sont principalement situées dans la ligne de soudure et son voisinage.

Concernant les contraintes longitudinales, les valeurs maximales se situent dans le Noyau et la zone affectée thermiquement (ZAT) avec des valeurs comprises entre -25 MPa et 100 MPa. De même, les valeurs des contraintes transversales varient entre -20 MPa et 50 MPa et sont localisées principalement le long de la ligne de soudure.

Les contraintes résiduelles et la fissuration :

Les observations cités supra sont en corrélation avec les courbes de Paris illustrées sur la figure 3.24. Le Noyau subit des contraintes maximales en traction, cela favorise d'une part la propagation de fissure. D'autre part, il en résulte une nature de rupture fragile et une diminution de plasticité. La ZAT subit des contraintes résiduelles moins importantes que le Noyau mais leur présence favorise aussi la fissuration comme illustré dans les courbes de Paris.

3.4.3.3 Identification des coefficients de Paris

Cette partie a pour but d'identifier les coefficients empiriques de Paris.

L'équation de Paris est une fonction de puissance ce qui rend difficile de trouver un modèle de régression qui décrit son allure. On passe donc à l'échelle Log-Log pour pouvoir faire une régression linéaire.

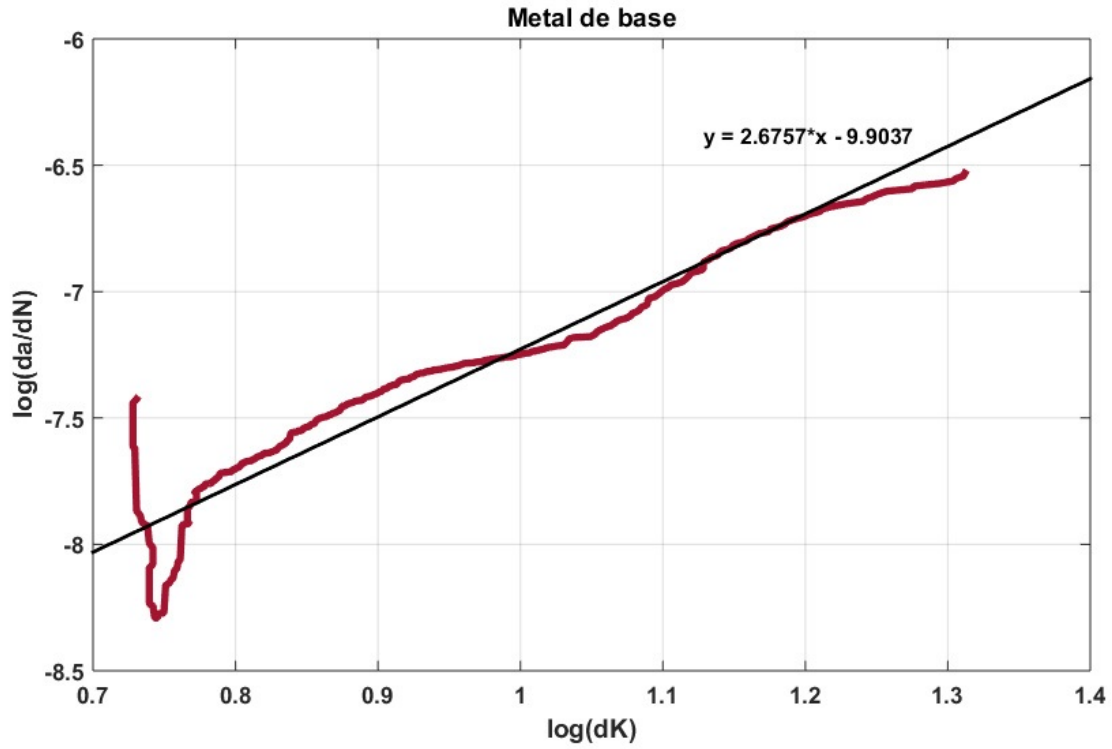


FIGURE 3.26: L'évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction de ΔK avec une régression linéaire.

Les coefficients de Paris de chaque zone sont comme suit :

TABLE 3.6: Les coefficients de Paris pour les différentes zones.

Zone	$\log C$	C	m
MB	-9.9037	5×10^{-5}	2.6757
Noyau	-9.2884	9.28×10^{-5}	2.5788
ZATM AS	-9.7688	5.72×10^{-5}	2.6195
ZATM RS	-9.6619	6.33×10^{-5}	2.2844
ZAT AS	-9.6556	6.62×10^{-5}	2.7049
ZAT RS	-9.6832	6.32×10^{-5}	2.8466

3.4.3.4 Étude de la zone plastique

L'objectif de cette section est d'étudier en détail l'évolution de la zone plastique au front de fissure pendant le processus de fissuration dans les différentes zones du joint soudé. Il faut noter que, à la pointe de la fissure d'un matériau ductile, les champs de déformation sont importants et conduisent à une extension considérable de la zone plastique. Dans ce cas, l'énergie mécanique à l'extrémité de la fissure est absorbée par le matériau sous forme de défauts linéaires (dislocations). En revanche, la taille de la zone plastique dépend non seulement de la nature des matériaux, mais aussi de l'intensité de l'énergie mécanique à la pointe de la fissure, de la géométrie et de la taille de la fissure. Notons que le durcissement (consolidation maximale du matériau) caractérisé par sa vitesse, peut ralentir considérablement l'extension de la zone plastique.[62]

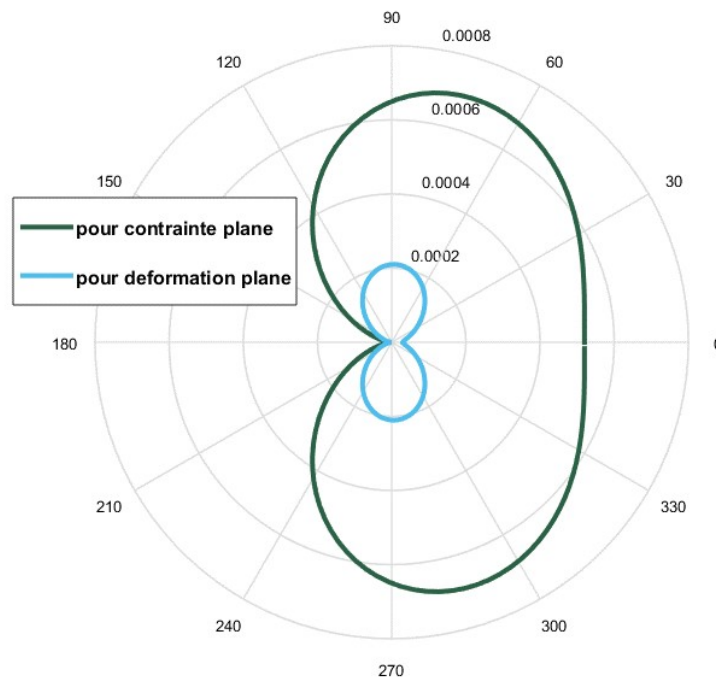


FIGURE 3.27: Les formes des zones plastiques pour une contrainte plane et une déformation plane.

La figure 3.27 montre les formes de la zone plastique dans un état de contrainte plane et un état de déformation plane. On remarque que la taille de la zone en contrainte plane est beaucoup plus petite que celle en déformation plane. Cela est expliqué par le fait qu'en état de déformation plane, l'énergie nécessaire pour céder des éléments du matériau est beaucoup plus grande qu'en état de contrainte plane. La taille de la zone plastique à l'état de déformation plane est approximativement $1/5$ de celle de la contrainte plane.

la plasticité des zones : La figure 3.28 souligne l'étendue de plasticité dans les zones du joint dans les deux différents états préalablement définis.

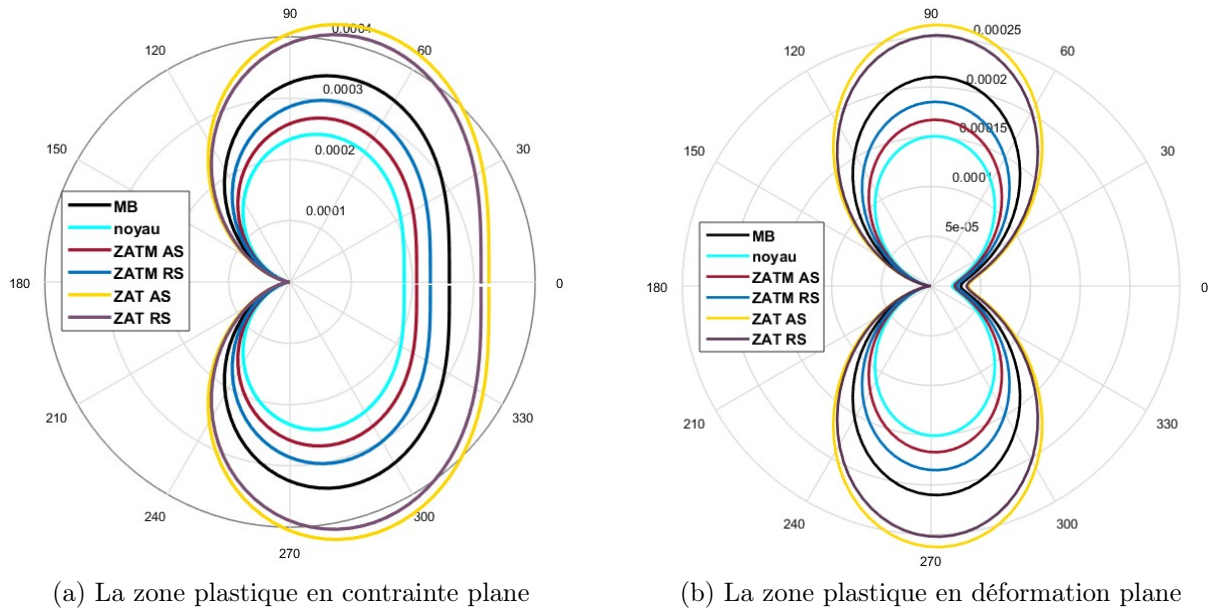


FIGURE 3.28: Les zones plastiques dans les différentes zones

L'hétérogénéité des zones conduit à des niveaux de plasticité différents dans le joint de soudure.

Cette différence est illustrée dans les courbes de traction avec son approche locale 3.29.

On remarque que :

- Le comportement plastique du Noyau est pratiquement nul et résulte en rupture fragile.
- Les zones affectées thermiquement présentent une plasticité élevée comparant aux autres zones ainsi que le métal de base. A noter que le côté AS est plus plastique que le côté RS.
- La différence de plasticité entre la ZATM AS et la ZATM RS est importante.

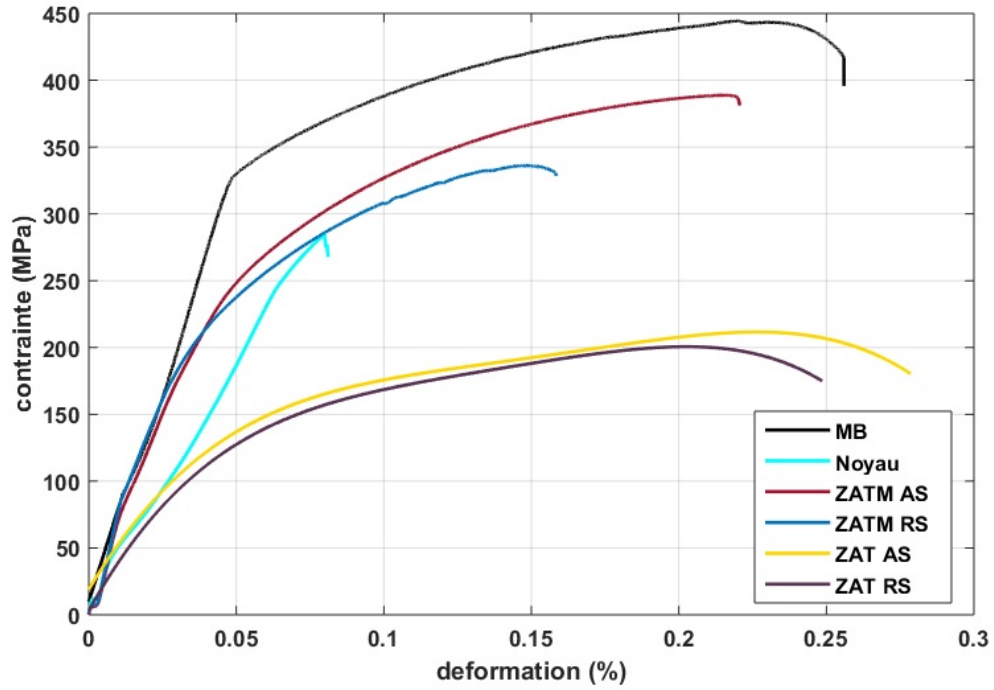


FIGURE 3.29: La courbe de traction locale du joint soudé

Pour pouvoir expliquer tous ces phénomènes, on peut utiliser les résultats de la simulation de la distribution de température lors du soudage FSW de MIMOUNI [22]

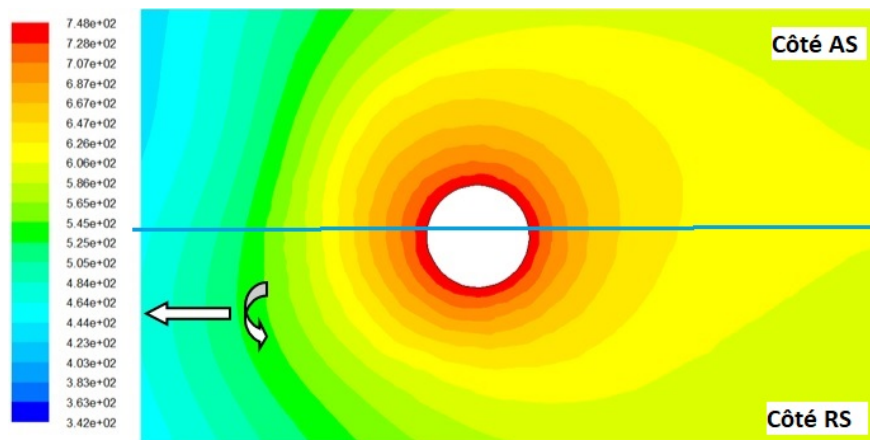


FIGURE 3.30: La distribution de température dans le plan lors du soudage FSW [22]

La ZATM AS est plus plastique que la ZATM RS, cela est visualisé sur la figure 3.30. Ce phénomène est lié directement à l'écoulement présent dans cette zone. La déformation mécanique et plastique est plus importante dans le côté « advancing » car la matière est étirée vers l'autre côté. La ZAT RS est plus plastique que la ZAT AS. Cela est dû principalement à la distribution de température et le dépôt de matière. Le paramètre principal dans ces zones c'est la température mais aussi le dépôt de matière. Le côté « retreating » présente un dépôt de matière plus élevé et donc la zone affectée thermiquement dans ce côté est plus grande d'où la plasticité élevée.

Il faut noter que ces formes sont dessinées pour une longueur de fissure (a) bien déterminée (20mm). Pour avoir des idées plus précises sur la plasticité des zones, nous avons fixé l'angle θ de rotation et calculé le rayon plastique pour les différentes longueurs de fissure suivant la formule 3.1 :

$$r_p(0) = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (3.1)$$

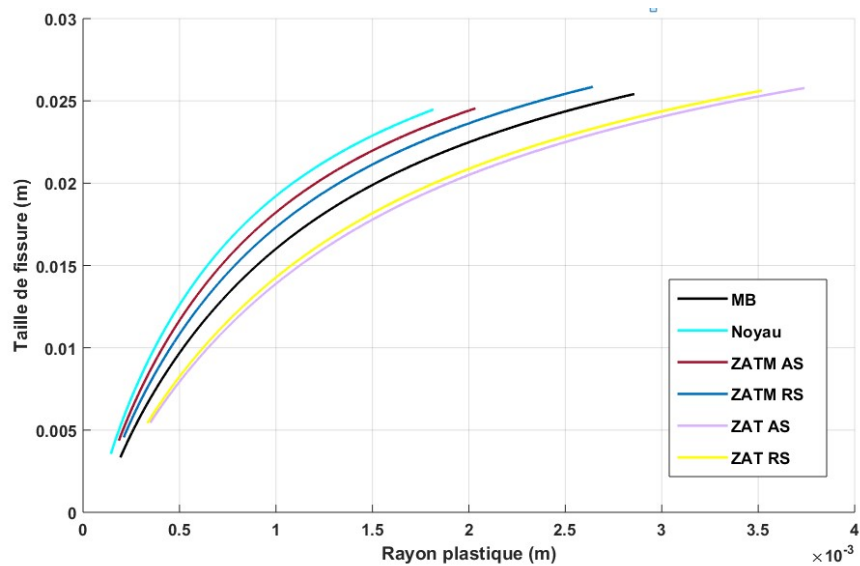


FIGURE 3.31: L'évolution du rayon de la zone plastique avec la fissure dans les zones de joint soudé

La figure 3.31 montre la propagation de fissure dans les zones du joint en fonction de l'évolution du rayon plastique. On constate que :

- Le Noyau est le moins plastique comme susmentionné auparavant, après on trouve les ZATM avec le côté AS en premier puis le métal de base et enfin les ZAT avec le côté RS en premier.
- L'allure de l'évolution des courbes de puissances suit la loi d'Irwin (non-linéaire).
- L'étendue des différences de plasticité augmente en augmentant la longueur de fissure. L'évolution est donc plus rapide dans les zones affectées thermiquement et moins rapide dans le Noyau.

3.5 Résultats de la modélisation numérique

Dans cette partie, on décrit les résultats obtenus lors de la simulation de la propagation de la fissure dans une éprouvette CT-50 en utilisant la technologie récente d'ANSYS MACHANICAL.

3.5.1 Visualisation de la déformation

On s'intéresse d'abord au chemin de la propagation de fissure. Cela peut être visualisée par la déformation totale ou la déformation directionnelle suivant x .

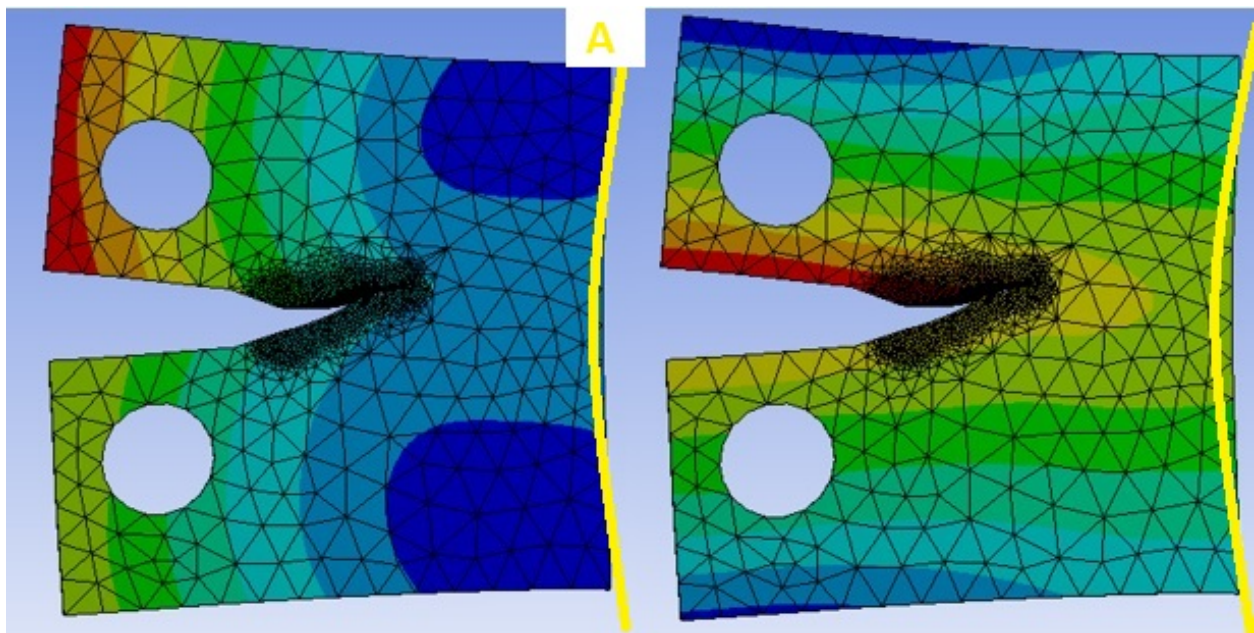


FIGURE 3.32: Evolution de la fissure suivant une : déformation totale (gauche), déformation directionnelle suivant x (droite).

D'après ce résultat on constate que

- la propagation de fissure n'est pas symétrique, sa direction dépend fortement des conditions de chargement cyclique ainsi que les propriétés mécaniques. cette asymétrie a été déjà confirmée par l'étude expérimentale.
- l'outil SMART est capable de prédire la direction de la fissure
- le maximum de concentration de contrainte est aux alentours de l'entaille de l'éprouvette, c'est une zone qui présente une singularité géométrique.
- La zone (A) sur la figure 3.32 présente une déformation sur la base de l'éprouvette, cela confirme la présence de plasticité dans le matériau, Ce phénomène n'est pas visible dans le noyau avec son comportement fragile.

3.5.2 Résultats de la déformation élasto-plastique :

Dans cette partie, on se focalise sur la déformation plastique que subit le matériau durant le phénomène de fissuration.

Nous souhaitons, dans un premier temps, vérifier les estimations de la taille des zones plastiques cycliques; ces estimations ont été données en fonction de l'allure, la forme ainsi que l'aspect de son évolution durant la fissuration. Ces estimations sont très utiles pour les applications, car elles permettent de prévoir ou prédire la réponse élastoplastique dans des situations plus complexes que celles que nous étudions ici.

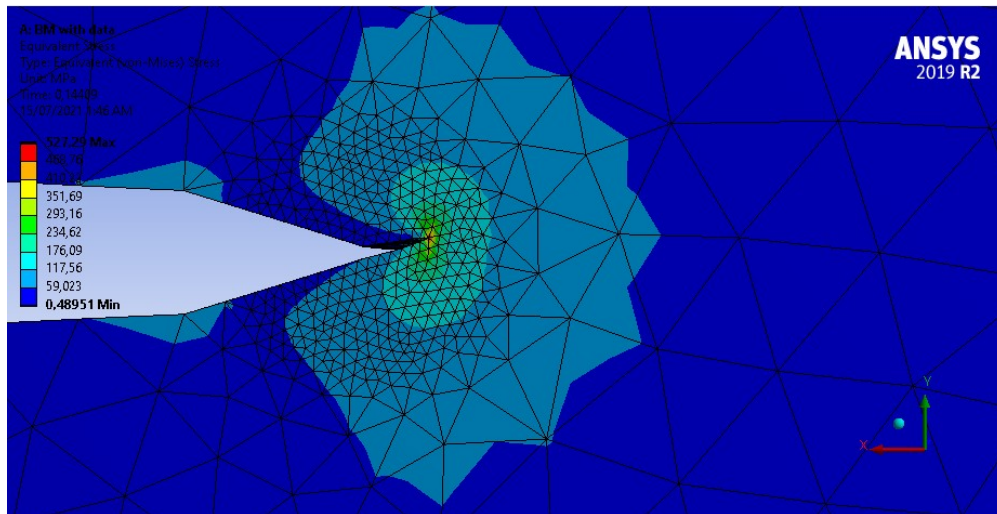


FIGURE 3.33: La forme de la zone plastique en contrainte plane.

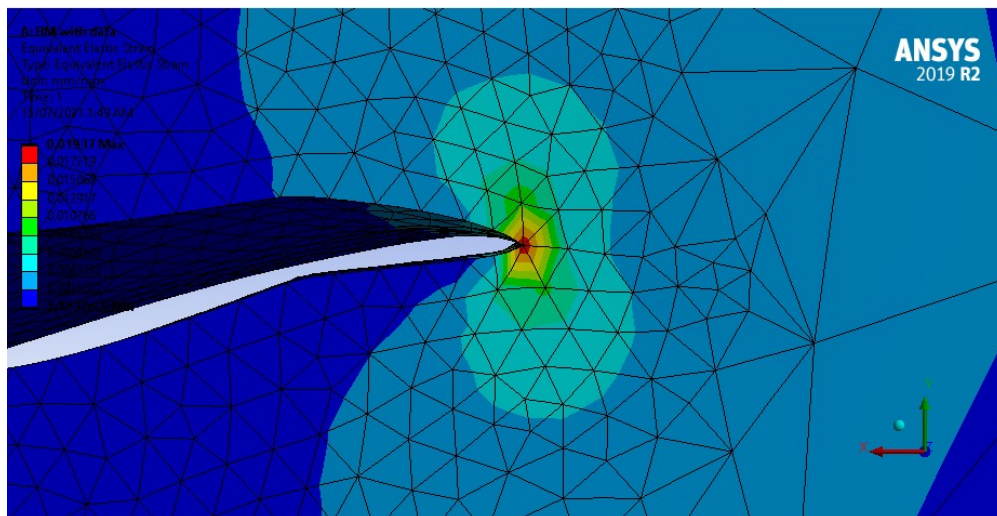


FIGURE 3.34: La forme de la zone plastique en déformation plane.

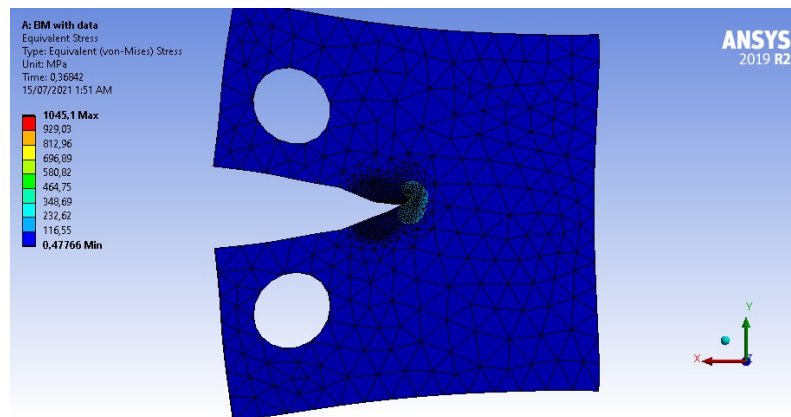
Las figures 3.33 et 3.34 montrent l'évolution de la zone plastique pour les différents états plans. L'allure particulière de son contour est confirmée par Le calcul numérique.

Cette allure a été étudié pour un métal de base avec les propriétés de l'aluminium 2017A. On peut remarquer que le champs de contraintes de Von-Mises décrit parfaitement, pour un mode d'ouverture, l'allure en déformation plane (une allure en forme de cacahuète) et en contrainte plane (une allure en forme de reins).

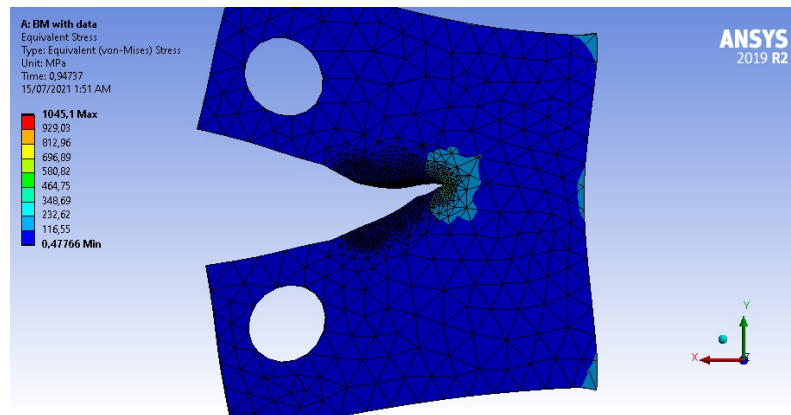
La simulation confirme également la différence dans la taille de ces zones. La zone plastique en déformation plane est beaucoup plus petite que celle en contrainte plane.

Dans un deuxième lieu, il est intéressant d'étudier l'évolution de la taille de la zone plastique en contrainte plane et comparer cette dernière au début et à la fin de fissuration.

La figure 3.35 nous permet de visualiser l'augmentation de l'étendue de la zone plastique avec la propagation de fissure.



(a) Début de propagation.



(b) Fin de propagation.

FIGURE 3.35: Visualisation de l'évolution de la taille de la zone plastique en contrainte plane dans le métal de base.

Ces résultats sont également confirmés par l'expérimental. la figure 3.36 montre la forme en rein de la zone plastique en mode d'ouverture et en contrainte plane pour une longueur de fissure de 5mm et de 8mm.

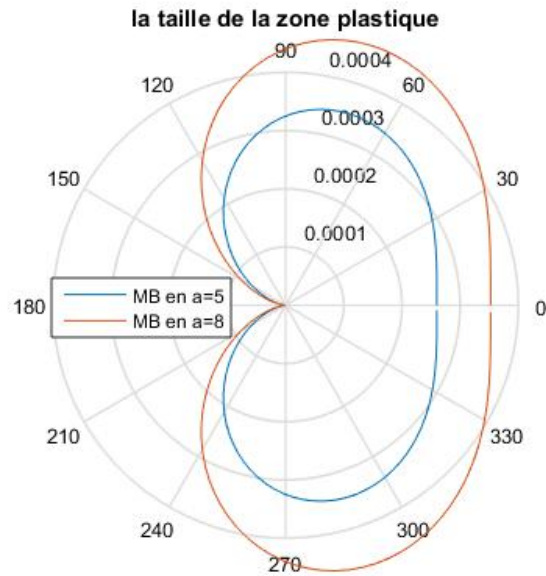


FIGURE 3.36: Comparaison de la taille de la zone plastique en contrainte plane pour des longueurs de fissure différentes.

Ces corrélations et estimations nous permettent de conclure que les études numériques effectuées par la technologie SMART d'analyse des contraintes donnent correctement la solution d'un matériau élastoplastique, il est donc possible d'intégrer un tel calcul à des problèmes élastoplastiques de Mécanique de la Rupture. Le calcul par éléments finis est également l'un des outils les plus utiles dans cette approche.

Conclusion Générale

Le travail présenté dans ce manuscrit a porté sur l'étude de la résistance à la rupture dans le joint soudé par FSW. Dès le début une recherche bibliographique s'est avérée nécessaire afin de comprendre les concepts fondamentaux nécessaires pour pouvoir comprendre la nature de rupture dans les différentes zones dans les soudures.

L'objectif principal de cette étude était la caractérisation de la rupture en fatigue dans les zones du joint soudé. Pour cela, il était nécessaire de comprendre l'évolution microstructurale dans le cordon de soudure et sa relation avec les propriétés mécaniques à savoir la microdureté et la tenue à la traction.

Les contrôles non destructifs (radiographie X et ultrasons) appliqués sur les joints soudés nous ont permis d'apprendre à interpréter les résultats visualisés et pouvoir identifier les défauts dans les cordons de soudure. Les échantillons utilisés pour la caractérisation des propriétés mécaniques ont montré une bonne qualité de soudage et une meilleure continuité de cordon de soudure sur les plaques obtenues. Cela est bien confirmé par les observations microscopiques effectuées sur différentes zones du cordon de soudures et sur le métal de base.

Des tests de propagation de fissures en fatigue ont été réalisées sur des fissures dans le métal de base ainsi que la zone de soudure de l'alliage 2017A. Les essais ont été réalisés pour examiner les paramètres C et m dans la loi de puissance de Paris afin de comprendre le comportement de déformation pendant la propagation des fissures en fatigue dans les soudures. En utilisant des approches de mécanique de la rupture élastique linéaire, la caractérisation du comportement en fatigue et en déformation peut être utilisée pour décrire la cinétique de la propagation des fissures à la fois dans la microstructure dans le MB et dans celle du joint de soudure. Ceci a été réalisé en faisant croître des fissures de fatigue à ΔK constant en surveillant les changements dans la fermeture des fissures en fonction de l'augmentation de leur longueur.

Il est aussi important de connaître la taille exacte et la forme de la zone plastique en pointe de fissure et comment elle évolue au cours du chargement car le champ de contrainte en pointe de la fissure prend des valeurs importantes et donc il contribue à la création d'une zone plastique autour de la fissure. Ceci joue un rôle important dans la détermination de l'initiation et de la propagation des fissures.

La simulation SMART utilisée dans ce travail est l'une des dernières innovations d'Ansys conçues pour résoudre d'une manière efficace et robuste le problème critique de l'initiation, de la propagation et de la rupture des fissures dans les soudures. On peut conclure que le

remaillage autour de la pointe de la fissure après chaque itération concentre la puissance de calcul là où elle est le plus nécessaire. La simulation SMART est donc plus rapide et plus facile à mettre à l'échelle pour des projets plus importants. L'utilisation d'UMM pour le maillage élimine le temps de prétraitement coûteux et produit un maillage tétraédrique tout aussi précis qu'un maillage hexagonal qui prend beaucoup de temps.

Perspectives

Cette étude qui s'inscrit dans le cadre de la maîtrise du procédé de soudage FSW par l'étude de la déchirure du joint soudé n'est qu'un point de départ pour la réalisation d'un modèle permettant de prédire la déchirure dans les pièces soudées d'une manière plus performante et plus efficaces. Par ailleurs, nous jugeons intéressant d'évoquer quelques points pertinents à étudier dans le future :

- Il serait intéressant d'étudier les faciès de rupture de chaque zone en utilisant un microscope électronique à balayage pour pouvoir identifier réellement les causes, les étapes et les types de rupture dans les différentes zone et ainsi avoir une explication meilleure des phénomènes de fissuration en fatigue.
- Pour une bonne caractérisation de la taille et de la forme de la zone plastique entourant la pointe de fissure, une corrélation d'image servira à détailler l'étude des zones plastiques.
- La simulation SMART utilisée dans ce travail est plus complexe et utile. Dans cette étude on a pu visualiser quelques phénomènes mais on pourra toujours exploiter cet outil d'une façon plus efficace et intéressante. En effet, cet outil nous permet d'identifier les nombre de cycle et la longueur de fissure correspondante. Il serait donc intéressant d'appliquer cette étude sur les autres zones en utilisant un maillage dépendant pour les différents zones pour pouvoir comparer entre les résultats expérimentaux et la simulation.

Bibliographie

- [1] Fatigue crack growth. <https://mechanicalc.com/reference/fatigue-crack-growth>.
- [2] Fatigue crack growth analysis review. https://www.engineersedge.com/material_science/fatigue_crack_growth_analysis_review_10071.htm.
- [3] Good practice for fatigue crack growth curves. <https://www.intechopen.com/books/applied-fracture-mechanics/good-practice-for-fatigue-crack-growth-curves-description>.
- [4] Simulation de la propagation de fissure. <https://www.ec2-modelisation.fr/domaines/rupture>.
- [5] ASTM E 1150-1987. Standard definitions of fatigue. *Annual Book of Standards*, ASTM :p 753–762, 1995.
- [6] ISO 25239-1 :2020(fr). Soudage par friction-malaxage — aluminium — partie 1 : Vocabulaire. 2020.
- [7] SETHIAN J. A. *Level Set Methods Fast Marching Methods : Evolving Interfaces in Computational Geometry, Fluid Mechanics, Computer Vision, and Materials Science*. Cambridge University Press, 1996.
- [8] N.C. Wilson A. Torpy C.M. MacRae A.M. Glenn A. Boag, A.E. Hughes and T.H. Muster. How complex is the microstructure of aa2024-T3? *Corrosion Science*, 51(8) :1565–1568, 2016.
- [9] OW. J. Arbegast. A flow partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding. *cripta Materialia*, 58, 2008.
- [10] Bruno Barlas. *Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie*. PhD thesis, 2004.
- [11] Maeder G. Barralis J. *Précis de métallurgie : élaboration, structures-propriétés, normalisation*. AFNOR-Nathan, 1997.
- [12] B.Dubost. Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium. *Techniques de l'ingénieur*, M240, 2008.
- [13] K. Yan et al. Chen, H.-B. The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds. *Materials Science and Engineering*, A 433(1–2) :64–69, 2006.
- [14] J.R. Davis. *Corrosion of Aluminium and Aluminium Alloys*. ASM International, 1999.
- [15] R. Develay. Traitements thermiques des alliages d'aluminium. *Technique d'Ingénieur*, M 1 290, 2006.

- [16] Z.Chen D.Lohwasser. *Friction stir welding, From basics to applications*. CRC Press, 2010.
- [17] ASTM E-399. *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*. ASTM International.
- [18] V. Balasubramanian et al Elangovan, K. Influences of tool pin profile and axial force on the formation of friction stir processing zone in aa6061 aluminium alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 38(3) :285–295, 2008.
- [19] F. Khelil et al. Modeling of fatigue crack propagation in aluminum alloys using an energy based approach. *ETASR - Engineering, Technology Applied Science Research*, 3(4) :488–496, 2013.
- [20] Liu et al. Tensile properties and fracture locations of friction-stir-welded joints of 2017-t351 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 142 :692–696, 2003.
- [21] M. W. Mahoney et al. Properties of friction-stir-welded 7075 t651 aluminum. *Metalurgical and Materials Transactions*, 29, 1998.
- [22] O. MIMOUNI et al. Numerical simulation of temperature distribution and material flow during friction stir welding 2017a aluminum alloys. *MATEC Web of Conferences UMIFORM*, 80, 2016.
- [23] 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.
- [24] O.Mimouni et al. Fem prediction of temperature and residual stresses distribution during friction stir welding of 2017a aluminum alloy. *ResearchGate*, 2017.
- [25] X. Huang et al. Grain orientation dependence of microstructure in aluminium deformed in tension. *Scripta Mater*, 31, 1997.
- [26] Eric Feulvarch. Modélisation numérique du procédé de soudage par friction-malaxage (friction stir welding). *Technique d’Ingénieur*, bm7764, 2011.
- [27] Emmanuel E. Gdoutos. *Fracture Mechanics : An Introduction*. Springer, 2020.
- [28] Cécile Genevois. *Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d’alliages d’aluminium de la série 2000 5000 et comportement mécanique résultant*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG, 2004.
- [29] A.A. Griffith. *The Phenomena of Rupture and Flow in Solids*. Phil. Trans. Roy. Soc. London, Series, 1920.
- [30] M.E.Kassner H.J. McQueen, S.Spigarlli. *Hot Deformation and Processing of Aluminum Alloys*. CRC Press, 2017.
- [31] D.W. Hoepfner. Estimation of component life by application of fatigue crack growth threshold knowledge, fatigue, creep, and pressure vessels for elevated temperature service. *ASME*, 17 :p 1–85, 1981.
- [32] D.W. Hoepfner. Parameters that input to application of damage tolerant concepts to critical engine components invited keynote paper, damage tolerance concepts for critical engine components. *NATO-AGARD*, 15, 1985.

- [33] F.J. Humphreys. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Elsevier Science Ltd., 2002.
- [34] G.R. Irwin. The phenomena of rupture and flow in solids. *ASM*, 40, 1948.
- [35] AP Reynolds. J Yan, MA Sutton. Process structure property relationships for nugget and heat affected zone regions of aa2524t351 friction stir welds. *Sci. Technol. Weld. Joining*, 2013.
- [36] D.S. kammer. *Modélisation avec la méthode X-FEM de la propagation dynamique et de l'arrêt de fissure de clivage dans un acier de cuve*. PhD thesis, l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2007.
- [37] J. Gilbert Kaufman. *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*. ASM International, 2000.
- [38] J. Gilbert Kaufman. *Fracture Resistance of Aluminum Alloys*. ASM International, 2001.
- [39] Rajiv S. Mishra Krishnan K. Sankaran. *Metallurgy and Design of Alloys with Hierarchical Microstructures*. Elsevier Science, 2017.
- [40] Steven R. Lampman. *Asm handbook, fatigue and fracture*. *ASM International*, 1995.
- [41] Ba Danh Le. *Modélisation discrète en mécanique de la rupture des matériaux fragiles*. PhD thesis, INSA de Strasbourg, 2013.
- [42] Kenneth A. Macdonald. *Fracture and fatigue of welded joints and structures*. Woodhead Publishing Limited, 2011.
- [43] C. Rhodes et al. Mahoney, M. Properties of friction-stir-welded 7075 t651 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions*, A29(7) :1955–1964, 1998.
- [44] ANSYS SMART Manual. Smart simulation is the latest in a long line of ansys innovations designed to solve the critical issue of crack initiation, growth and fracture in product design. 2019.
- [45] Gene Mathers. *The welding of aluminium and its alloys*. CRC Press, 2002.
- [46] R. S. Mishra and Z. Y. Ma. *Friction stir welding and processing*. Materials Science and Engineering, 2005.
- [47] Rajiv S. Mishra and Mageshwari Komarasamy. *Friction Stir Welding of High Strength 7XXX Aluminum Alloys*. Butterworth-Heinemann, 2016.
- [48] Rajiv S. Mishra and Harpreet Sidhar. *Friction Stir Welding of 2XXX Aluminum Alloys Including Al-Li Alloys*. Elsevier, 2017.
- [49] Danial GHAHREMANI MOGHADAM. Influence of welding parameters on fracture toughness and fatigue crack growth rate in friction stir welded nugget of 2024-t351 aluminum alloy joints. *Transactions of Nonferrous Metals, Society of China*, 26 :2567–2585, 2016.
- [50] L.F. Mondolfo. *Aluminium Alloys : structure and properties*. Butterworth Co, 1976.
- [51] W. Yuan N. Kumar, R.S. Mishra. *Friction stir welding of dissimilar alloys and materials*. Butterworth-Heinemann, UK, 2015.
- [52] Ted Belytschko Nicolas Moës. Cx-fem, de nouvelles frontières pour les éléments finis. *5e Colloque national en calcul des structures*, pages 305–318, 2001.

- [53] A.N. Siddiquee Noor Zaman Khan and Z.A. Khan. *Friction Stir Welding, Dissimilar Aluminum Alloys*. CRC Press, 2017.
- [54] O.MIMOUNI. *Relations microstructure-propriétés mécaniques lors du soudage friction malaxage (FSW) d'aluminium aéronautique*. PhD thesis, Université de Blida 1, 2020.
- [55] H. Shercliff P. Withers P. Threadgill, A. Leonard. *Friction stir welding of aluminium alloys*. Int. Mater, 2009.
- [56] Benoit PRABEL. *Slip Fronts at Frictional Interfaces : A Numerical and Theoretical Study*. PhD thesis, École Polytechnique Fédérale de Lausanne, 2014.
- [57] R.Develay. Données numériques sur l'aluminium non alié. *Techniques de l'ingénieur*, M443, 2006.
- [58] R.Develay. Propriétés technologiques de l'aluminium et ses alliages corroyés. *Techniques de l'ingénieur*, M439, 2006.
- [59] Naman Recho. *Fracture Mechanics and Crack Growth*. Wiley, 2012.
- [60] Hahn GT Rosenfield AR, Dai PK. Crack extension and propagation under plane stress. *Proceedings of the first international conference on fracture*, 1 :223–258, 1966.
- [61] B. Da Costa S. Zimmer, W. Chapeau and al. *Manuel Pédagogique. Le Soudage par friction malaxage Friction Stir Welding*. 2009.
- [62] H. Schmidt and B. Schmidt-Brandecker. *Fatigue and Fracture Toughness, 13th International Conference on Aluminum Alloys*. Wiley, 2012.
- [63] S.Jacob. Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie" ; technique d'ingénieur. *Techniques de l'ingénieur*, M675, 2006.
- [64] J. W. Rudnicki T.-J. Chuang. *multiscale deformation and fracture in materials and structures*. Kluwer Academic, 2002.
- [65] P.L. Threadgill. *Friction stir welding - the state of the art*. TWI, 1999.
- [66] Naman Récho Tom Lassen. *Fatigue Life Analyses of Welded Structures*. ISTE Ltd., 2006.
- [67] Michael V Glazoff Vadim S Zolotarevsky, Nikolai A Belov. *Casting Aluminum Alloys*. Elsevier Science, 2007.
- [68] J. Needham M. Murch P. Templesmith C. Dawes W. Thomas, E. Nicholas. *International patent application*. 1991.
- [69] B. Da Costa X. Stassart N. Ben Slima Ayadi L. Langlois J.C. Goussain B. de Meester L. D'Alvise Zimmer, W. Chapeau. *Le soudage par friction malaxage, friction stir welding*. Manuel Pédagogique.
- [70] Sandra ZIMMER. Contribution a l'industrialisation du soudage par friction malaxage. *l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers Spécialité "Mécanique*, 20, 2009.