



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET
POPULAIRE
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA
RECHERCHE SCIENTIFIQUE
UNIVERSITE DJILLALI LIABES DE SIDI-BEL-ABBES
Faculté de Technologie



THESE

Pour l'obtention du diplôme de

Doctorat en Sciences

Spécialité: Génie Mécanique

Option: Propriétés Mécaniques des Matériaux et Modélisation

Présentée par Monsieur :

KAMBOUZ Youb

COMPORTEMENT EN FATIGUE DES ASSEMBLAGES SOUDES PAR FRICTION MALAXAGE

Soutenue le : 09 / 05 / 2017 devant le jury composé de :

Président:

M. ZEMRI Mokhtar Professeur, Université de Sidi Bel Abbès.

Examineurs:

AID Abdelkrim Professeur, Université de Mascara

ZIADI Abdelkader Professeur, Centre Universitaire de Ain Témouchent

BENDOUBA Mostefa Maître de Conférences Classe A, Université de Mascara.

Directeur de Thèse:

M. BENGUEDIAB Mohammed Professeur, Université de Sidi Bel Abbès.

Co-Directeur de Thèse:

M. BOUCHOUICHA Benattou Professeur, Université de Sidi Bel Abbès.

2016-2017

REMERCIEMENTS

Ce travail à été réalisé au sein du laboratoire des matériaux et systèmes réactifs du département de génie mécanique de l'université Djillali LIABES de Sidi Bel-Abbes.

En premier lieu, j'aimerais remercier vivement mon directeur de thèse, le professeur Mohamed BENGUEDIAB, qui m'a confié ce sujet de thèse.

Je tiens à saluer son courage, sa gentillesse et le remercier de m'avoir guidé et supporté toute la durée consacrée à la préparation de cette thèse. Son enthousiasme et son dynamisme m'ont chaque fois permis de rebondir dans les moments difficiles.

Mes remerciements s'adressent aussi au professeur Benattou BOUCHOUICHA, co-directeur de ma thèse, pour son aide et ses précieux conseils tout au long de ce travail.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance au professeur Mohamed MAZARI qui, en tant que directeur du laboratoire, m'a accueilli au sein du LMSR.

Je remercie monsieur Mokhtar ZEMRI, Professeur à l'université de Sidi Bel Abbés d'avoir accepté de présider le jury de ma thèse.

Mes vifs remerciements vont à Monsieur Aid Abdelkrim, Professeur à l'université de Mascara, d'avoir fait l'honneur d'examiner et juger ce travail.

Mes remerciements vont également à Monsieur Ziadi Abdelkader Professeur au centre universitaire de Ain Témouchent et Monsieur Bendouba Mostefa maître de conférences classe A à l'université de Mascara d'avoir fait l'honneur d'examiner et juger ce travail.

J'aimerais ensuite saluer tous les collègues du laboratoire « LMSR » où j'ai passé ces merveilleuses années. Merci à Abdelkader GHAZI, Abdelkader BOULENOUAR, pour leur sympathie, leur gentillesse et les services rendus.

Enfin, je voudrais adresser mes remerciements à toute ma famille pour leur soutien sans faille et pour l'amour inconditionnel qu'ils me portent.

A la mémoire de mes parents

Aucune dédicace ne saurait exprimer l'amour, l'estime, le dévouement et le respect que j'ai toujours eu pour vous. Rien au monde ne vaut les efforts fournis jours et nuits pour mon éducation et mon bien être.

Ce travail est le fruit de vos sacrifices que vous avez consentis pour mon éducation et ma formation.

A tous ceux qui, par un mot, m'ont donné la force de continuer

SOMMAIRE

Table de matières

Remerciements

Table de matières.....	2
Notations	6
Liste des sigles.....	10
Introduction.....	12

CHAPITRE I : ETAT DE L'ART SUR LE SOUDAGE FSW GENERALITES SUR LA FATIGUE

I. 1. Procèdes de soudage.....	16
I. 1.1 Principe du soudage FSW.....	16
I.1.1.1 Paramètres de soudage.....	19
I.1.1.2 Géométrie de l'outil.....	21
I.1.1.3 Différents Types d'outils.....	25
I.1.1.4 Matériaux de l'outil.....	27
I.1.1.5 Usure de l'outil.....	28
I.1.1.6 Matériaux des pièces à souder.....	30
I. 1.2 Paramètres d'opérations.....	33
I.1.3 Formations du cordon de soudure.....	35
I.1.4 Cycles thermiques.....	38
I.1.5 Phénomènes physiques lors du soudage FSW.....	39
I.1.6 Cycles de température.....	40
I.1.7 Propriétés mécaniques.....	47
I. 2. Comportement mécanique et en fatigue des joints soudés par FSW.....	56
I.2.1 Comportement mécanique du joint soudé.....	56
I.2.2 Analyse des facies de rupture en traction monotone.....	60
I.2.3 Comportement en fatigue des soudures FSW.....	61
I.2.4 Facteur d'intensité des contraintes.....	62
I.2.5 Calcul du facteur d'intensité des contraintes.....	62
I. 2. 6 Fatigue des assemblages soudés.....	64
I.2.7 Durée de vie des assemblages soudés.....	64
I.2.8 Comparaison de la tenue en fatigue des joints soudés et du matériau de base associé.....	65
I.2.9 Influence de l'état hétérogène de la microstructure sur la tenue en fatigue.....	66

I.2.10 Influence de la limite d'élasticité du métal de base.....	67
I.2.11 Comportement sous sollicitations cycliques.....	68
I.2.12 Synthèse.....	69
I. 3. Conclusion du chapitre.....	69
Références bibliographiques.....	70

CHAPITRE II : ETUDE ANALYTIQUE ET NUMERIQUE

II.1 Introduction.....	77
II.2 Caractéristiques mécaniques.....	78
II.2.1 Présentation du matériau.....	78
II.2.2 Microdureté.....	78
II.2.3 Protocole numérique.....	80
II.2.4 Essai de traction.....	81
II.2.5 Résultats des essais et analyse.....	82
II. 3 Propagation des fissures de fatigue.....	84
II.3 1 Modélisation de l'éprouvette CT-50.....	84
II.3.2 Maillage de la partie fissurée et conditions aux limites.....	85
II.3.3 Résultats numériques.....	85
II.3.3.2 Visualisation de la propagation des fissures.....	86
II.3.3.3 Détermination numérique de la courbe $da / dN = f(\Delta K)$	87
II.3.3.4 Contraintes résiduelles.....	90
II.3.3.5 Conséquences du soudage par friction malaxage.....	92
II.4 Conclusions.....	92
Références bibliographiques.....	93

CHAPITRE III : ETUDE EXPERIMENTALE

III.1 Introduction.....	98
III.2 Gamme de fabrication des pièces soudées.....	104
III.2.1 Phase de préparation.....	104
III.2.2 Phase de soudage.....	105
III.3 Protocole expérimental.....	106
III.3.1 présentation du matériau.....	106
III.3.2 Outil de soudage.....	107
III.3.3 Machine de soudage.....	108
III.3.4 Eprouvette soudée.....	108

III.3.5 Profil de dureté.....	110
Références bibliographiques.....	113
CHAPITRE IV : ESSAIS DE FISSURATION	
IV.1 Matériau étudié.....	116
IV.2 Propriétés mécaniques.....	116
IV.3 Description des essais.....	116
IV.3.1 Eprouvettes utilisées.....	116
IV.3.2 Machine d'essais.....	118
IV.3.3 Type d'essais.....	118
IV.4 suivi de la fissure.....	119
IV.5 Résultats et discussions.....	119
IV.5.1 durée de vie.....	119
IV.5.2 relation $da/dN - \Delta K$	121
Références bibliographiques.....	125
Conclusion générale.....	127
Annexe.....	129

NOTATIONS

Majuscules latines

A : aire sous la courbe charge-déplacement

B : épaisseur d'une plaque

B0 : épaisseur maximale pour avoir un état plan de contrainte

COD : ouverture de la fissure

CODmax : ouverture de la fissure au centre de la fissure (dans une plaque)

CT : éprouvette compacte de traction

CTOD : ouverture en fond de fissure

CTODc : valeur critique de l'ouverture en fond de fissure

CTODd : valeur critique de l'ouverture en fond de fissure en mode dynamique

D1, D2 : constantes du matériau dans des lois de propagation des fissures

E : module d'élasticité

G : module de glissement

G : énergie libérée par la relaxation des contraintes

Gm : valeur moyenne du poids propre

J : intégrale curviligne de Rice

J_{Ic} : valeur critique de l'intégrale J

J_{IId} : valeur critique de l'intégrale J en mode dynamique

K : facteur d'intensité de contrainte

K_I : facteur d'intensité de contrainte en mode I

K_{Ic} : valeur critique du facteur d'intensité de contrainte en état plan de déformation (en mode I)

K_c : valeur critique du facteur d'intensité de contrainte

K_{max} : valeur maximale du facteur d'intensité de contrainte

K_{res} : facteur d'intensité de contraintes dû à l'effet des contraintes résiduelles

K_V : résilience [J]

K_{vestimé} : valeur estimée de la résilience

N : nombre de cycles à la rupture

ND : nombre de cycles à la limite de fatigue

P_c : charge critique lors d'un essai de ténacité K_{Ic}

R : résistance du matériau à la propagation d'une fissure

SENB : éprouvette de flexion en trois points

T₂₇ : température donnant une valeur de résilience de 27 J

T_{connu} : température pour une valeur connue de facteur d'intensité de contrainte critique

Q : énergie hystérétique Q dissipée pendant un cycle

U : densité d'énergie de déformation (énergie spécifique)

W : largeur d'une plaque

Y : facteur de correction pour le calcul du facteur d'intensité de contrainte K

Ye : facteur de correction dépendant de la forme de la fissure elliptique

Yf : facteur de correction dépendant de la dimension finie d'une plaque

Re : limite d'élasticité

Rm : résistance à la traction

Minuscules latines

a: dimension déterminante d'une fissure

a_0 : dimension initiale d'une fissure

ac : dimension critique d'une fissure

a_{init} : profondeur initiale d'une fissure

fc : facteur de concentration de contrainte

ff : facteur de forme

l_0 : longueur initiale d'une éprouvette

l_f : longueur finale d'une éprouvette

m : pente de la droite de la moyenne des résultats d'essais pour les courbes S - N

pf : probabilité de rupture

rpl : dimension de la zone plastifiée

Divers

2D : bidimensionnel

3D : tridimensionnel

da/dN : vitesse de propagation d'une fissure de fatigue

f(a/W) : fonction de a/W, utilisée dans l'estimation de K_{Ic} sur la base de la charge appliquée lors d'un essai sur une éprouvette CT ou SENB

r(W - a) : distance entre le fond de la fissure et le centre de rotation

R : Rayon des cavités dans un matériau ductile

R/R0 : Taux de croissance de fissure

ABRÉVIATIONS

ASTM: American Society for Testing and Materials

CEGB: Central Electricity Generating Board

COD: ouverture de la fissure (Crack Opening Displacement)

CTOD : ouverture en fond de fissure (Crack Tip Opening Displacement)

CT : éprouvette compacte de traction (Compact Tension)

EF : éléments finis

MB : matériau de base

ZAT : Zone affectée thermiquement

SI : système international d'unités

ABBREVIATIONS

LISTES DES SIGLES ET ABREVIATIONS

D:	Diffusivité thermique
FSW:	Soudage par friction malaxage
F _Z :	Force verticale
GP:	Guinier- Preston
H:	Energie de soudage
HAZ:	Zone affectée thermiquement (Heat affected zone)
k:	Distance parcourue par tour (Welding pitch)
k _T :	Conductivité thermique
LOP:	Manque de pénétration au cours du soudage
Q:	Energie d'activation
R _{ép} :	Rayon de l'épaulement de l'outil de soudage
RPM:	Révolution par minute
t:	Temps
T:	Température
T ₀ :	Température initiale uniforme de la pièce soudée
T _f :	Température de fusion
T _S :	Température du solidus de l'alliage
TMAZ:	Zone affectée thermomécaniquement (thermomechanically affected zone)
UTS:	Résistance à la traction (Ultimate tensile strength)
V:	Vitesse d'avance de l'outil
V _g :	Vitesse de glissement à l'interface outil-matériau
Z:	Paramètre de Zener-Hollomon
ZAT:	Zone affectée thermiquement
ZATM:	Zone affectée thermomécaniquement
ε _R :	Emissivité du matériau
ε:	Déformation du matériau
ε̇:	Vitesse de déformation généralisée
Θ':	Précipités métastables
σ ₀ :	Contrainte d'écoulement du matériau
σ _y :	Limite d'élasticité à la rupture pour un nombre donné de cycles.

INTRODUCTION
GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

Parmi les procédés d'assemblage rigides, le soudage par friction malaxage (ou Friction Stir Welding FSW) est considéré comme l'alternative la plus prometteuse aux autres méthodes, notamment celles réalisées par la mise en œuvre des forces d'adhésion physico-chimiques (soudage classique, brasage, collage) et rivetage qui présente de nombreux inconvénients tels que le nombre d'opérations nécessaires pour constituer l'assemblage, le besoin d'utiliser un mastic pour assurer l'étanchéité de l'assemblage, la masse supplémentaire des rivets, les concentrations de contraintes au niveau des trous particulièrement néfastes pour la tenue en fatigue des structures. Le procédé de soudage par FSW qui n'utilise pas de métal d'apport, permet d'assembler des alliages d'aluminium qui ne sont pas, jusque là, largement utilisés en raison de leur non soudabilité avec les techniques classiques (MIG, TIG, ...).

Certaines métaux tels que les alliages d'Aluminium de la série 2xxx et 7xxx présentant un taux de cuivre et bien d'autres éléments ont des propriétés métallurgiques les rendant peu ou pas soudables par fusion. En effet ces éléments d'addition tel que le cuivre augmente l'ampleur du retrait volumique lors de la solidification rendant ces alliages sensibles à la fissuration à chaud et à la formation des porosités. Le FSW est reconnu comme une technique d'assemblage qui permet d'éviter ces défauts puisqu'au cours de la soudure le matériau demeure à l'état solide. Le procédé peut être réalisé pour plusieurs types de joints soudés tels que les joints de recouvrement et les joints bout à bout communément utilisés dans l'assemblage des tôles minces.

Le soudage par friction malaxage qui a été breveté depuis 1991 par la TWI est de plus en plus utilisé dans l'industrie de la fabrication à travers le monde en particulier aux USA et en Allemagne (aéronautique et spatial depuis 1994).

Le soudage par friction malaxage qui est utilisé dans de nombreux domaines tel que la construction navale et ferroviaire présente de nombreux avantages qui en font une technologie potentielle dans l'assemblage des structures.

Le procédé de soudage par FSW présente lui aussi des inconvénients, car il introduit de très fortes hétérogénéités de la microstructure dans les joints soudés. Cela conduit à un comportement mécanique hétérogène dans chacune des zones les constituants.

L'utilisation du soudage par friction malaxage pour réaliser des assemblages des structures en alliages d'aluminium présente de nombreux attraits pour les industries aéronautique et automobile. L'étude du FSW constitue un des axes de recherche de plusieurs centres dans le monde qui ont pour mission d'aider à améliorer la qualité de leurs produits et leur efficacité.

L'objectif de notre étude est d'augmenter le capital de connaissances fondamentales sur le procédé de soudage par friction malaxage, d'une manière plus précise cette étude permettra en premier lieu de mieux comprendre les liens qui existent entre les paramètres de soudage, l'histoire thermomécanique imposée au matériau et la microstructure de ce dernier, ainsi que les défauts produits lors du soudage ces liens seront étudiés et analysés au cours d'une démarche théorique visant à représenter les phénomènes thermiques et mécaniques en cours du soudage par friction malaxage. En second lieu d'étudier le comportement mécanique des joints soudés.

Cette partie s'illustrera comme suit:

- Le procédé de soudage par friction malaxage
- La précipitation homogène dans les alliages à durcissement par précipitation.
- La restauration et la recristallisation
- Les interactions entre les précipitations, les déformations et les recristallisations.
- Les mécanismes de durcissement.

En deuxième lieu une étude numérique et expérimentale nous permettra de mettre en évidence le comportement mécanique et en fatigue du joint de soudure par friction malaxage. La représentation numérique sera réalisée au moyen de calculs par la méthode des éléments finis.

La partie expérimentale se consacrera autour des objectifs suivants:

- Réalisation d'éprouvettes avec des joints sans défauts apparents, (exempt de bavures excessives ou de manque de pénétration pour des conditions de soudage choisies.
- Mettre en évidence le profil de dureté des différentes zones (MB, ZAT, ZATM, NOYAU) du joint de soudure par des essais de microdureté sur des macro-éprouvettes.
- caractérisation des propriétés mécaniques en traction et en fatigue des joints soudés.
- Détermination des causes de rupture pour les conditions de soudage considérées.
- Quantification de l'influence des divers défauts métallurgiques et géométriques sur la résistance en fatigue.
- Analyse des liens entre les paramètres de soudage telle que la vitesse de rotation en fonction de celle d'avance de l'outil de soudage, et leurs influences sur la microstructure et les propriétés mécaniques.

CHAPITRE I

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Ce chapitre comportera tout d'abord une revue bibliographique sur le soudage par friction malaxage. Le procédé de soudage par friction malaxage, met en jeu un flux de chaleur et de matière à travers le cordon conduisant à des hétérogénéités de la microstructure et des propriétés différentes pour chaque zone du cordon de soudure.

Une revue sur les différents processus intervenant durant le soudage tel que la précipitation homogène dans les alliages à durcissement structural, la restauration et recristallisation pour les alliages à durcissement par écrouissage et enfin les interactions possibles pouvant avoir lieu entre ces phénomènes.

I.1. Procèdes du soudage par friction malaxage.

L'originalité du procédé de soudage par friction malaxage consiste à souder à l'état pâteux, ce qui supprime les défauts liés à la solidification et conduit à des contraintes internes faibles par rapport au soudage classique (soudage laser ou à l'arc). Il convient bien pour des applications où il est important de garder les caractéristiques originelles du matériau. Ce procédé est bien adapté aux alliages d'aluminium difficilement soudables (série 2000, 6000, 7000).

Le procédé du soudage par friction malaxage peut être décrit par l'action d'un outil cylindrique (pion) plus ou moins complexe et d'un épaulement de diamètre de 2 à 2.5 fois supérieur au pion qui est mis en rotation (entre 100 et plusieurs milliers de tours /mn) [1].

I.1.1 Principe du soudage FSW.

Le principe de soudage par friction malaxage consiste à mettre en contact deux pièces à souder qui seront solidement bridées sur une machine. Un outil fixé à la machine qui est formé d'un pion et d'un épaulement est mis préalablement en rotation (400 à 1200 trs/mn) [1]. Au contact du pion avec les pièces à souder, une chaleur est engendrée et porte localement les bords en contact des pièces à l'état pâteux, ce qui facilite la plongée du pion dans la, figure I.1.

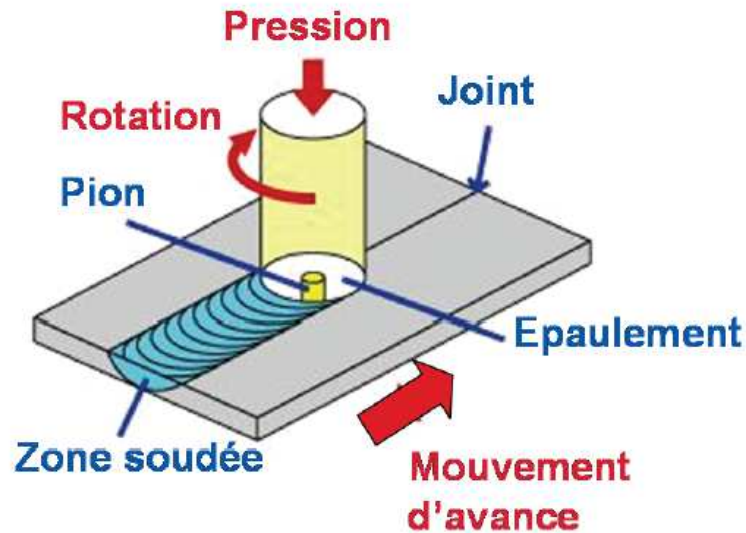


Figure I.1 : Représentation schématique du principe de soudage par friction-malaxage.[2]

Le rôle joué par l'épaulement qui s'appuie avec une force importante sur la surface des pièces à assembler est d'abord d'empêcher le métal brassé d'être expulsé et produit un effet de forgeage à l'arrière sur la partie qui vient d'être brassée et déformée, ensuite de la chaleur engendrée au contact de l'épaulement avec les pièces à souder figure I.2.

L'outil en place est maintenu en rotation pendant quelques secondes (phase d'attente) puis est soumis à un mouvement de translation dans le sens du joint de soudage (phase d'avance) à une vitesse définie (jusqu'à 2m/min) [1].

Lors du soudage le matériau est soumis, à des variations de températures dues aux frottements du pion et de l'épaulement avec les pièces à assembler et à des déformations plastiques intenses dues au malaxage.

Pour un mécanisme combiné d'extrusions par le pion et de forgeage par l'épaulement, le cordon est réalisé de proche en proche et une nouvelle structure métallurgique commune aux deux matériaux est formée grâce à des phénomènes de restauration –recristallisation.

Une liaison métallique est ainsi réalisée sans atteindre la température de fusion du métal de base des pièces à assembler ce qui permet de s'affranchir des problèmes liés à la résolidification qui apparaissent dans les procédés du soudage classique tels que porosités, soufflures, fissuration à chaud, etc.. Et avoir pour les pièces à souder des caractéristiques mécaniques d'assemblage supérieur au soudage traditionnel figure I.2.

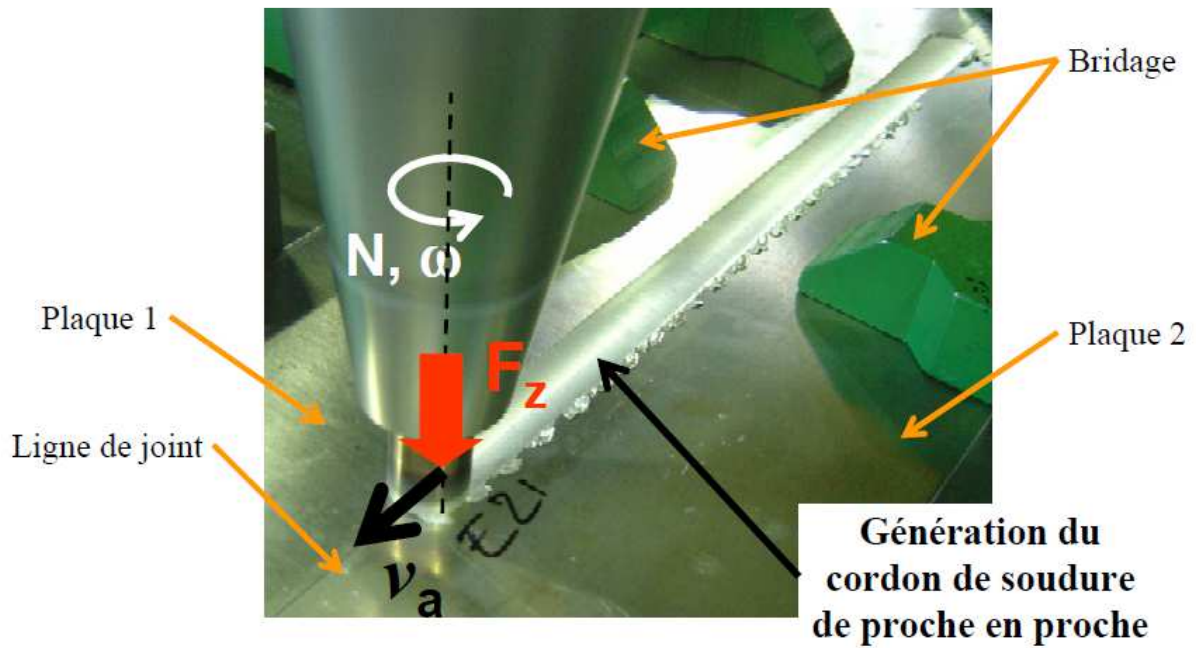


Figure I.2 : Génération du cordon de soudure de proche en proche.[3].

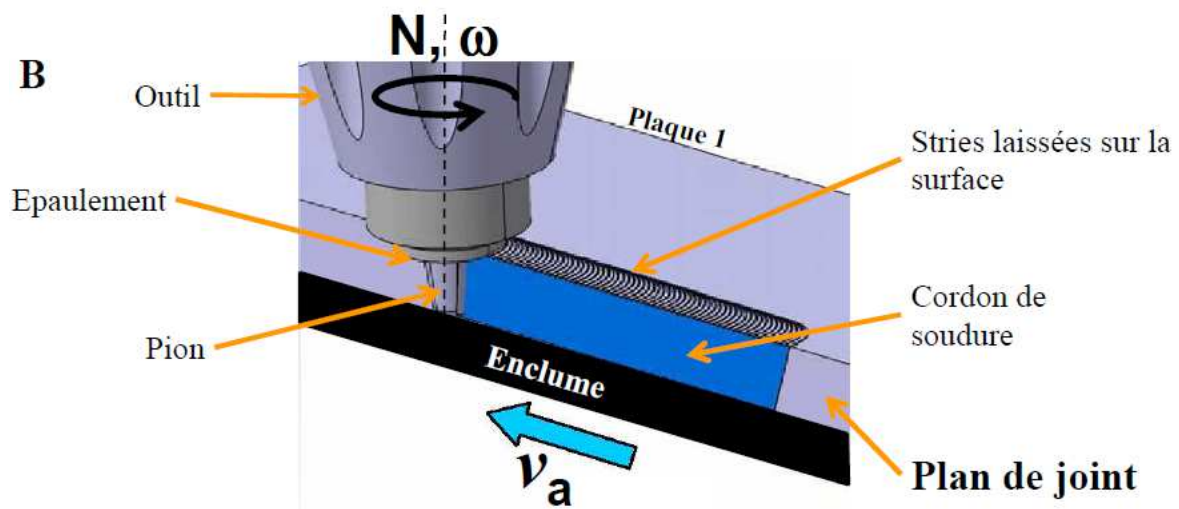


Figure I.3 : Présentation du soudage par friction-malaxage.[3].

Les trois principales phases opératoires sont schématisées sur la Figure I.4.a, b, c.

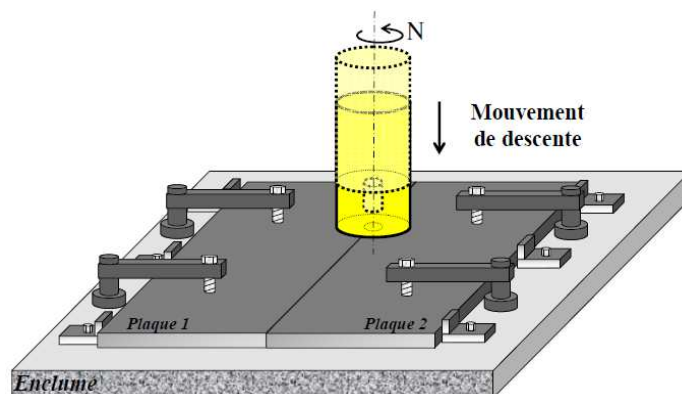


Figure I.4,a : Phase de plongée

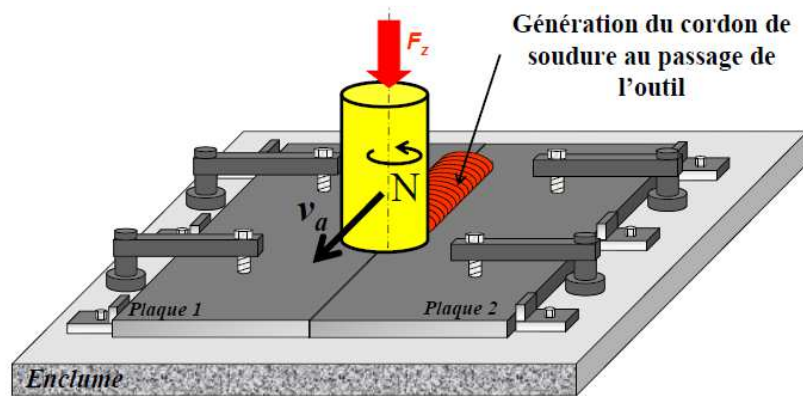


Figure I.4, b : Phase de soudage

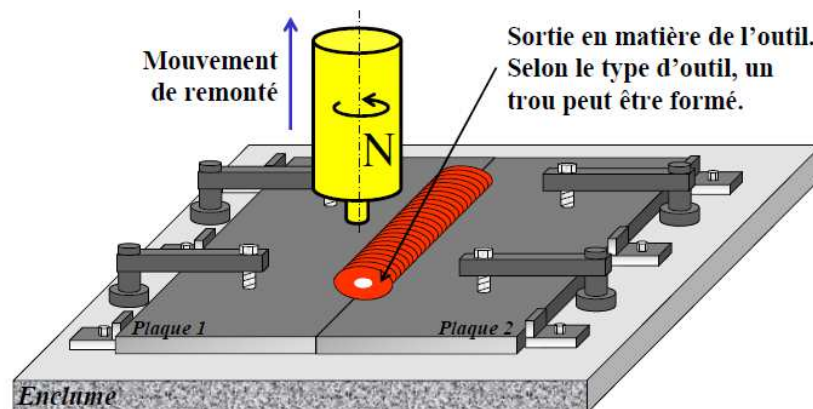


Figure I.4, c : Retrait de l'outil.

Les figures précédentes représentent les trois principales phases du soudage FSW [3].

I.1.1.1 Paramètres du soudage par friction-malaxage FSW.

Le procédé du FSW nécessite une connaissance adéquate de certains paramètres d'opération qui définissent les conditions dans lesquelles le soudage est réalisé. Pour un assemblage donné, la faisabilité du soudage dépend de la nature du ou des matériaux à joindre, de l'épaisseur des pièces à assembler et de la configuration du joint. Ces paramètres influencent l'apport de chaleur fourni au matériau et l'ampleur des changements subis à la microstructure de ce dernier et par conséquent l'influence sur le comportement mécanique du joint.

Comme paramètres opératoires principaux on peut citer :

- La géométrie de l'outil (particulièrement les formes du pion).
- La vitesse de rotation de l'outil
- La vitesse d'avance lors du soudage
- L'inclinaison de l'outil (angle du tilt α)

- Effort de plongée F ou pénétration δ

Le soudage peut être réalisé en contrôlant la force verticale appliquée par l'outil.

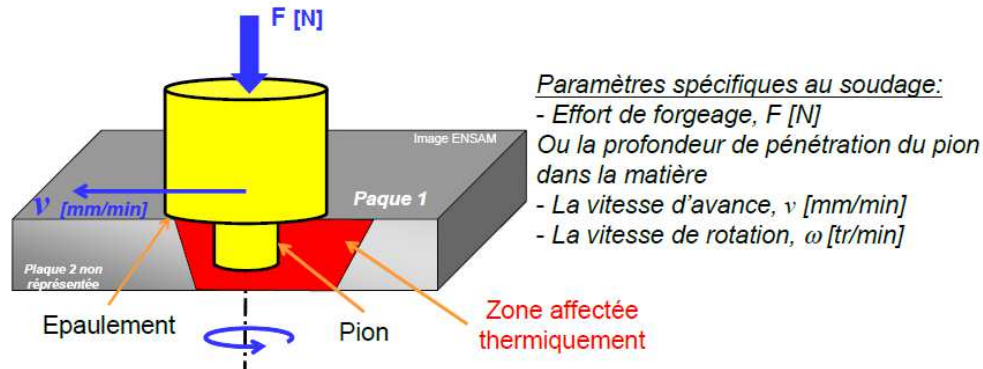


Figure I.5 : Visualisation des paramètres de soudage [3].

I.1.1.2 Géométrie de l'outil

La forme de l'outil de soudage constitue la base du procédé de soudage FSW et une optimisation des autres paramètres est impossible sans tenir compte de sa géométrie, qui a une forte influence sur la distribution spatiale de l'écoulement et par conséquent sur la quantité de chaleur créée. Ainsi, la géométrie de l'outil serait l'aspect le plus important car il ouvre son potentiel d'application en termes de matériaux, d'épaisseurs soudables et de performances.

La géométrie de l'outil de soudage a un effet direct sur l'uniformité du joint et de la microstructure résultante, ainsi que sur les forces nécessaires pour réaliser l'opération. En particulier, le rapport entre les tailles de l'épaulement et de la tige est critique. La taille de l'épaulement est, en termes de création de la chaleur, le plus important facteur géométrique.

A l'origine du procédé FSW, l'outil comportant simplement un épaulement associé à une tige. Il est apparu intéressant d'effectuer à la tige des reliefs sous forme de nervures circulaires ou hélicoïdales dans le but d'augmenter l'effet de malaxage du métal à rendre plus facile la formation de la distribution spatiale de l'écoulement et la quantité de chaleur créée.

En termes de création de la chaleur l'épaulement est le facteur géométrique le plus important. En effet un épaulement de plus grande taille augmente la quantité de chaleur due au frottement ; mais se traduit aussi par une plus grande quantité de matériau entraînée.

Concrètement, l'élévation de la température due au frottement de l'épaulement et du matériau est plus importante pour un épaulement grand [4].

Il existe ainsi un rapport entre l'épaisseur de la tôle à souder et le diamètre de l'épaulement [5].

La surface de l'épaulement peut être lisse ou texturée, dans ce dernier cas elle facilite l'écoulement du matériau par la présence de rainures figure I.7.

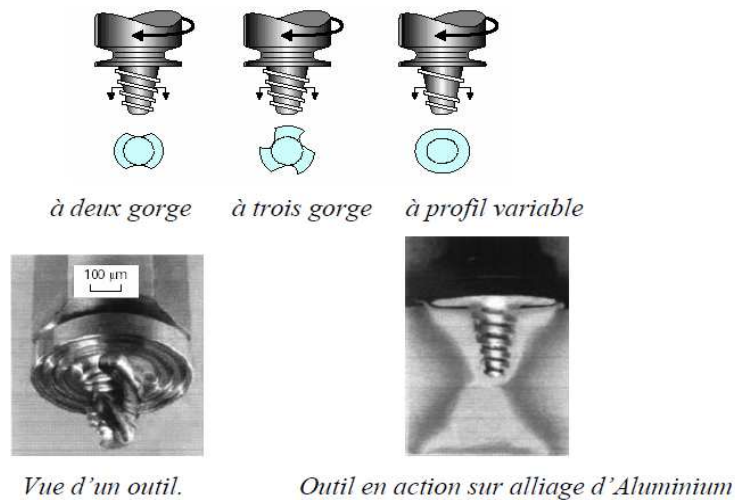


Figure I.6: Outils de soudage FSW [6].

a) géométrie du pion

Des études ont été menées sur la géométrie du pion, pour optimiser l'opération de soudage et la qualité de la soudure. Le pion est de dimensions appropriés à la nature des matériaux et à l'épaisseur des pièces à souder, sa longueur est adaptée à la pénétration, qui ne doit pas excéder l'épaisseur des tôles à souder. Les formes des pions sont de plus en plus complexes et les géométries des outils « Whorl™ » et « MX-Triflute™ » développées par TWI [7] (l'institut de soudure britannique) en sont de bons exemples. Ces deux types d'outils sont représentés sur la Figure I.7 ainsi qu'un outil de géométrie plus simple, « Trivex™ ». Le pion « Trivex™ » se compose de trois faces convexes avec ou sans filets. Cette configuration d'outil sans filets est communément utilisée pour la modélisation numérique du soudage par FSW.

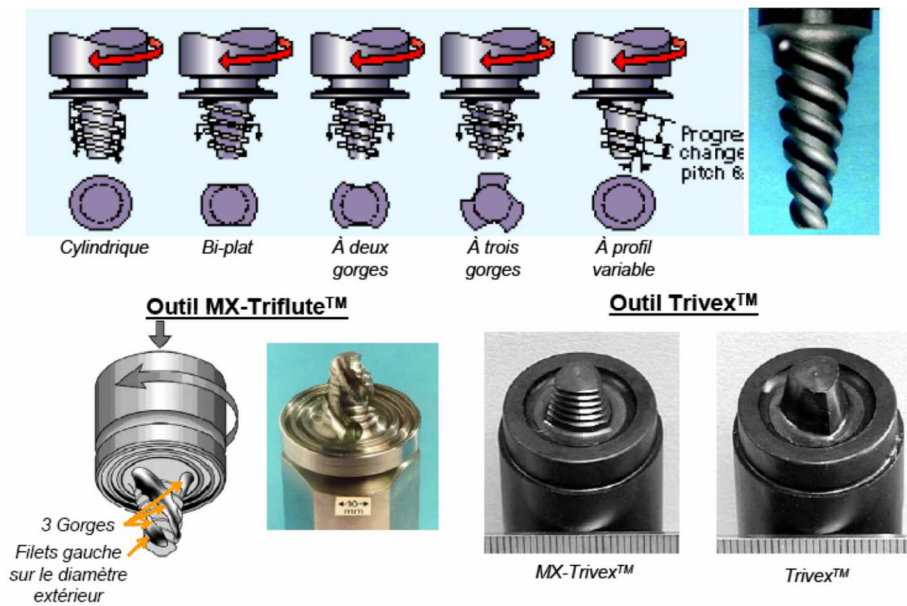


Figure I.7 : Outils FSW développés par TWI [8].

Les outils « Triflute™ » et « Worl™ » ont la forme d'un tronc de cône. La dénomination « MX » signifie qu'il y a des filets à la surface du pion.

Selon le recueil de publications de Mishra et Ma [8], ces types d'outils présenteraient un certain nombre d'avantages par rapport à un outil conventionnel de forme cylindrique :

- ils permettent de diminuer les efforts nécessaires pour avancer dans le matériau plastifié (et ainsi le risque de rupture du pion diminue),
- ils permettent d'augmenter la vitesse d'avance,
- ils réduisent l'asymétrie du cordon de soudure,
- ils réduisent la quantité de matière déplacée lors de la formation du joint (environ 60% de moins pour l'outil Worl™ et environ 70% de moins pour l'outil Triflute™) en confinant la matière autour du pion,
- ils augmentent l'interface entre le pion et la matière malaxée, ce qui favorise l'élévation de température par friction,
- ils améliorent le flux de matière (l'entraînement de la matière de l'avant vers l'arrière du pion et de haut en bas)
- ils facilitent la pénétration de l'outil dans la matière.

Des essais effectués avec ces deux outils ont montré qu'il était possible de souder bout à bout des tôles d'aluminium d'une épaisseur de 35 mm voire 50 mm en une passe.

L'avantage majeur des outils « Worl™ » et « Triflute™ » par rapport à un outil classique de forme cylindrique est d'avoir un meilleur rapport (ratio) entre le volume du pion et le volume de matière déplacée (rapport entre volume statique et volume dynamique). Par

exemple, le rapport établi entre deux outils similaires, c'est-à-dire de même diamètre et de même longueur, lors du soudage d'une plaque d'aluminium, serait de 1.1 :1 pour un outil cylindrique, de 1.8 :1 pour 1 outil de type « Worl™ » et de 2.6 :1 pour un outil de type «MX-Triflute™ ».

b) Épaulement

La taille de l'épaulement est en terme de création de la chaleur le plus important facteur géométrique. Cette caractéristique a aussi un effet sur la topographie du joint (par exemple il peut être avantageux de laisser le pourtour de l'épaulement lisse pour améliorer le fini du joint et en conséquence, les performances en fatigue [9]. L'épaulement fournit aussi une butée déterminant la pénétration de la tige ainsi que de bloquer le reflux de la matière vers le haut.

D'autre part, la surface de l'épaulement peut être lisse ou texturée, dans ce dernier cas l'écoulement du matériau peut être facilité par la présence de rainures.

La forme de l'épaulement est globalement plane et perpendiculaire à l'axe de rotation, ses dimensions transversales restant suffisamment grandes et de cinq fois environ le diamètre de la tige afin de couvrir totalement la zone affectée. Différentes dispositions ont été expérimentées dans lesquelles l'épaulement a un léger dégagement intérieur et sa portée ne s'exerce alors que sur la périphérie en formant des stries caractéristiques; ou encore comporte des ondulations concentriques dont l'effet de friction permet de mieux contrôler la surface de la soudure.

On a également cherché à contrôler la pression de l'épaulement par des galets latéraux prenant appui et roulant sur la surface des tôles.

L'outil FSW a une forme enveloppe relativement simple. Il est schématisé sur la Figure I.7. Il a trois fonctions principales:

- chauffer les pièces par frottement et par déformation plastique,
- malaxer les matériaux pour former le joint.
- contenir le flux de matière sous l'épaulement et autour du pion.

L'épaulement a pour rôle d'amener de la chaleur par frottement et de confiner la matière malaxée sous l'outil. Le pion, lui, a pour fonction de malaxer le matériau.

Toutefois, c'est l'action combinée de ces deux éléments qui assure l'apport de chaleur et le flux de matière nécessaire à la formation du joint. La Figure I.8 présente différentes géométries d'outils. Les formes du pion et de l'épaulement ainsi que la présence de filets, de

gorges, de rainures, etc. conditionnent le flux de matière et la génération de température. L'ensemble influence la microstructure du cordon formé et donc ses propriétés mécaniques. C'est pourquoi, la géométrie de l'outil a fait l'objet de différents développements.

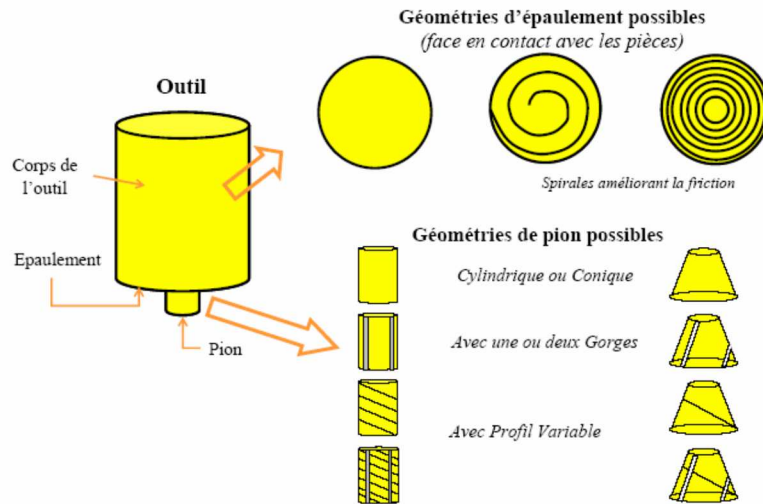


Figure I.8: Schématisation de l'outil de soudage et de quelques géométries des pions et de l'épaulement [9].

Le choix de la géométrie de l'épaulement qui peut être plat, concave ou convexe dépend de la configuration du joint à souder. On utilise généralement un épaulement convexe pour les soudures d'angles alors que l'épaulement concave est plus adéquat pour un soudage de joint bout à bout, enfin l'épaulement plat peut s'avérer préférables lors du soudage de surface courbes telles des tuyaux. Le pion est également un élément très important, deux buts sont recherchés pour une amélioration de l'écoulement de la matière et la minimisation des efforts appliqués [9].

L'écoulement peut être amélioré en augmentant :

- La quantité de chaleur générée que ce soit par frottement ou par déformation plastique.
- La quantité de métal déplacée.

De manière générale on essaie d'augmenter la surface de contact entre la tige et le matériau pour augmenter la quantité de chaleur générée et maximiser la quantité de métal déplacée.

La minimisation des efforts appliqués améliore l'efficacité énergétique des procédés. Dans le même contexte d'amélioration de la qualité du soudage on préfère comme pion une tige filetée et / ou vrillée.

La comparaison des tiges filetées et lisses montre l'utilité du filetage [8].

Pour un ensemble de paramètres donné, une tige mène à un joint montrant des cavités internes, cela conduit à une réduction importante de la résistance du joint en traction. Les pions filetés ou vrillés engendrant un mouvement vertical du métal déplacé, ce qui améliore la pénétration du soudage et même à une meilleure intégrité du joint. Toutefois les aspérités qui emprisonnent une partie du matériau ont pour effet d'augmenter la force verticale et le couple appliqué sur l'outil lorsque le soudage est effectué en contrôlant la position [10].

La forme optimale doit donc permettre de déplacer une grande quantité de matériau sans emprisonner ce dernier.

La forme de l'outil de soudage constitue donc la base du procédé car il ouvre son potentiel d'application en termes de matériaux, d'épaisseurs soudables et de performances techniques et économiques.

I.1.1.3 Différents types d'outils

On distingue trois différentes configurations d'outils possibles qui sont utilisées pour le soudage par friction-malaxage (FSW). Ceux sont, l'outil conventionnel, l'outil à pion rétractable et l'outil à double épaulement appelé aussi « Bobbin tool » ou « Self tool ».

Les trois types d'outil sont schématisés sur la figure I.9.

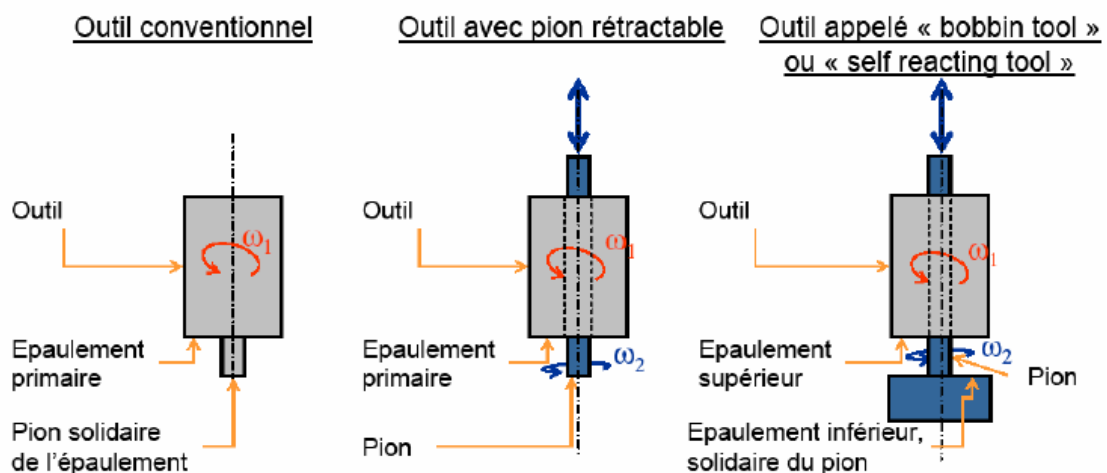


Figure I.9: Les différentes technologies de soudage [11].

- L'outil conventionnel représenté en un seul bloc (le pion et l'épaulement sont solidaires). Il n'y a pas de mouvement relatif possible entre le pion et l'épaulement et

le soudage s'effectue avec appui et frottement de l'épaulement sur une seule face.

C'est la configuration la plus simple.

Cette technologie possède quelques inconvénients :

- Chaque pion est calibré pour souder une épaisseur donnée.
- En cas de rupture du pion, il faut changer l'outil
- A la fin du soudage, la sortie de l'outil laisse une formation d'un trou.
- Le risque de manque laisse une racine subsiste. Dans ce cas, le cordon formé à l'épaisseur des tôles assemblées. Ce défaut est appelé « Kissing bond » peut fortement affecter la tenue mécanique des joints soudés (notamment en fatigue).

➤ L'outil à pion rétractable.

Cet outil a la particularité de fonctionner avec un épaulement et un pion actionnés par deux axes machines indépendants l'un de l'autre, possibilité donc de mouvement relatif.

L'avantage de cet outil est de permettre la réalisation d'assemblage dont les épaisseurs varient le long du joint soudé, et de permettre d'éviter la formation d'un trou à la fin de l'opération du soudage (par retrait progressif du pion tout en conservant l'épaulement en contact avec les tôles). Une machine plus complexe est néanmoins nécessaire pour pouvoir piloter le pion et l'épaulement de manière indépendante.

➤ L'outil à double épaulement « Bobbin tool ».

Possède deux épaulement positionnés cotés endroit et envers des pièces à souder. L'apport de chaleur s'effectue par frottement des épaulements sur les deux faces des pièces. La distribution de la température est alors symétrique à l'intérieur du joint. La soudure est verticalement symétrique et le risque de manque de liaison (défaut de pénétration) est éliminé. Afin de pouvoir mettre en position cet outil, il faut au préalable percer un trou de passage dans la tôle pour y insérer le pion. Une fois le pion et l'épaulement en place, l'épaulement inférieur est ensuite vissé sur le pion. La géométrie de l'assemblage doit par conséquent permettre un accès sur le coté envers des pièces pour mettre en place l'épaulement inférieur. Par ailleurs, l'outil laissera également un trou en fin de séquence.

Comme pour l'outil avec pion rétractable, le pion et l'épaulement inférieur ne sont pas solidaires de l'épaulement supérieur. Les deux ensembles sont pilotés de manière indépendante par deux actionneurs. L'effort de soudage est appliqué par l'épaulement inférieur et repris par l'épaulement supérieur pour créer un effort de pincement des tôles. Cette technologie permet d'envisager le soudage des pièces d'épaisseurs plus importantes dont la géométrie ne permet pas l'utilisation d'enclume. Toutefois, la présence de l'épaulement secondaire limite encore plus les géométries possibles des joints.

Remarque : Ils existent d'autres types d'outils dont leur représentation est sur la figure I.10.

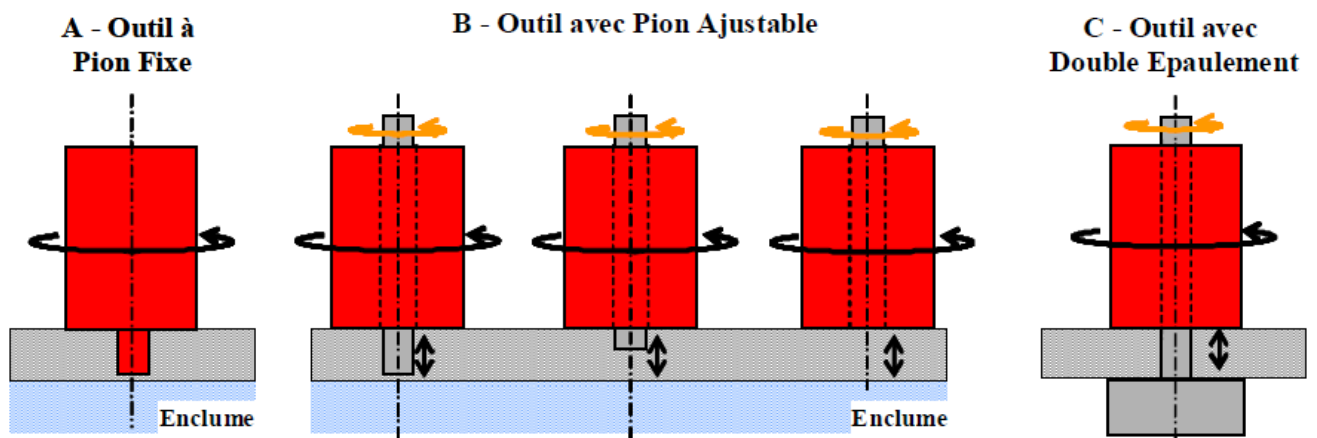


Figure I.10: Différents technologies d'outils (Normes, ARB07a).

I.1.1.4 Matériaux de l'outil de soudage FSW.

L'outil utilisé pour le soudage par friction-malaxage est exposé à des températures et à des efforts élevés, il doit donc faire face à ces paramètres générés lors du soudage et à la résistance à l'usure.

Le choix du matériau du soudage FSW est basé sur le matériau et l'épaisseur des pièces à souder, comme le montre le tableau suivant.

Alliage	Epaisseur	Matériau Outil
Alliages d'aluminium	< 12 mm	Acier à outil, WC-Co
	< 26 mm	MP159
Alliage de Magnésium	< 6 mm	Acier à outil, WC
Cuivre et ses alliages	< 50 mm	Alliage de nickel, PCBN*, alliage de tungstène
	< 11 mm	Acier à outil
Alliage de titane	< 6 mm	Alliage de tungstène
Acier Inoxydable	< 6 mm	PCBN*, alliage de tungstène
Acier faiblement allié	< 10 mm	WC, PCBN*
Alliage de Nickel	< 6 mm	PCBN*, alliage de tungstène

*PCBN : Polycristalline cubic boron nitride.

Tableau I.1 : Synthèse des différents matériaux d'outil couramment utilisés [12].

Différents essais ont été menés sur plusieurs matériaux pour la réalisation des outils de soudage tels que, les aciers fortement alliés et les aciers à outils (X40CrMoV5-1) trempés jusqu'à avoir une dureté de 50HRC, pour augmenter la résistance et la durée de vie de ces outils.

I.1.1.5 Usure de l'outil de soudage.

L'usure des outils de soudage FSW est incontournable, ce qui diminue leur durée de vie. Le pion est le plus sollicité aux différentes contraintes et à des hautes températures, liées principalement à des sollicitations mécaniques et aux frottements subies par celui-ci durant l'opération du soudage.

D'autres facteurs interviennent aussi sur l'usure du pion tels que sa géométrie, la nature du matériau à souder et des paramètres opératoires (vitesses de rotation et d'avance), affectent également la durée de vie de l'outil, surtout si l'un de ces paramètres n'est pas bien adapté, alors l'usure sera accélérée [13].

On note aussi que le nombre d'entrées et de sorties de l'outil dans la matière au cours de la phase d'amorçage sont les plus préjudiciables.

Lors du soudage d'aluminium, la température atteinte dans le noyau est approximativement de 450°C à 550°C. Cette température est relativement faible comparée à celles nécessaires lors du soudage des aciers doux ou du titane. Les températures avoisinent alors les 1000°C. Ces températures entraînent des problèmes de tenue mécanique des outils à chaud, notamment au niveau du pion. Des systèmes de refroidissement de l'outil ont été conçus pour augmenter la durée de vie des outils.

Pour le soudage des métaux à bas point de fusion, tels que l'aluminium, les outils élaborés en acier à outil ont une durée de vie suffisante pour permettre l'application industrielle du procédé. En pratique, l'usure des outils utilisés lors du soudage d'alliage d'aluminium commercial est tellement faible qu'elle peut être considérée comme nulle dans le cadre d'une étude à court terme.

Les soudures réalisées par l'outil altéré sont de moins bonne qualité. La chute des propriétés mécaniques peut alors provenir de défauts de pénétration, de la présence de défauts tunnels dus à un mauvais malaxage de la matière, etc....

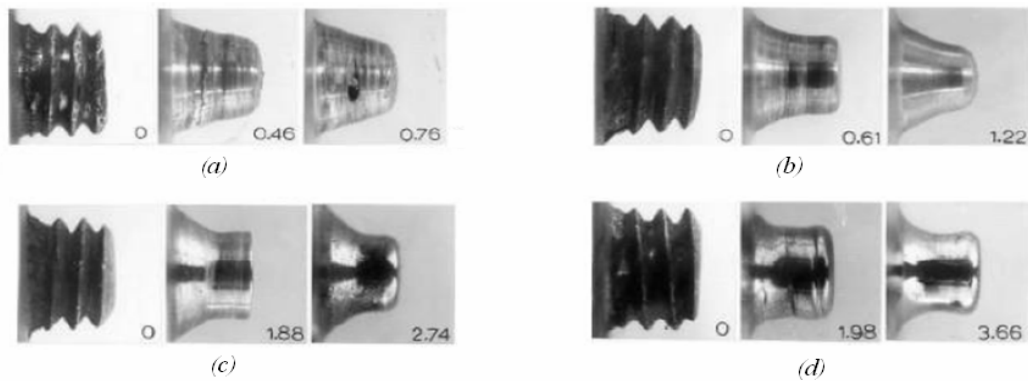


Figure I.11 : Séquences de l’usure des outils utilisés lors du soudage par FSW à vitesse de rotation constante (1000 rpm) en fonction de la vitesse d’avance (m) [14].

Pour les métaux à température de fusion plus élevée, la durée de vie des outils est plus faible [14]. La Figure III.7 présente l’état d’usure d’un outil utilisé pour le soudage d’un acier fortement allié (HSLA-65) possédant une limite d’élasticité d’environ 450 MPa. La vitesse de rotation de l’outil est de 650 tr/min et la vitesse d’avance de 2 mm/s. L’outil a cédé au niveau du pion après avoir soudé 9,2 mètres et effectué 9 entrées et 8 sorties en matière.



Figure I.12 : Usure d’un outil lors du soudage d’un acier [15].

Des essais récents en laboratoire sur l’acier ont permis de réaliser 80 mètres de soudure sans rupture du pion.

Pour diminuer les risques de rupture, des géométries d’outils plus adaptées sont utilisées ainsi que des matériaux d’élaboration plus durs.

I.1.1.6 Matériaux des pièces soudées

Au début de son invention, le soudage par friction malaxage a été destiné seulement pour assembler les matériaux difficilement ou pas du tout soudables par les techniques classiques de soudage par fusion (soudage à l'arc, au laser etc.) tels que les alliages d'aluminium à durcissement structural très alliés comme ceux de la série 2xxx et 7xxx, le premier contenant du cuivre qui possède une faible résistance mécanique à chaud. Ces alliages sont très malléables à des températures relativement faibles environ 200 à 300 °C cette caractéristique facilite la plongée de l'outil dans les plaques à souder ainsi que son déplacement au cours du soudage. D'autres alliages de cuivre, de magnésium de titane et même les aciers ont été ensuite utilisés en les soudants ensemble.

Des essais ont été effectués pour souder l'acier mais des difficultés liées à la dureté de ces métaux sont apparues entraînant une usure très rapide ou bien même une rupture de l'outil de soudage.

Des essais de soudage par FSW ont été effectués sur des alliages différents à savoir les travaux de Fucumoto [16] rendent compte des essais de soudage d'un acier avec un alliage d'aluminium mettant ainsi en évidence certaines règles à respecter lors de l'assemblage.

Cependant la faisabilité n'est pas définitivement démontrée, mais cela pourrait constituer un grand avantage de ce procédé.

Les applications du soudage par friction malaxage portent essentiellement sur les alliages d'aluminium qui présentent des caractéristiques très différentes du point de vue composition chimique.

Les alliages d'aluminium peuvent être classés en deux catégories :

- Les alliages à durcissement structural
- Les alliages à durcissement par écrouissage.

La première catégorie comprend les alliages de la série 2XXX, 6XXX et 7XXX qui diffèrent à leur tour en fonction de leurs compositions chimiques, la série 2XXX contient essentiellement de l'aluminium comme élément de base et du cuivre qui limite la soudabilité de cet alliage et le rend difficilement soudable surtout par fusion ou on enregistre des fissurations à chaud. La série 6XXX contient l'aluminium, le magnésium et le silicium alors que dans la série 7XXX on trouve de l'aluminium, du Zinc et du magnésium.

Ces alliages sont couramment utilisés dans le secteur aéronautique et constituent la majeure partie des études de soudabilité par FSW. Leur durcissement structural peut conduire à de bonnes caractéristiques mécaniques puisque la limite d'élasticité peut atteindre, par exemple, les 400 MPa pour un alliage de la série 2000 à 4% de cuivre [17]. Ce durcissement

est obtenu à partir d'une trempe suivie d'une phase d'une maturation à température ambiante et d'un revenu à environ 200°C pour accélérer et contrôler le vieillissement.

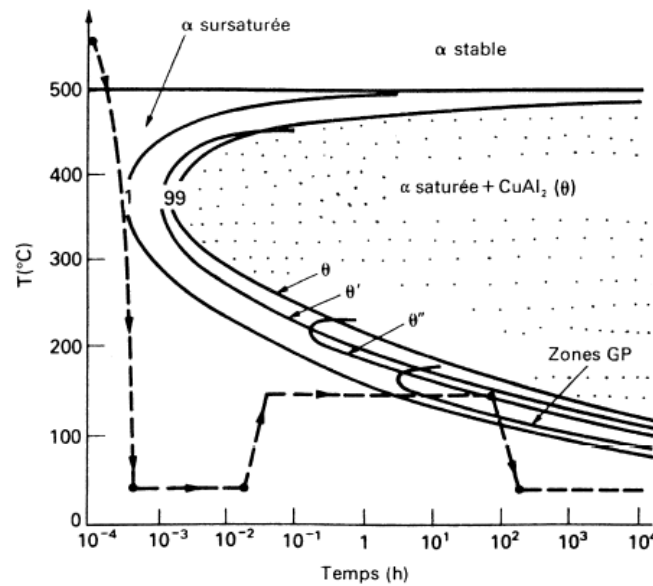


Figure I.13 : Diagramme TTT pour un alliage à 4% de cuivre [17].

Une mise en solution des éléments d'alliage est tout d'abord réalisée à environ 540 °C. Une trempe permet ensuite de conserver à la température ambiante, la structure existant à chaud en évitant le « nez » du diagramme TTT.

Dans la figure I.14 qui représente le diagramme de phase on peut remarquer que la solution sursaturée n'évolue pas simplement vers un mélange de phases stables α et Θ (Al_2Cu).

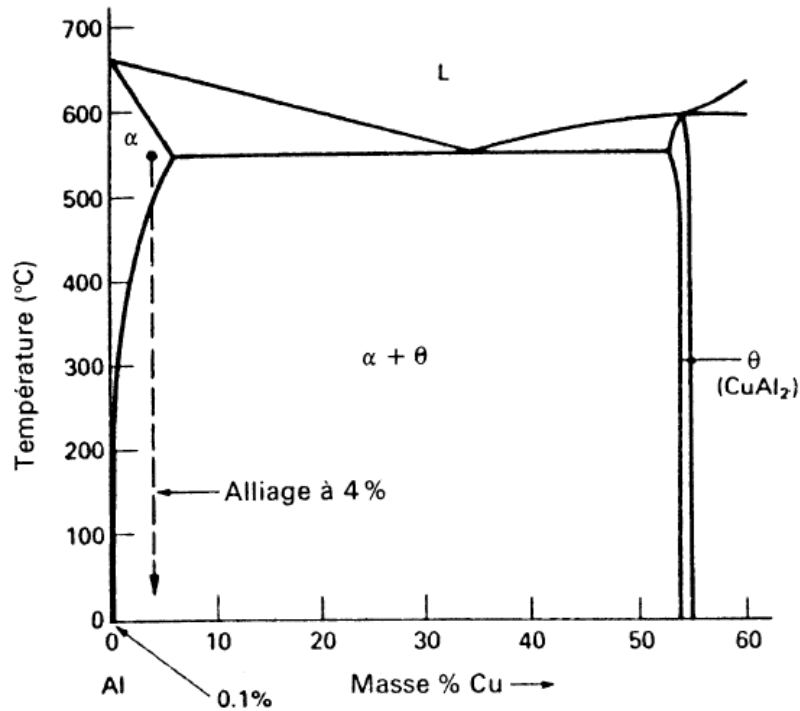
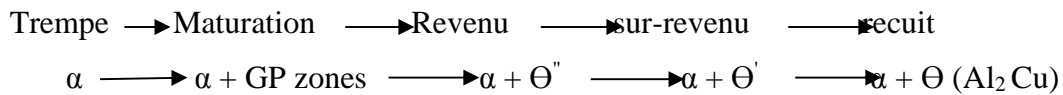


Figure I.14: Diagramme de phase Al-Cu [17].

L'état métastable obtenu évolue en quatre phases vers une structure plus stable au cours de la maturation en chassant les éléments d'alliages de la solution sursaturée sous forme de précipités.



Les zones de Guinier - Preston apparaissent en premier lieu dans la solution solide sursaturée de façon cohérente avec la matrice. La décomposition de la solution solide s'accroît ensuite par la dissolution des zones GP et la formation de particules Θ'' toujours cohérentes. Cet état correspond au pic de vieillissement Figure I.15.

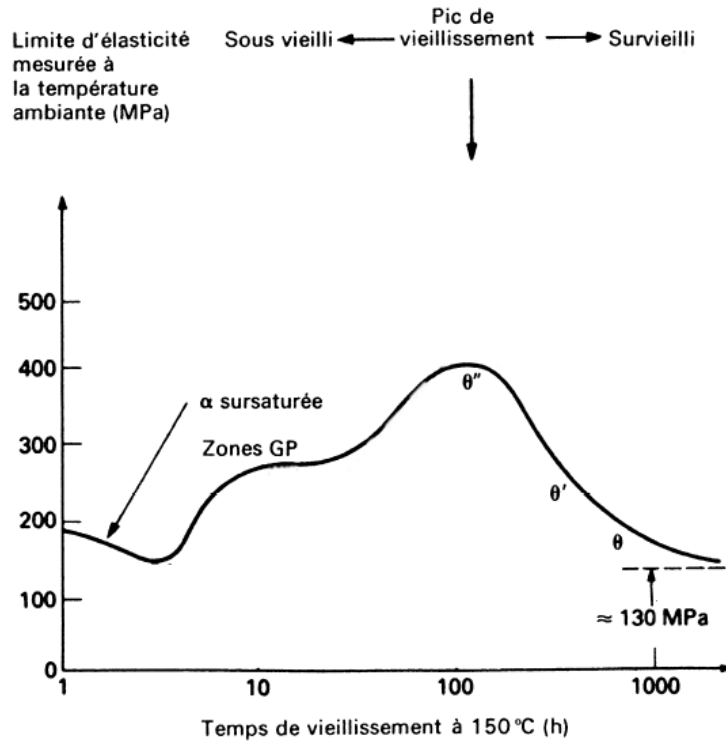
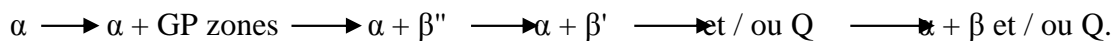


Figure I.15: Evolution de la limite d'élasticité d'un alliage à 4% de cuivre pendant un revenu à 150°C [17].

Les précipités de type Θ' apparaissent avant de laisser la place à la phase d'équilibre Θ sous la forme de Al_2Cu . Cette séquence de précipitation influe fortement sur le comportement mécanique de l'alliage et, en particulier, sur la limite d'élasticité qui atteint son maximum à l'état vieilli $\alpha - \Theta''$ Figure I.15.

Le revenu permet d'accélérer et de contrôler le vieillissement après le trempe et la phase de maturation pour atteindre le pic de vieillissement.

Pour les alliages de la série 6XXX quasi-binaire contenant le $AlMg_2Si$ comme précipités, la séquence d'évolution est similaire [9].



I.1.2 Paramètres d'opérations.

Les paramètres d'opérations les plus influents sur le soudage par friction-malaxage sont la vitesse de rotation de l'outil qui reste constante au cours du soudage et sa vitesse d'avance dans la direction du soudage ainsi que l'angle d'inclinaison qui lui ai donné par rapport à la direction normale à la pièce à souder.

L'effort appliqué (effort vertical) est très important si le soudage est réalisé en contrôle de la charge. Ce sont ces paramètres qui définissent la quantité de chaleur fournie au

matériau, le degré de malaxage et la géométrie de l'écoulement et donc sur la microstructure et conséquemment sur les propriétés mécaniques du joint de soudure.

Vu l'importance de la vitesse de rotation de l'outil de soudage et sa vitesse d'avance il est donc nécessaire de les lier en introduisant un rapport entre ces deux paramètres pour qualifier le joint de soudure.

$$\text{vitesse de soudage} \times \text{Rayon du pion} \times \text{vitesse de rotation} \dots\dots\dots$$

(I.1)

Si le rapport est très grand on qualifiera le soudage de "FROID" . Dans ce cas la chaleur générée entre l'outil et les plaques à souder n'est pas importante elle est donc faible par rapport à celle optimale.

Si le rapport est faible on qualifiera le soudage de chaud, dans ce cas la chaleur créée par l'outil et les plaques à souder est importante comparée à celle optimale.

L'apport de la chaleur ne dépend pas uniquement de la distance parcourue / tours. Elle dépend également de la puissance de soudage. L'inclinaison de l'axe de l'outil par rapport à la verticale se situe généralement entre 2 et 5 degré pour améliorer le confinement de matériau et éviter la présence de bavures.

Certaines études ont montré que la vitesse d'avance a une influence plus importante sur la microstructure du joint que la vitesse de rotation [18]. Toutefois, seule une variation de la vitesse d'avance peut modifier le profil de dureté dans la zone affectée thermiquement (ZAT). D'autres auteurs [19], ont montré que pour une plus grande vitesse d'avance (donc un temps de passage plus court), la ZAT est moins étendue et la dureté y est plus grande, Ils ont constaté que la vitesse d'avance est le principal facteur qui influence les vitesses de chauffage et de refroidissement. Le soudage de tôles d'aluminium a été optimisé par [20] qui concluent que le ratio optimal des vitesses se situe entre deux limites bien définies. Selon [21], le ratio des vitesses est le paramètre responsable de l'emplacement d'une couche limite où a lieu le cisaillement maximal, ce qui définit la taille du noyau. Une combinaison donnée de paramètres mène à un joint qui peut être qualifié de «froid» ou de «chaud» selon l'apport de chaleur fourni. Un joint froid montre habituellement un fini de surface de bonne qualité mais peut souffrir d'un manque de pénétration, menant à une cavité sous le noyau, ou encore de la présence de défaut internes. À l'opposé, un joint chaud est caractérisé par une pénétration suffisante malgré la présence marquée de bavures et de déchirement superficiel.

L'angle d'inclinaison ne doit pas dépasser une certaine valeur maximale qui détériore le fini de la surface du joint, en plus de modifier la distribution des forces verticales et horizontales appliquées sur l'outil lorsque le soudage est réalisé à une profondeur fixe.

Des auteurs se sont intéressés à l'effet produit par une variation de la force verticale appliquée [18]. Ces travaux montrent qu'il existe un intervalle de force qui permet d'obtenir un joint exempt de défauts, et que les propriétés du joint varient peu lorsque la force appliquée se situe dans cet intervalle. Il a été montré que la taille de la fenêtre opératoire augmente avec la force appliquée [22], tel que montré à la Figure III.9.

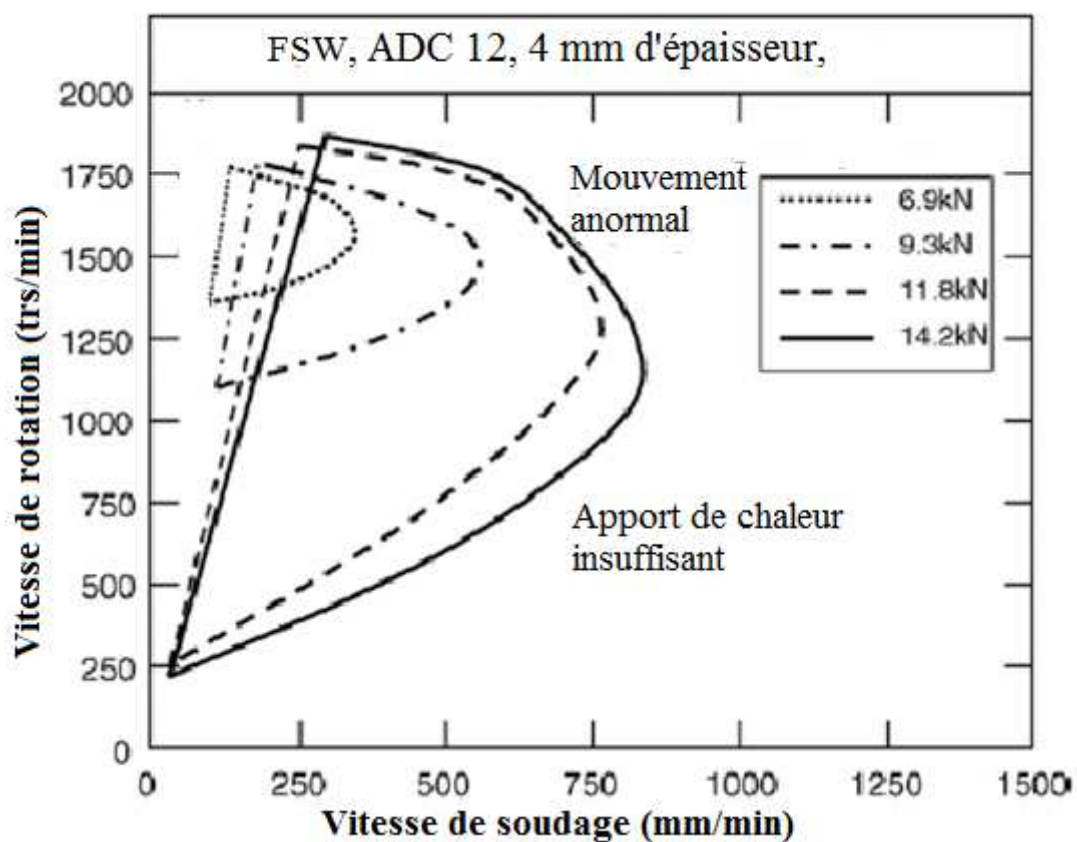


Figure I.16 : Intervalle de conditions de soudage optimales en fonction de la force verticale. [22]

I.1.3 Formation du cordon de soudure.

Le taux de déformation présent dans chaque zone formant le joint de soudure ainsi que l'histoire thermique subie par celle-ci explique les phénomènes se produisant durant le soudage et la formation des microstructures. Les flux de matière sont très complexes et présentent des vortex et des tourbillons [23]. Ils ont visualisé les flux qui se développent dans une soudure par FSW entre les alliages d'aluminium 2024 T4 et 6061 T6. Les mouvements de matière changent selon l'inclinaison du pion et la vitesse de rotation. Figure I.15.

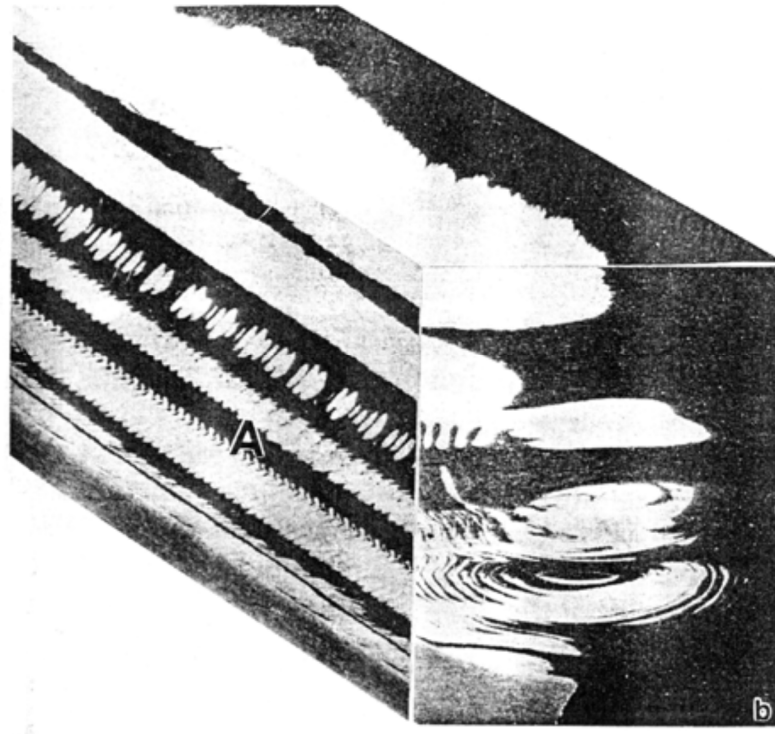


Figure I.17 : Visualisation des flux de matière à travers un joint soudé entre une tôle d'alliage 2024 (blanche) et une tôle d'alliage 6061, [23].

La compréhension du trajet de la matière lors du soudage FSW n'est pas encore parfaite ni complète. Le mouvement de matière dépend notamment fortement de la géométrie de l'outil.

Différents auteurs présentent des résultats en utilisant différents techniques pour des soudures d'alliages d'aluminium.

- Soudage hétérogène
- Utilisation des billes d'aciers
- Utilisation des feuillards

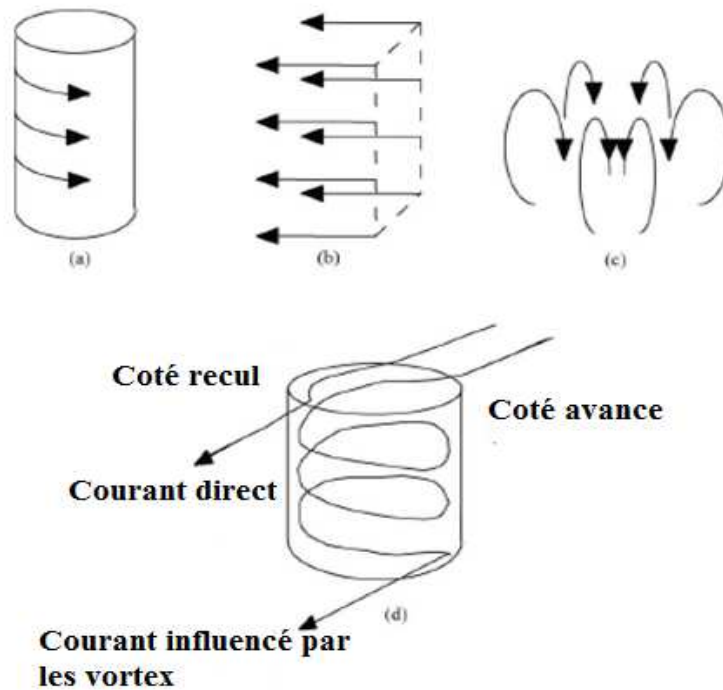


Figure I.19 : Schématisation des écoulements lors du soudage FSW a) Mouvement de rotation, b) Translation uniforme, c) Vortex se combinant pour former les deux lignes de flux, d) [SBJ 06].

Une analyse du flux de matière à l'aide de marqueurs métalliques insérés dans le matériau de base [24]. Ils suggèrent que l'origine du flux de matière provient d'un phénomène d'extrusion de la matière autour du pion. La matière chauffée, ayant atteint un état viscoplastique, est mis en mouvement par la cinématique de l'outil. Elle se retrouve alors confinée entre l'épaulement, l'enclume, l'outil et le matériau de base, le flux de matière est alors confiné dans un volume restreint.

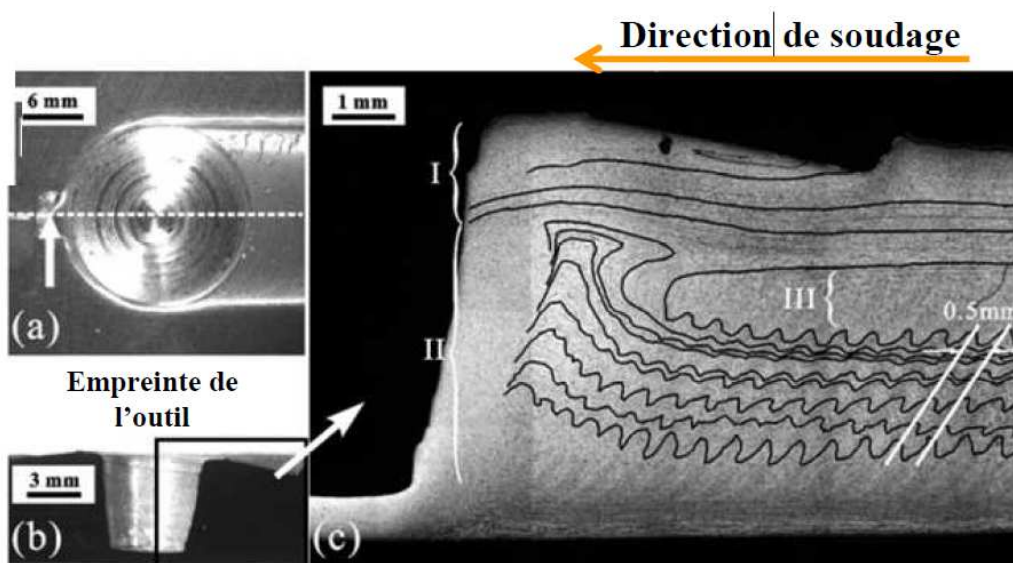


Figure I.20 : Analyse du flux de matière [25].

La combinaison de l'ensemble de ces mouvements permet de ramener la matière de l'avant vers l'arrière du pion afin de consolider le vide laissé par celui-ci [25]. Le cordon se crée alors de proche en proche par une liaison métal / métal. Le joint ainsi constitué est composé uniquement des métaux de base des pièces assemblées et ne nécessite pas d'apport de métal.

Une autre technique est utilisée dans ce sens pour déterminer le mouvement de la matière à savoir l'utilisation des billes d'acier. Le premier chronologiquement, [26] a utilisé des billes en acier de diamètre 0.38 mm, situées à différentes positions initiales dans la tôle avant la soudure. Pour les positionner, des rainures, de dimensions 0.75mm X 0.3 mm ont été usinées dans la pièce avant soudure. Ces rainures peuvent avoir un impact non négligeable sur l'écoulement de la matière. Des tôles de 6.4 mm d'épaisseur ont été utilisées avec deux types d'alliages d'aluminium le 6061 et le 7075 Figure 1.21.

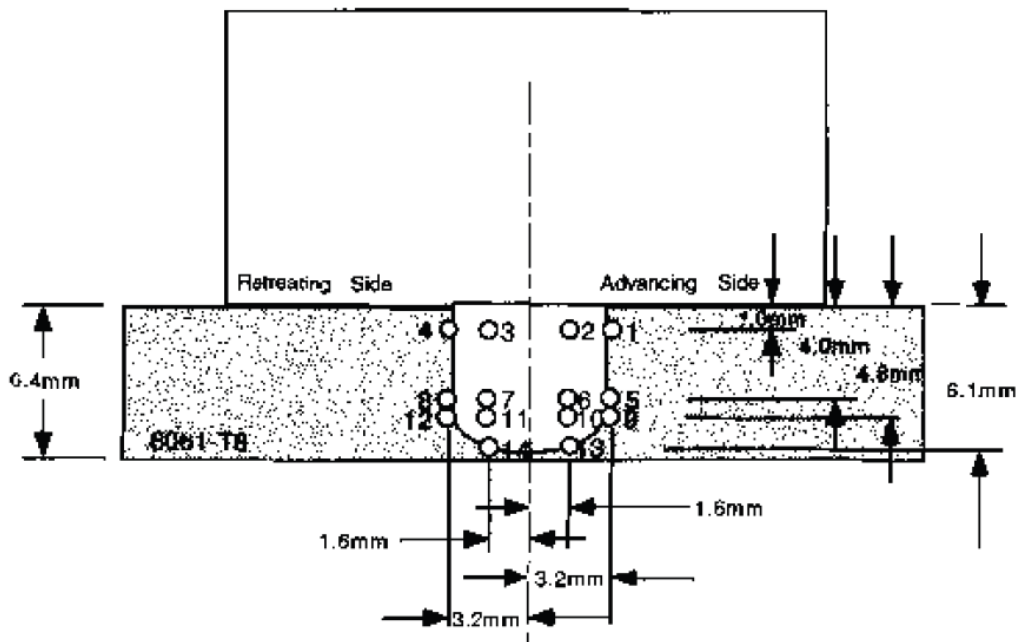


Figure I.21 : Répartition des billes dans les plaques à souder [26].

I.1.4 Cycles thermiques

Le procédé du soudage par friction malaxage ne fait appel qu'à la dissipation de chaleur générée lors du malaxage du matériau d'une part et des frottements entre l'outil de soudage et le matériau à souder d'autre part. Ces deux sources de chaleur peuvent garantir une élévation de la température provoquant la formation d'un cordon de soudure sans atteindre la fusion du matériau car ces températures n'atteignent pas les 80% de la température de fusion. On parle alors de soudage à l'état solide.

La figure I.22 illustre les transferts de chaleur au cours du procédé de soudage par friction malaxage.

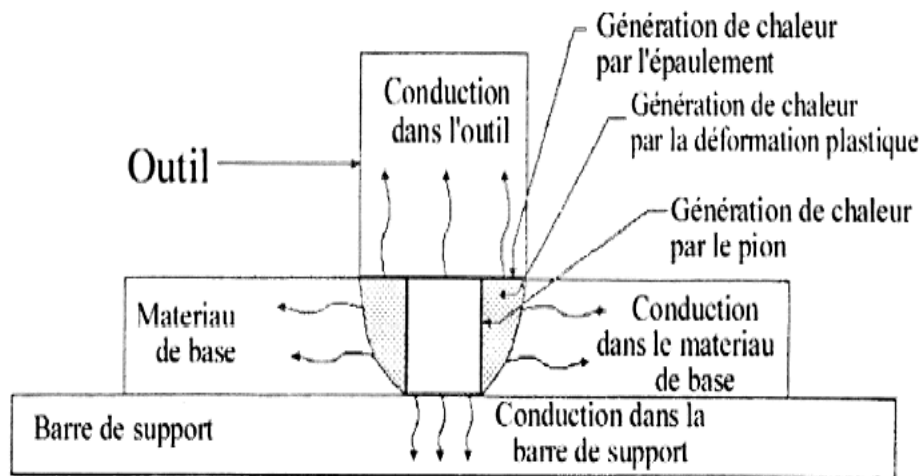


Figure I.22: Transferts de chaleur au cours du soudage par friction malaxage [2].

Des mesures de cycles thermiques lors du soudage FSW sont nécessaires afin de pouvoir fixer des paramètres difficilement mesurables, de calibrer les simulations et de les valider.

On utilise deux méthodes pour mesurer les températures. La première consiste à utiliser des caméras thermiques qui permettent d'avoir une image en 2D de la répartition de la température sur la face supérieure de l'échantillon. Ce type de mesure a été mis en place notamment par [27]. Cependant, il est à noter que le passage de l'outil peut gêner la mesure au niveau de l'observation mais aussi que la peinture noire à la surface de l'échantillon, nécessaire à la mesure pour connaître son émissivité, est détériorée durant le soudage, faussant la mesure.

La deuxième méthode consiste à la disposition de thermocouples à différentes positions dans les tôles à souder ou encore dans l'outil. Cette technologie a été utilisée par [28] pour les tôles et par [29], [30] pour l'outil.

I.1.5 Phénomènes physiques se produisant lors du soudage par friction malaxage

Comme tous les autres procédés de soudage, le FSW présente des inconvénients qui sont dus essentiellement à l'hétérogénéité de la microstructure des différentes zones du joint soudé (MB, ZAT, ZATM et le noyau). Les propriétés mécaniques de l'assemblage sont donc différentes par rapport à celles du métal de base et ceci est causé principalement par les modifications métallurgiques intervenant lors du soudage. Le fait de ne pas porter le métal à

des températures de fusion le FSW peut être considéré comme une opération de mise en forme au même titre que le forgeage ou l'extrusion cela permet donc d'obtenir des modifications métallurgiques moins importantes que dans les autres types de soudage par fusion.

La Forme et la cinématique de l'outil de soudage influent directement sur la déformation plastique aux niveaux du noyau et la ZATM. Le mouvement de rotation de l'outil engendre un champ de vitesse tangentiel qui entraîne le matériau dans un écoulement cylindrique autour du pion figure I.4.a. Cet écoulement peut prendre une forme conique pointant vers le bas ou les arêtes des cônes coïncidents avec celles de l'épaulement et de la tige. et un mouvement de translation de l'outil dans le sens du joint produit un mouvement horizontal de matière figure I.22. Le matériau échauffé est déplacé horizontalement entre la paroi de l'outil et le matériau environnant qui est plus froid.

I.1.6 Cycles de température

La connaissance de la température dans les différentes zones de soudage est nécessaire pour déterminer l'évolution de la microstructure et l'état de précipitation.

La prédiction des contraintes résiduelles produites par le soudage est également liée à la température générée par l'outil de soudage.

Des thermocouples sont utilisés pour déterminer les températures à divers endroits dans les pièces à souder. Il s'agit d'une mesure difficile, puisque la précision est limitée par la qualité du contact entre le matériau et la sonde. Pourtant il s'agit vraisemblablement de la mesure la plus directe pour caractériser l'apport de chaleur qui est véritablement fourni au matériau.

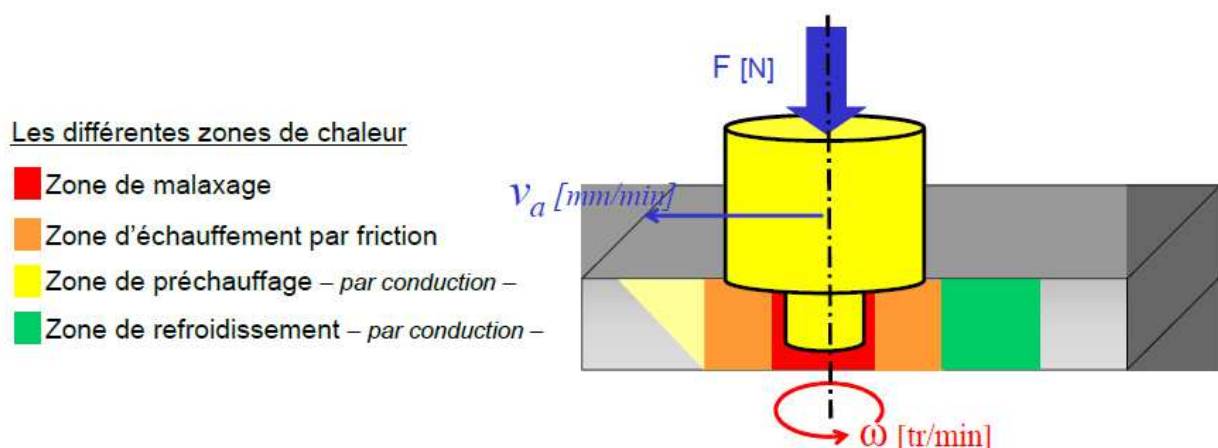


Figure I.22 : Schématisation des zones de chaleur [31].

La température maximale du matériau lors du soudage par friction malaxage en phase stationnaire a aussi été mesurée [32]. La température atteint une valeur avoisinante de la température du solidus T_S soit $0.94 T_S$ pour l'aluminium AA6111 et $0.99 T_S$ pour le magnésium AZ91, ce qui pourrait induire une fusion locale à l'interface métal/outil (au niveau du noyau). Cela peut être considéré comme avantageux car ça faciliterait le mouvement d'avance de l'outil.

L'évolution spatiale et temporelle de la température peut être calculée en intégrant la seconde loi de Fourier (Equation de la chaleur).

$$\frac{\partial T}{\partial t} = k_T \Delta T + \eta \sigma_o \dot{\epsilon} \quad \dots\dots\dots (I.2)$$

Le dernier terme correspond à la dissipation interne de la chaleur dans le corps considéré. Dans le cas du FSW, cette source interne de chaleur correspond à l'échauffement adiabatique du matériau provenant de la déformation plastique. Elle dépend de la contrainte d'écoulement σ_o et de la vitesse de déformation généralisée ϵ . La variation η permet de quantifier la proportion de l'énergie de déformation plastique qui est dissipée sous forme de chaleur et sa valeur est proche de 1. Dans un modèle thermique, la vitesse de déformation généralisée doit être obligatoirement estimée. Par contre, il est possible de tenir compte de la variation de la contrainte d'écoulement avec la température en effectuant le couplage thermomécanique.

La valeur de la contrainte d'écoulement en un point est réactualisée à chaque incrément de temps pour tenir compte de la température en ce point.

L'équation de la chaleur est résolue pour le volume de la pièce et le flux de frottement calculé précédemment est imposé en tant que condition aux limites. D'autres conditions aux limites peuvent être prescrites pour tenir compte des pertes de chaleur dans les objets et l'environnement qui entourent la pièce soudée. Les pertes par conduction dans les outils en contact avec la pièce soudée (support inférieur et outil de soudage) sont généralement prises en compte en imposant une résistance au transfert de chaleur par l'utilisation d'un coefficient de transfert de chaleur h . Le flux de chaleur à l'interface Φ_c est donné par la relation suivante :

$$\Phi_c = h(T - T_o) \quad (I.3)$$

Où T_o est la température (supposée constante) de l'objet en contact avec la pièce soudée.

Le coefficient de transfert de chaleur peut varier en fonction de la pression appliquée par l'outil [33]. Les pertes thermiques par radiation aux surfaces libres sont généralement

prises en compte en utilisant la relation suivante pour calculer le flux de chaleur à l'interface Φ_R .

$$\Phi_R = \sigma_R \varepsilon_R (T^4 - T_o^4) \quad (I.4)$$

Où T_o est la température du milieu environnant, σ_R est la constante de Stefan et ε_R est l'émissivité du matériau. La résolution des équations I.2 à I.4 permet d'obtenir l'évolution des champs de température dans la pièce au cours du soudage.

Si seule la contribution du frottement est considérée, le dernier terme de l'équation de la chaleur I.2 est nul. La distribution de température peut être calculée à chaque incrément de temps. Ce calcul peut être réalisé numériquement par la méthode des différences finies pour obtenir une solution explicite [34]. Cette méthode numérique est couramment utilisée pour résoudre l'équation de la chaleur en deux dimensions.

Les coefficients de frottement et de transfert de chaleur sont deux variables inconnues et leur valeur doit être estimée. Cette estimation peut être faite à l'aide d'une méthode inverse consistant à reproduire des mesures expérimentales de température en divers points de la plaque soudée.

La valeur de ces paramètres peut varier en fonction de la température. De manière générale, le coefficient de frottement a un impact plus marqué sur la quantité de chaleur générée, et donc sur la température maximale atteinte dans le joint alors que le coefficient de transfert de chaleur tend à déterminer davantage la vitesse de chauffage et de refroidissement du joint [28]

Des résultats très satisfaisants ont été obtenus pour un coefficient de frottement très faible (0.15) [33]. Cette conclusion prouve qu'un modèle pour lequel la création de chaleur repose entièrement sur le frottement des interfaces n'est pas représentatif de la réalité physique du procédé. Ainsi, en plus de montrer une précision peu élevée inhérente aux mesures de température utilisées à des fins de calibration. Ce type de modèle repose sur des hypothèses qui négligent une part fondamentale du problème qui est la déformation plastique.

I.1.6.2 Distinction des zones se soudage

Le joint soudé se compose de quatre zones distinctes qui présentent des microstructures et des propriétés différentes dues essentiellement aux différentes températures et déformations atteintes dans chaque zone, figure I.23. En effet, un gradient thermique et un gradient de déformation impliquent un gradient des microstructures à travers le joint soudé par FSW.

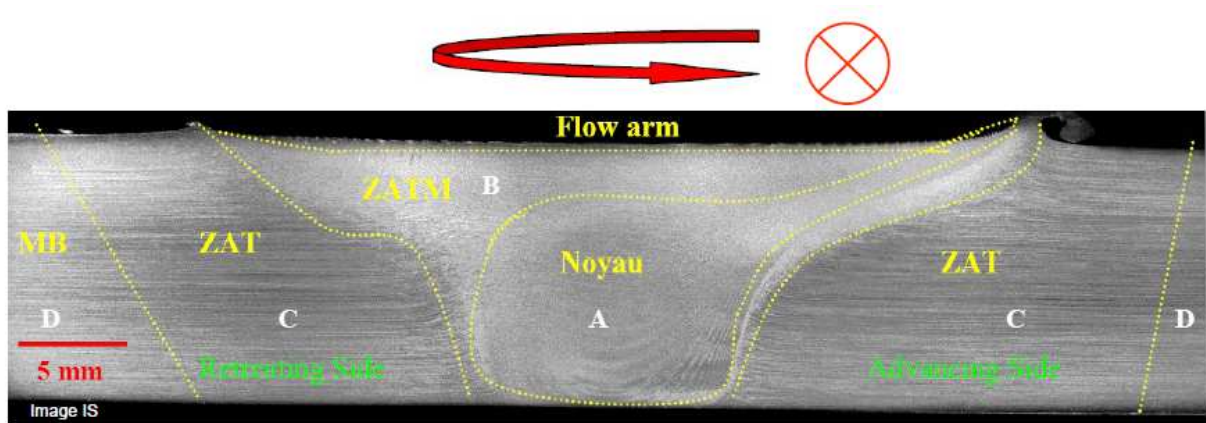


Figure I.23: Illustration schématique d'un cordon de soudure par FSW [35].

- **Zone D:** Cette zone représente le métal de base figure I.24 a, qui correspond à la partie où la température est très faible et qui n'est pas touchée par le soudage du fait qu'elle est la plus éloignée de la zone soudée, elle ne subit aucun échauffement ni déformation et pour laquelle les propriétés mécaniques globales ainsi que la microstructure restent inchangées pendant le soudage.

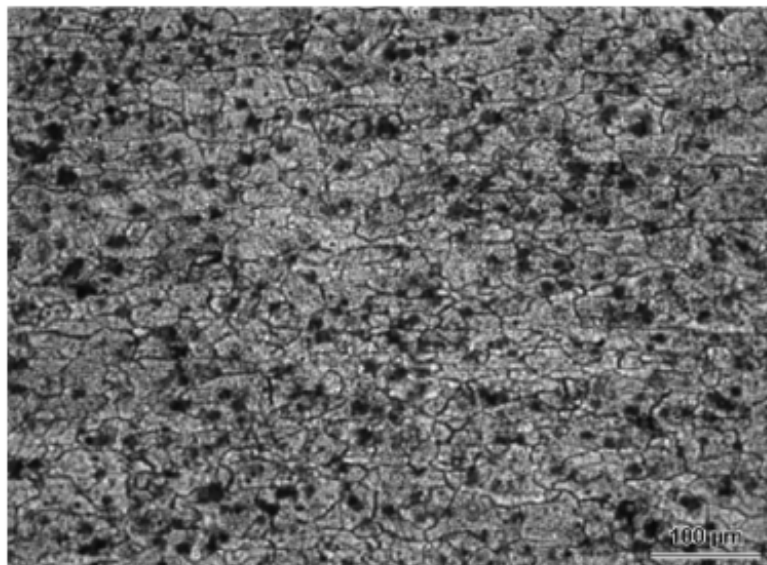


Figure I.24 a: Micrographie du métal de base, Al 6082-T6 [36].

- **Zone C:** Cette zone représente la zone affectée thermiquement (désignée par ZAT) figure I.24 b. Dans cette zone les propriétés mécaniques et la microstructure sont modifiées par la source de chaleur créée par le passage de l'outil de soudage à travers les plaques à souder.

Cette zone ne subit pas de déformations notables cependant la chaleur générée par le contact outil/pièces à souder crée des changements de propriétés identiques à celles des zones

affectées thermiquement (ZAT) pour d'autres procédés de soudage classiques comme celui à l'arc ou au laser.

Les températures dans cette zone sont de l'ordre de 150 - 250 °C qui provoquent un sur-revenu créant une croissance des précipités tels que le $MgZn_2$ pour l'alliage 7075 T651 augmentant leur taille de 10-20 nm à 20-30 nm ceci peut provoquer une coalescence des gros précipités et la disparition des petits précipités en faveur des gros. Ce phénomène provoque une chute de la résistance mécanique telle que la limite élastique et la dureté du matériau au niveau de la ZAT qui s'explique aussi par la perte de cohérence des précipités par rapport à la matrice. Ce phénomène a été constaté surtout pour les alliages à durcissement structural tel que le 6082 à l'état T6 ou on a enregistré une chute importante des propriétés mécaniques dans cette zone.

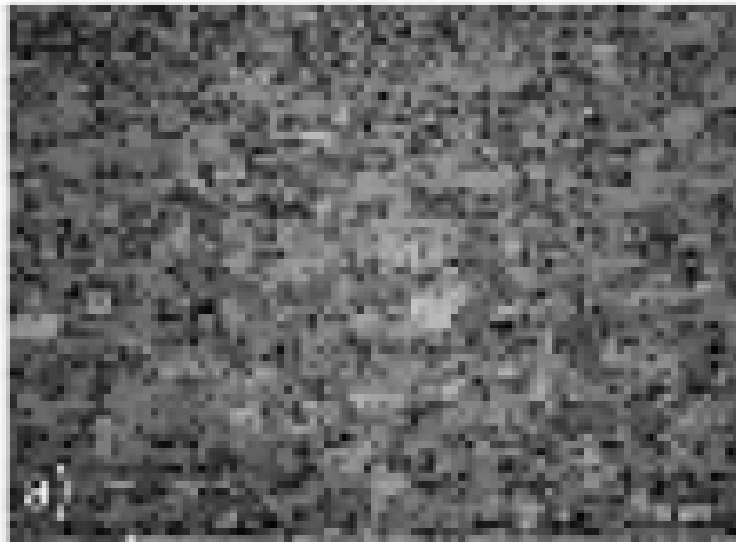


Figure I.24 b: Micrographie de la ZAT, Al 6082-T6 [36].

- **Zone B:** Cette zone plus proche du centre du joint soudé appelée aussi ZATM figure I.24 c. est affectée par un fort gradient de température variant entre 350 et 450 °C et une déformation importante.

La source de chaleur provoquée par le contact outil/ pièces à souder et le malaxage de l'outil qui provoque des déformations importantes affectant ainsi les propriétés mécaniques et la microstructure de la ZATM.

Etant fortement déformée et partiellement recristallisée (Recristallisation non dynamique) [37], les grains de la ZATM sont caractérisés par une forte densité de dislocations. Un grossissement et une coalescence des précipités ont aussi lieu comme dans la

zone affectée thermiquement, sauf que dans la ZATM et étant donné que la température est plus élevée la majorité des précipités se dissolvent dans la matrice ce qui provoque une diminution de la résistance mécanique.

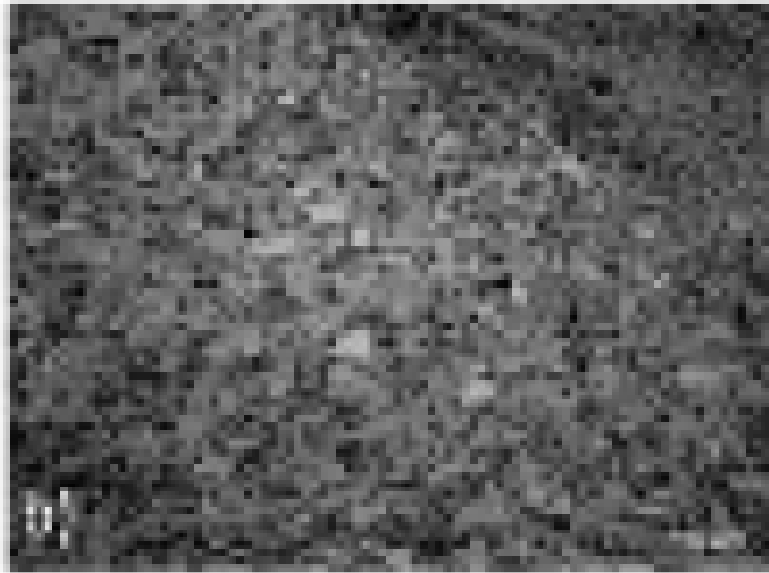


Figure I.24 c: Micrographie de la ZATM, Al 6082-T6 [36].

- **Zone D:** Cette zone est appelée "Noyau" figure I.24 d. Elle est limitée par la ZATM/AS coté advancing side et ZATM/RS coté retreating side et correspond à la partie du joint soudé occupant le cœur du cordon. Cette zone subit une très grande déformation plastique (plus grande que celle de la ZATM) à haute température comprises entre 450 et 550 °C. La microstructure est totalement recristallisée dynamiquement pour donner une autre très fine et équiaxe. La taille des grains varie entre 3 μ m et 10 μ m et la densité de dislocations est très faible dans cette zone et les précipités initialement présents sont complètement dissous [38] et repassés en solution solide sursaturées. Les intermétalliques sont broyés et redistribués par la grande déformation plastique ($\epsilon = 10-15$).

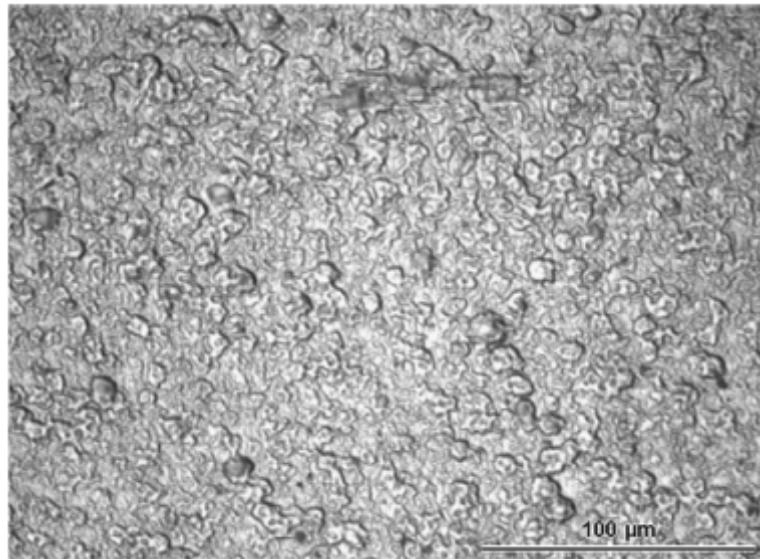


Figure I.27 : Micrographie du noyau d'un alliage Al 6082-T6 [36].

La taille du noyau est un peu plus grande que celle du pion.

Ce phénomène explique la diminution de la résistance mécanique au niveau du noyau soudé et provoque la formation des "zones Guinier- Preston (GP)" "phase de maturation ou de vieillissement naturel" une fois le métal revenu à la température ambiante.

Les figures I.28 illustrent la microstructure dans le noyau d'une tôle d'aluminium 7075-T6 avant et après le soudage.

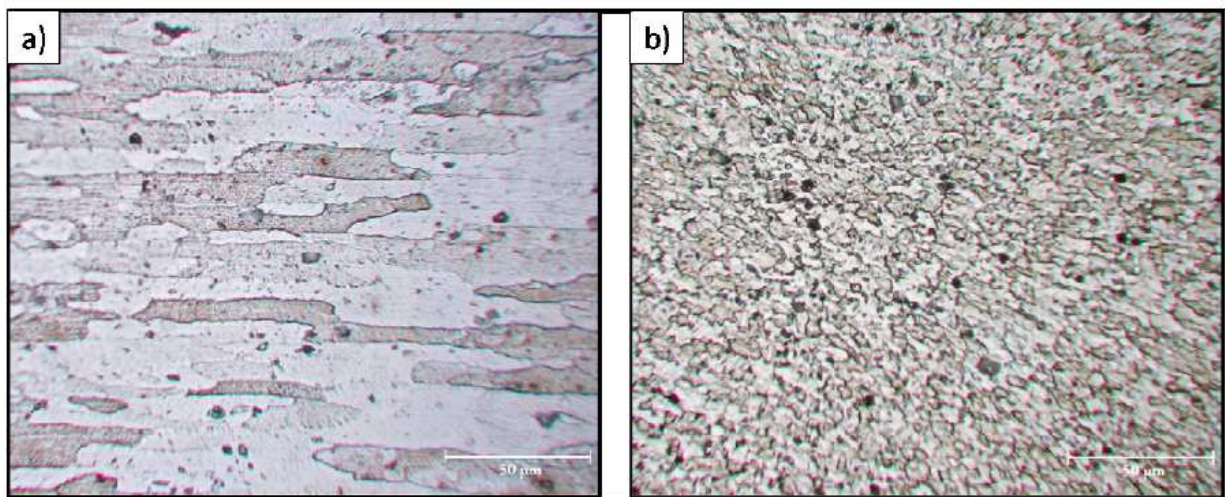
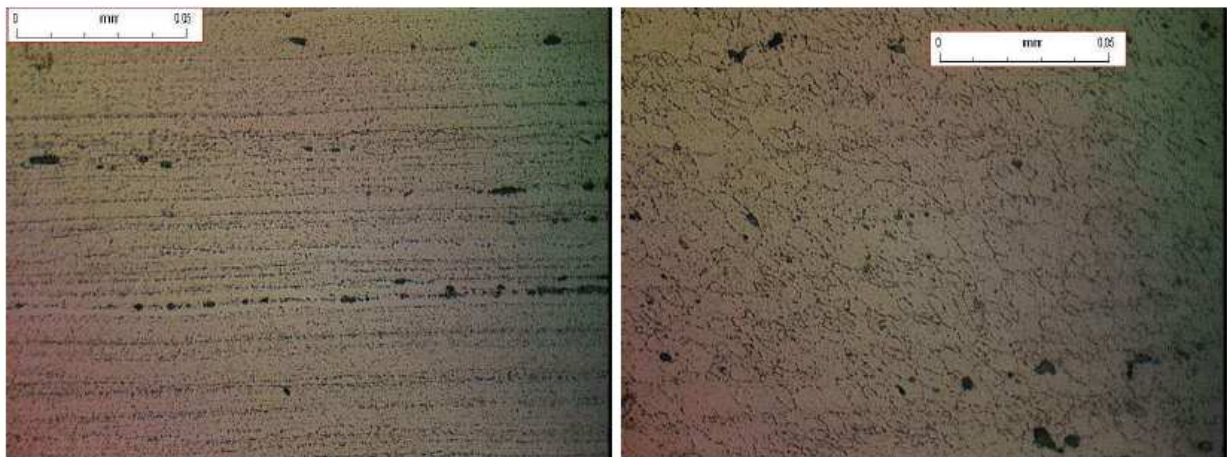


Figure I.28: Microstructure d'une tôle d'aluminium 7075-T6, a) avant le soudage b) après le soudage dans le noyau [6].

Les figures I.29 montrent des coupes métallographiques réalisées sur l'aluminium 7050-T6.



(a) Métal de base

(b) Noyau soudé

Figure I.29: Coupes métallographiques réalisées sur l'aluminium 7050-T6 [6].

La figure I.29 montre le sens du laminage du métal de base. Aucune modification métallurgique n'a eu lieu, or celle I.29 (b) montre une texture de la zone du noyau soudé, on remarque une plus grande homogénéité dans l'agencement des grains. La différence entre les deux zones est flagrante car non seulement la direction du laminage dans le noyau n'est pas visible mais aussi la taille des grains est beaucoup plus réduite que dans le métal de base, phénomène de la recristallisation causée par le malaxage de l'outil et la chaleur engendrée par celui-ci dans le noyau.

Le tableau suivant montre les états et les phénomènes observés dans chaque zone du soudage et du métal de base.

2024-T351 \cong 2024-T3	Phénomène	Structure
Métal de base	Etat mûré	Dislocations Zones de GP
ZAT	Précipitations fines S	Précipités S fins Dislocations
ZATM	Déformation Précipitations grossières S	Dislocations enchevêtrées Précipités S grossiers et hétérogènes
Noyau	Recristallisation dynamique	Peu de dislocations Zones de GP Précipités S incohérents

Tableau I.2 : Récapitulatif des microstructures et des phénomènes observés dans le joint de l'alliage d'aluminium 2024-T6 [23].

I.1.7 Propriétés mécaniques

En général toutes les opérations de soudage par fusion ou FSW affectent négativement les propriétés mécaniques du matériau utilisé, seulement lors du soudage par FSW on

enregistre une diminution moins importante des propriétés mécaniques puisque le matériau soudé n'est pas porté jusqu'à sa température de fusion et le soudage est sans apport de source de chaleur extérieure et sans ajout d'un métal d'apport.

I.1.7.1 Coefficient d'efficacité du joint soudé

Le coefficient d'efficacité du joint est utilisé dans le domaine du soudage pour comparer la résistance à la traction du joint soudé par rapport à celle du métal de base.

Ce coefficient dépend des paramètres de soudage et du matériau.

On donne quelques valeurs pour certains alliages d'aluminium.

- Pour le 2024-T3 le coefficient d'efficacité du joint est de 0.89
- Pour le 6082-T6 le coefficient est de 0.96
- Pour les alliages suivants 5083-H111, 5182-H111, 5754-O il est égal à 1

On estime généralement que le coefficient d'efficacité du joint obtenu lors du soudage par friction malaxage varie entre 0.85 et 0.9 contre les valeurs de 0.6 à 0.8 pour le soudage MIG ou TIG. Ainsi le soudage par FSW permet au matériau de garder de meilleures caractéristiques mécaniques après le soudage.

Le tableau I.3 illustre les travaux d'Ericsson et Sandstrom [1] qui ont comparé les propriétés en traction de soudures de l'alliage 6082-T6 pour les procédés MIG-pulse, TIG et FSW.

<i>Procédé de soudage</i>	<i>Limite d'élasticité [MPa]</i>	<i>Résistance à la traction [MPa]</i>	<i>Coefficient d'efficacité de joint</i>	<i>Elongation [%]</i>
MIG-pulse	147	221	0,7	5,2
TIG	145	219	0,69	5,4
FSW	150	245	0,77	5,7

Tableau I.3 : Propriétés en traction de soudures de l'alliage 6082-T6 [1].

I.1.7.2 Profil de dureté des joints soudés par friction malaxage

Les profils de dureté à travers une soudure FSW peuvent être classés en fonction

- Du type d'alliage à durcissement structural série 2XXX, 6XXX, 7XXX ou à durcissement par écrouissage série 5XXX
- De l'état de durcissement du métal de base.

La première évaluation d'un matériau soudé est l'étude de la microstructure qui porte essentiellement sur l'état de la recristallisation et donne un profil de dureté des différentes zones de soudage. Pour les alliages de la série 5XXX à l'état recristallisé (état O), le profil de la dureté est plat [39] Figure I.26 (a), tandis que ces mêmes alliages à l'état écroui enregistrent

une considérable chute de la dureté causée par une recristallisation de la zone soudée Figure I.26 (b).

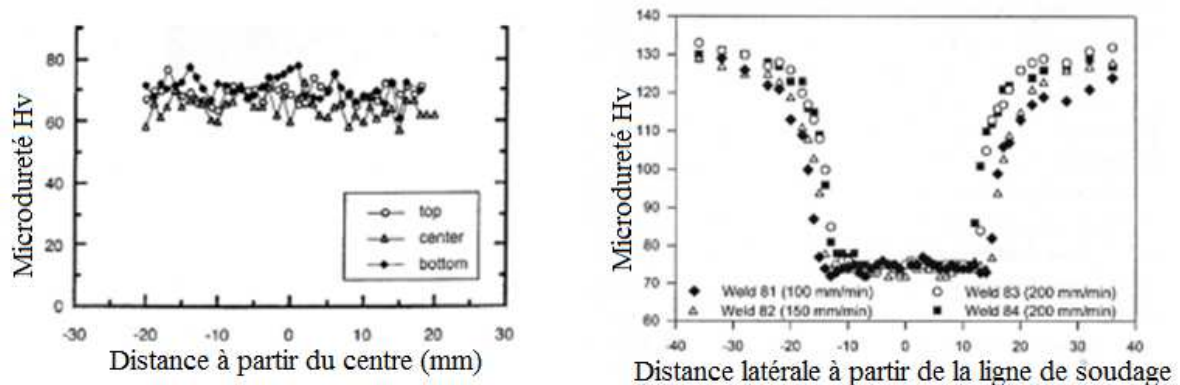


Figure I.30 (a) : Profil de dureté à travers une soudure 5083-O Figure I.30 (b) Profil de dureté pour 5083 H19 [10].

Pour les alliages, l'évolution du profil de dureté dans la soudure dépend du taux d'érouissage. La Figure I.30 (a) présente une courbe de dureté d'une soudure d'un alliage non trempant à l'état recuit, l'alliage 5083-O. On peut remarquer que la dureté est relativement homogène à travers la soudure et le profil de dureté a une forme plate car la matière n'a pas subi de déformation plastique à froid et reste donc dans un état relativement « mou ». Un léger durcissement de produit au niveau de la ZAT, de la ZATM et du noyau provoqué par l'introduction de dislocations ainsi que par la recristallisation du matériau de base qui génère une diminution de la taille des grains.

Pour les alliages à durcissement structural des séries 2XXX, 6XXX, et 7XXX les propriétés mécaniques sont les plus élevées, on les utilise donc dans des applications critiques. Pour la série 7XXX qui est caractérisée par une teneur en zinc variant de 4 à 8 % et par une teneur en magnésium de 1 à 3 % permet la formation de précipités $MgZn_2$ sous leur forme transitoire Guinier – Preston (G.P). La présence du cuivre à 2 % permet d'une part de durcir la matrice par la formation de solution solide et aussi de stabiliser les zones Guinier-Preston lorsque la température de service est plus élevée. Par contre il rend l'alliage plus sensible aux défauts tels que la fissuration à chaud [39].

Pour ces alliages la dureté est minimale dans la zone soudée, elle chute de façon significative dans la ZATM et le noyau [40]. Dans le noyau ce phénomène est du à la recristallisation complète de la microstructure ou les grains possèdent peu de dislocations, et à la dissolution complète des précipités durcissant qui forment avec la matrice une solution

solide sursaturée. Tandis que dans la ZATM on enregistre une croissance ou une coalescence de la phase durcissante pour tous les alliages d'aluminium [40-42].

A. Von Strombeck et co-auteurs expliquent que c'est la compétition entre les processus de précipitation et de coalescence qui implique un minimum de dureté à la frontière ZATM-ZAT [43].

Pour les alliages sur-revenus, La ZAT est composée de précipités coalescés et de précipités durcissant qui se sont formés sur des dispersoïdes [41].

Le fait que la dureté soit plus grande dans le noyau comparé à la ZAT peut être expliqué par le durcissement par solution solide et de la fine taille des grains [44].

Un important avantage de cette série d'alliage est la facilité avec laquelle elle peut être traitée thermiquement. En effet, ces alliages sont faciles à mettre en solution, leur vieillissement peut être fait à basse température, soit à 160 °C, et ils peuvent être trempés à l'air. L'alliage de cette famille le plus souvent rencontré est le 7075 (5.6% de Zn, 2.5% de Mg, 1.6% de Cu et 0.3% de Cr), dont la teneur en chrome améliore la résistance à la corrosion. On l'utilise sous forme de tôles pour fabriquer les fuselages d'avions. Le 7050 (6.2% de Zn, 2.3% de Mg, et 0.3% de Cr) est un alliage aux propriétés similaires.

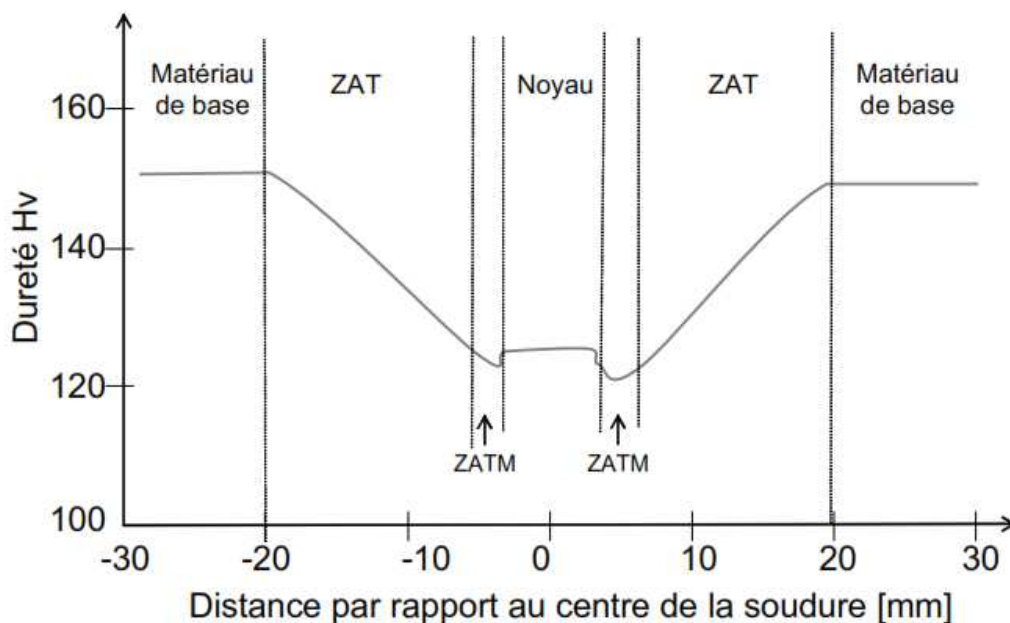


Figure I.31 : Profil de dureté d'un joint 2024 T351 [11].

L'alliage 2024 T351 ayant une dureté de 135 Hv est susceptible de durcissement structural. Le traitement thermique qu'il a subi est une mise en solution suivie d'un écrouissage et d'une maturation à température ambiante. Il s'agit donc d'une faible

maturation, seules les zones de Guinier – Preston se sont formées. Cela signifie qu’une grande partie de la solution solide sursaturée métastable peut encore être précipitée. On peut donc s’attendre à ce qu’une hausse de température active ce phénomène et ait un impact non négligeable sur la microstructure et donc sur la microdureté.

Le profil de dureté de la zone soudée pour les alliages à durcissement structural montre que la dureté atteint un minimum dans la zone soudée, elle diminue de façon significative dans le noyau et la ZATM figure I.31. On enregistre un minimum similaire dans la zone de transition ZAT/ZATM.

Dans le cas d’un joint 2024 T3 Figure I .32 une chute de dureté est enregistrée dans la zone soudée. Elle atteint son minimum à la transition ZAT/ZATM, un autre minimum est observé dans la ZATM et au delà de cette zone le matériau retrouve une valeur de dureté qui se rapproche de celle du métal de base.

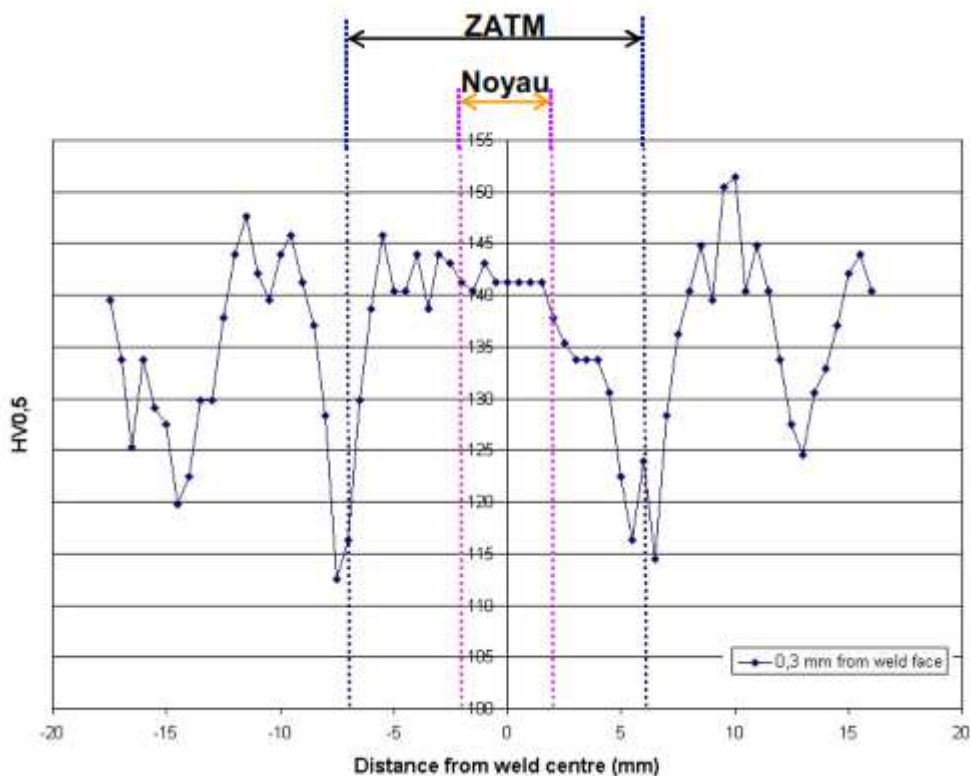


Figure I.32 : Profil de la microdureté d’un joint FSW de l’alliage 2024- T3 [11].

Pour l’alliage 2024-T3 le premier minimum de dureté le plus éloigné du centre de la soudure serait dû à la dissolution de la phase S ($Al_2 Cu Mg$) [13].

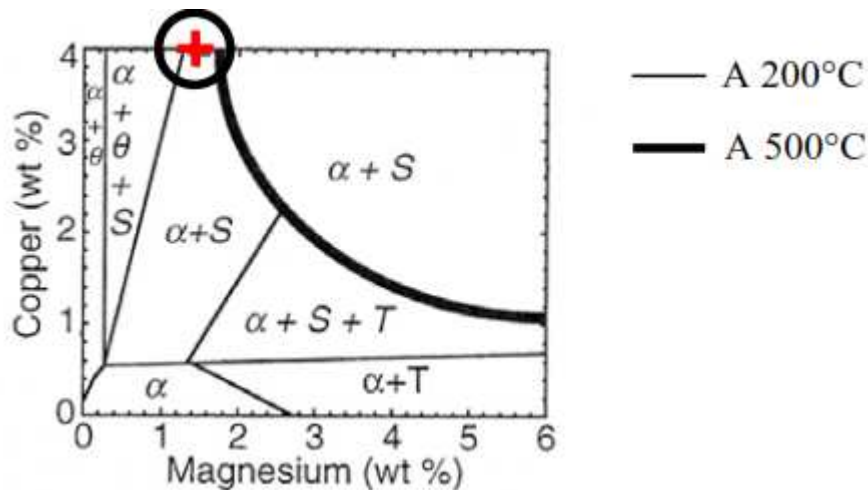


Figure I.33 : Diagramme de phase d'un alliage ternaire AlCuMg La croix donne la position de notre alliage [45].

En progressant vers le centre de la soudure, on observe un maximum de dureté, dû à la précipitation fine de la phase S durcissante. La ZAT correspond à un optimum de maturation. Une chute brutale de dureté en zone de transition ZAT/ZATM est due à la précipitation de la phase S sous forme de bâtonnets [11].

Dans la ZATM, la déformation plastique ajoutée à l'échauffement, entraîne une diminution de la dureté qui serait due aussi au phénomène de recristallisation dynamique issue d'une restauration dynamique. La recristallisation est partielle et se développe surtout dans la frontière ZATM/ Noyau.

Dans le noyau la déformation plastique importante ainsi que l'échauffement (environ 500 °C) sont tels que la structure du matériau de base disparaît totalement pour être remplacée par une autre définie par des grains fins et équiaxe. À l'approche du noyau, une augmentation de la dureté peut être expliquée par un certain degré d'écrouissage [14].

I.1.7.3 Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles lors du soudage par friction malaxage sont plus faibles comparées à celles observées dans les soudures classiques qui s'approchent de la limite d'élasticité du matériau.

La contrainte résiduelle la plus importante a été enregistrée au niveau de la ZATM[47].

L'évolution des contraintes résiduelles a été tracée sur une demi-soudure dans un alliage 7050- T7441, soudé puis traité thermiquement à T6 [46]. Figure I.34.

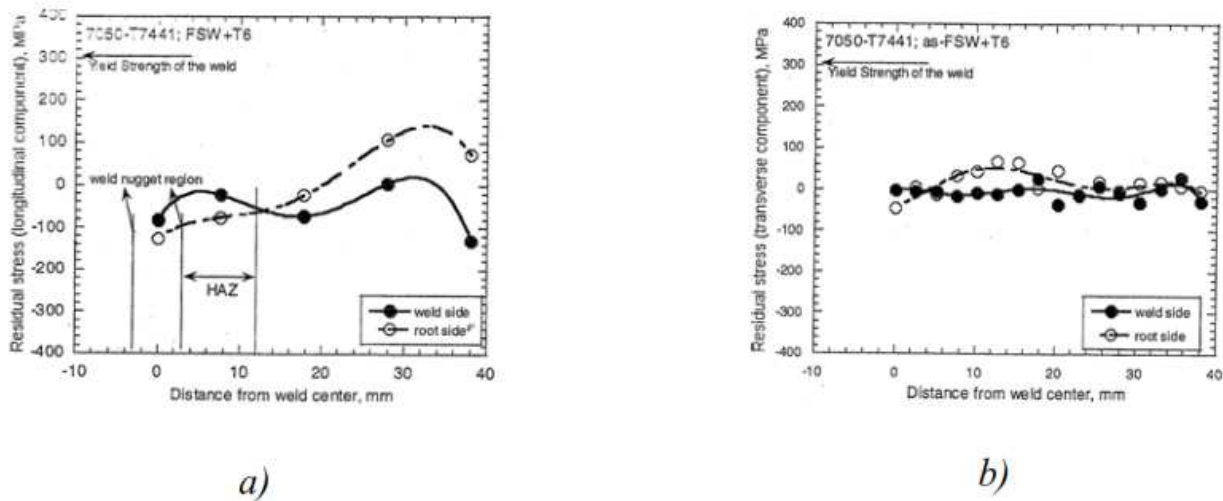


Figure I.34 : Contraintes résiduelles mesurées durant un test de fatigue sur une éprouvette entaillée d'alliage 7050- T7441 soudé puis traité thermiquement T6 [46].

- a) Contrainte résiduelle longitudinale parallèle à l'entaille
- b) Contrainte résiduelle transversale, perpendiculaire à l'entaille

On conclut donc que malgré que la fixation des pièces assemblées soit très rigide qui empêche toute mobilité, la chaleur au cours du soudage provoque une dilatation qui entrainerait des contraintes internes élevées, mais elles restent plus faibles que dans le cas du soudage classique [15].

Pour le soudage FSW la valeur maximale des contraintes résiduelles est enregistrée dans la ZATM. Les contraintes résiduelles influent directement sur les propriétés mécaniques et la tenue en fatigue des assemblages soudés.

Pour l'alliage 2024 ou les contraintes résiduelles mesurées dans le cas du FSW sont de l'ordre de 80 à 100 MPa alors que pour le soudage MIG, elles sont de l'ordre de 200 MPa, soit pratiquement le double. La figure I.35 illustre les résultats de mesures de contraintes résiduelles effectuées sur un alliage 6013 -T4.

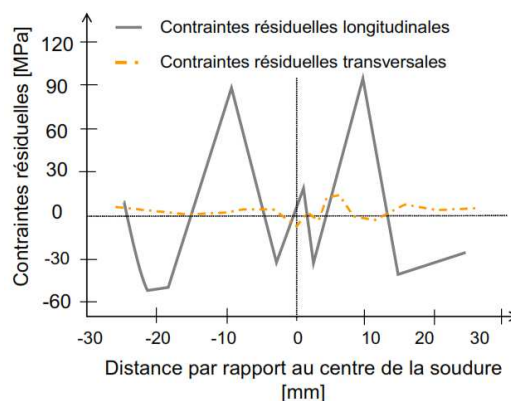


Figure I.35 : Distribution des contraintes résiduelles après soudage par FSW de l'alliage 6013-T4 [16].

La figure I.35 montre schématiquement l'allure des contraintes à l'intérieur du cordon. Sur cette figure on peut remarquer que le long du joint (sens longitudinal) les contraintes résiduelles présentent une distribution caractéristique en forme de « M » plus ou moins prononcée selon l'alliage soudé.

La figure I.35 montre aussi que les contraintes résiduelles dans le sens longitudinal sont supérieures à celles du sens transversal au joint. Les contraintes résiduelles dans le sens transversal peuvent être négligées.

I.1.7.4 Traitement thermique post-soudage

En général les traitements thermiques sont utilisés pour améliorer les propriétés mécaniques des matériaux pour faire face aux différentes sollicitations selon le type du traitement.

Le but des traitements thermiques dans les joints de soudure est d'apporter des améliorations à leurs propriétés.

Des études ont été menées afin de montrer l'effet des traitements après un soudage par friction malaxage. L'augmentation de la dureté pour la série des alliages d'aluminium 6000 après traitement thermique est expliquée par la formation des zones Guinier-Preston (GP) qui se transforment ensuite en aiguilles durcissantes, ce qui améliore les propriétés mécaniques de façon importante, alors que la zone possédant le minimum de dureté après soudage, présente de larges précipités β' moins cohérents et donc moins durcissants que les aiguilles [40]. Ces précipités consomment beaucoup de soluté et ne se dissolvent pas lors du traitement thermique, par conséquent la précipitation durcissante est bloquée et il n'y a aucune amélioration des propriétés.

Des phénomènes similaires ont été constatés pour d'autres alliages [46]. Pour l'alliage 7050, la ZAT ne connaît pas d'amélioration ni en dureté ni en ductilité avec le développement d'une zone dénudée de précipités au niveau des joints de grain (PFZ) [38].

I.1.7.5 Avantages et limites des procédés FSW

En comparant le soudage par friction malaxage avec les autres procédés classiques on peut citer quelques importants avantages.

➤ **Avantages :**

-Soudage sans métal d'apport évitant une formation de phases dures et fragilisantes.

- Soudage à l'état solide qui élimine les problèmes de fissuration à chaud et de criques tel que dans le cas des alliages contenant le cuivre comme ceux de la série 2XXX.
 - Possibilité du soudage des bi-matériaux (soudage hétérogène) et des alliages d'aluminium très difficilement soudable par les procédés classiques.
 - Un joint homogène chimiquement, ce qui constitue un avantage du point de vue de la corrosion.
 - Procédés propre, et sans fumées.
 - Procédés simple ne nécessitant pas beaucoup de préparation avant soudage, et demandant des équipements simples.
- **Limites des procédés :** L'utilisation de conditions de soudage qui ne sont pas optimales peut mener à la production de joints présentant des défauts. Ces défauts peuvent être classés en trois catégories [46].
- Apparition de nombreuses bavures en surface du joint survenant lorsque l'apport de chaleur est trop grand. Par contre lorsque l'apport de chaleur n'est pas suffisant, une cavité du côté entrant est souvent observé. Cette cavité apparait car le matériau n'est pas suffisamment mou pour remplir le vide laissé par le passage de l'outil. Dans ce cas, l'application d'une force verticale plus grande permet d'atténuer le problème.
 - On cite aussi les cavités qui seraient causées par un brassage anormal du matériau. Ce brassage anormal peut être causé par un gradient de température trop important entre le matériau situé à la surface de la plaque et celui dans l'épaisseur. En effet ce type de défaut survient lorsqu'une grande vitesse de rotation est combinée à une vitesse de soudage élevée. Dans ce cas la valeur de la force verticale a peu d'effet sur le résultat.
 - Un autre type de défaut est observé dans les joints pour lesquels il y a manque de pénétration [48]. Ces défauts dits « à la racine » du joint sont caractérisés par un contact très intime des faces de chacune des pièces à assembler, sans toutefois qu'il y ait création d'un lien métallurgique. En raison de sa petite taille c'est le défaut le plus difficile à détecter par des méthodes non-destructives. L'amorçage de fissure en fatigue peut s'y produire.
 - Un bridage rigide et un support envers sont nécessaire
 - Le régime stationnaire n'est pas atteint immédiatement
 - En fin de soudure la sortie de l'outil forme un trou, cette contrainte fait qu'il est nécessaire de découper les extrémités après soudage. Cependant des outils rétractables se développent en vue de palier cet inconvénient.

- Les soudures possibles restent limitées à des géométries simples, bord à bord, une tôle sur une autre ou encore soudure en T.

I.2 Comportement mécanique et en fatigue des joints soudés par FSW.

Lors du soudage par friction malaxage, un gradient de température et un gradient de déformation interviennent simultanément et différemment dans chaque zone de soudage. La microstructure dans les différentes zones de soudage est donc différente, Cela conduit à des modifications des propriétés et du comportement mécanique local et global du cordon.

De nombreux travaux de recherche [49, 50, 51, 52, 53, 54] ont été réalisés pour définir le comportement des joints soudés par FSW notamment en traction quasi-statique et en fatigue.

Des simulations numériques ainsi que des travaux expérimentaux ont été nécessaires pour déterminer les contraintes locales et globales dans le cordon de soudure.

D'autre part une recherche de la zone d'amorçage de la fissure est nécessaire pour déterminer la zone susceptible d'amorçage et expliquer que ce n'est pas nécessairement dans la zone de la plus faible dureté qu'il y'a l'amorçage des fissures.

Enfin une explication doit être donnée pour le rôle joué de la microstructure et des contraintes résiduelles sur l'amorçage et la propagation de la fissure dans la zone soudée.

I.2.1 Comportement mécanique du joint soudé

Plusieurs travaux numériques et expérimentaux pour différents alliages d'aluminium ont été réalisés afin de caractériser le joint soudé par FSW.

Le comportement local et global sur l'alliage 2024-T351 a été déterminé en utilisant la technique de corrélation d'images [55]. 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.

Le tableau I.4 montre l'abattement des propriétés mécaniques du joint par rapport à celles du métal de base.

	Matériau de base	Joint soudé	Abattement en %
$R_{p\ 0.2}$ [MPa]	380	272	28
R_m [MPa]	490	426	13
Allongement total A%	17	8.6	49

Tableau I.4 : Propriétés mécaniques du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 [55]

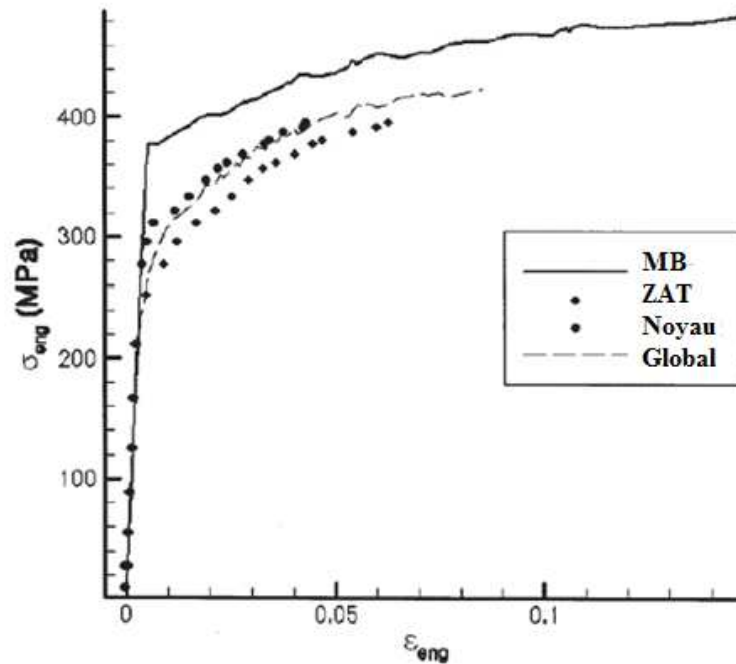


Figure I.36 : Courbe contrainte-déformation de l'alliage 2024-T351 [55].

Les courbes du matériau de base et du joint FSW (global) sont obtenues par un essai de traction standard. Les courbes des comportements locaux (dans le noyau et dans la ZAT) sont déterminées à l'aide de la corrélation d'images ($\sigma_{\text{locale}} \Leftrightarrow F/S_0$) [55].

On remarque, d'après la figure I.36 que la réponse mécanique est différente dans chaque zone. La limite d'élasticité est plus faible (de l'ordre de 250 MPa) dans la ZAT que dans le noyau (de l'ordre de 300 MPa). On note également que pour le même niveau de contrainte globale, la déformation est maximale dans la zone affectée thermiquement (ZAT).

D'autres travaux ont été réalisés sur des micros éprouvette et des macros éprouvette [56], pour comparer le comportement du joint à l'échelle locale (Chaque zone séparément) avec celui global. Le champ de déformation dans chaque zone du joint est mesuré par corrélation d'images en supposant que les états de contraintes (local et global) sont équivalents.

L'évolution des propriétés mécaniques (R_m , $R_{p0,2}$ et $A\%$) à travers les différentes zones du joint soudé est illustrée sur la figure I.37.

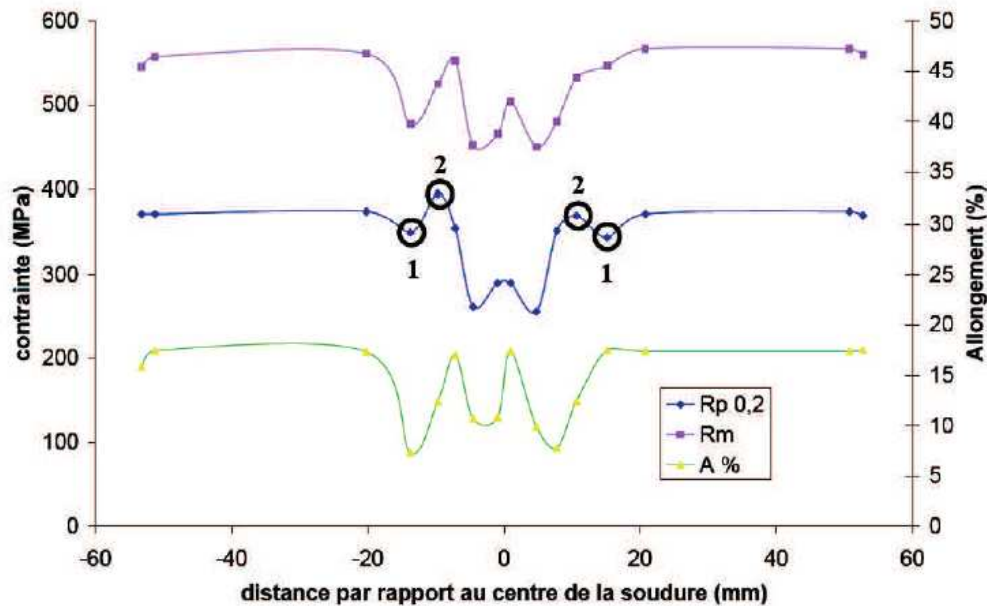


Figure I.37 : Évolution des propriétés mécaniques à travers un joint soudé en alliage 2024-T351 [56].

Sur la figure I.37 on remarque bien que la limite d'élasticité et la contrainte à la rupture suivent la même évolution que la dureté. Les zones faibles présentent un minimum au niveau des propriétés mécaniques à cause d'une précipitation grossière. La ZAT1 (creux) est marquée par une baisse de la limite d'élasticité due à la dissolution des zones GPB. Par conséquent, comme la dureté, les propriétés mécaniques dépendent fortement de l'état de précipitation et moins de la structure de dislocations. On remarque que le minimum de contrainte à la rupture (ZATM) est supérieur au maximum de la limite d'élasticité (ZAT2 (pic)), par conséquent toutes les zones vont plastifier lors de l'essai de traction [56].

Des essais ont été réalisés sur le joint d'un alliage d'aluminium 7050-T751 ainsi que sur des éprouvettes prélevées dans le noyau et dans la ZAT du joint dans la direction longitudinale et dans la direction transverse. Les résultats d'essais de traction montrent que la contrainte maximale en traction (Rm) supportée par le joint est plus importante que celle du matériau de base et moins importante dans le sens longitudinal et le sens transverse [57].

La résistance à la traction (Rm) supportée par le joint est plus importante que celle du matériau de base et moins importante dans le sens longitudinal et le sens transverse.

La limite élastique du joint avoisine celle du matériau de base par contre l'allongement à rupture varie de 7,5% à 11,5% et le module d'Young varie de 58 GPa jusqu'à atteindre celui du matériau de base 77 GPa.

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

V. Richter-Trummer a étudié le comportement mécanique de l'alliage 6082-T6 et a montré que les propriétés du joint soudé été nettement inférieur à celle du métal de base [59].

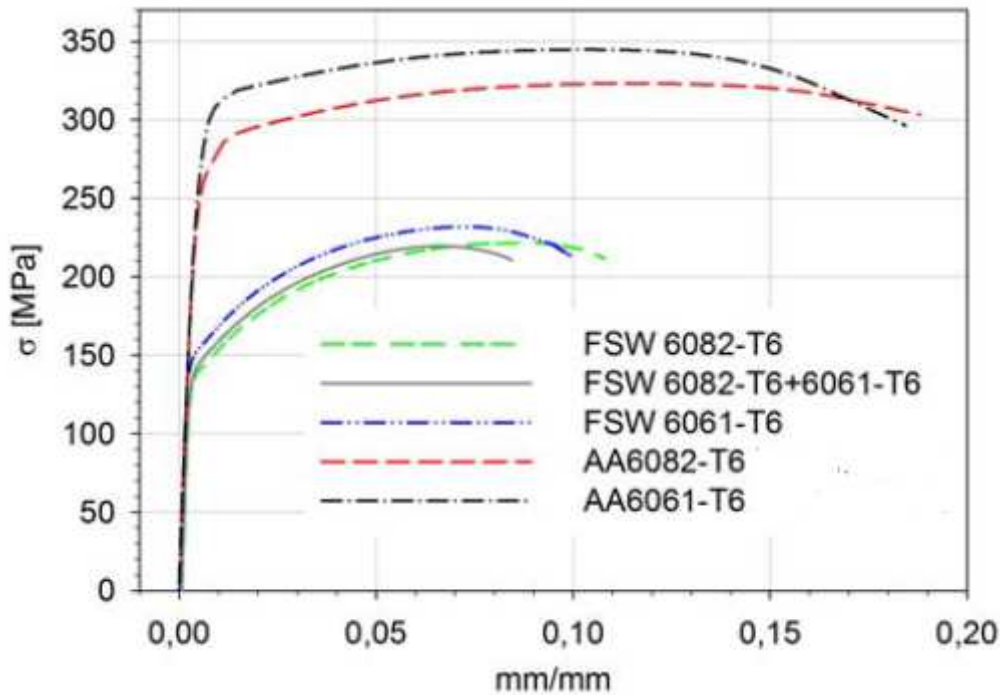


Figure I.38 : Résultats des essais de traction sur AA6082-T
Soudé et non soudé [58].

La figure I.38 montre tout d'abord une nette différence entre les résultats des essais de traction de l'alliage 6082-T6 soudé et non soudé et ensuite les résultats de l'alliage 6061-T6 et enfin les résultats des tests de traction de la liaison hétérogène entre le 6082-T6 et le 6061-T6.

Ces résultats restent quand même meilleures que celles des autres types de soudage par fusion.

Matériau de base			Soudure FSW			
Nom de l'alliage (épaisseur)	Re _{0,2} (MPa)	Rm (MPa)	Re _{0,2} (MPa)	Rm (MPa)	Coefficient d'efficacité (%)	Lieu de rupture
2017-T351 (5 mm)	319	428	250	350	82	NS ou AS
2024-T351 (9,53 mm)	380	490	272	426	87	
2098-T8 (3 mm)		553	323	437	79	
2198-T3 (3,2 mm)	275	370	250	300-350	81-95	
2219-T87 (5 mm)	390	470	305	342	73	
6013-T6 (4 mm)	357	394	165	295	75	ZAT AS
6082-T6 (4 mm)	291	317	150	245	77	NS/ZAT
7075-T6 (5 mm)	474	547	364	491	90	ZATM/ZAT AS
7136-T76 (6,35 mm)	607	635	340	448	70	ZATM/ZAT RS

Tableau I.5 : Comparaison des propriétés en traction du matériau de base et d'un joint FSW associé, sollicité en pleine épaisseur perpendiculairement à la soudure, pour différents alliages d'aluminium à durcissement structural (AS : advancing side) [59].

I.2.2 Analyse des faciès de rupture en traction monotone des joints soudés par FSW

L'examen des faciès de rupture fournit des informations très importantes concernant le rôle et/ou la contribution de la microstructure dans la dégradation des propriétés mécaniques des joints soudés. Une analyse bien détaillée des surfaces de rupture du matériau de base ainsi que celles des joints soudés testés en traction monotone quasi-statique a été menée pour l'alliage 2024-T8 [59].

A l'échelle macroscopique, la rupture des éprouvettes en matériau de base a lieu sur le plan de cisaillement maximum (à 45° par rapport à l'axe longitudinal de l'éprouvette). La rupture est de nature transgranulaire.

A l'aide d'un microscope électronique à balayage, les auteurs ont observé une distribution aléatoire de microfissures très fines et une population de microporosités de

différentes tailles et formes à travers les faciès de rupture. Dans le cas des joints soudés, la rupture est particulièrement fragile et perpendiculaire à l'axe de traction.

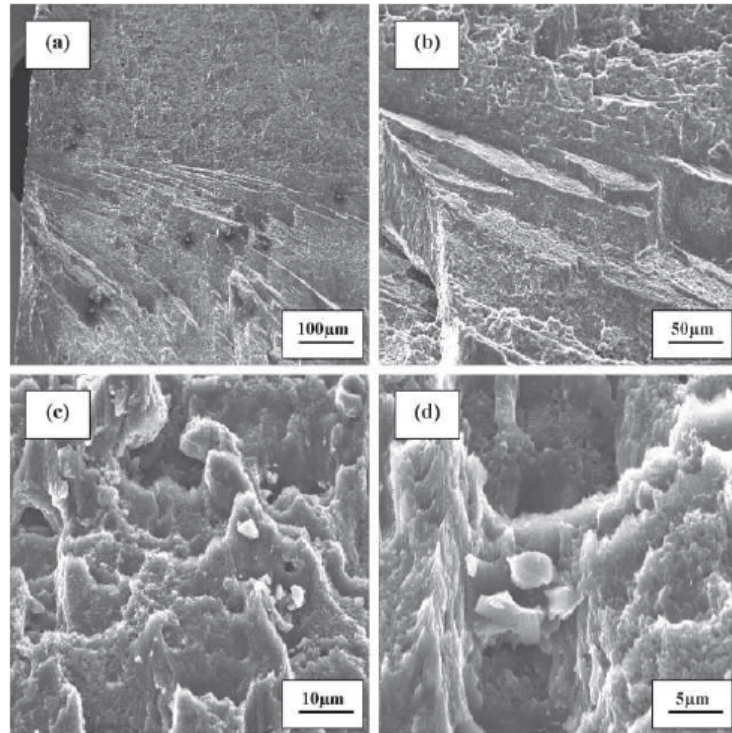


Figure I.39 : Observation MEB (Différents grossissements) d'un faciès de rupture en traction monotone quasi-statique d'un joint soudé par FSW en alliage 2024-T8 [60].

Le mécanisme d'endommagement s'explique par le cisaillement des précipités durcissants. Qui provoque une concentration de contrainte et de déformation conduisant à la formation de microfissures et/ou de rupture. La coalescence des microporosités et la croissance de la fraction volumique des porosités transforme microscopiquement le matériau en composite. La concentration de la déformation étant favorisée, la déformation locale peut dépasser la limite de ductilité du matériau. Ce qui provoque la rupture.

I.2.3 Comportement en fatigue des soudures FSW

Plusieurs études ont été faites pour déterminer le comportement en fatigue des soudures FSW soumises à un chargement cyclique, afin de tracer les courbes de Wöhler [61, 62, 63, 64, 65, 66, 67]. Ces courbes permettent d'évaluer la durée de vie de l'assemblage soudé par FSW et de déterminer l'abattement de la durée de vie par rapport à celle du matériau de base.

La durée de vie en fatigue peut être décomposée en trois stades : stade d'amorçage, stade de la propagation stable et le stade de la rupture brutale. Le nombre de cycles à l'amorçage dépend fortement de l'état de surface, et des défauts initiaux. L'état de surface est un paramètre très important pour comprendre le phénomène d'amorçage. La propagation, dans le cas des

soudures dépend essentiellement des contraintes résiduelles. Enfin, la rupture brutale est liée à la ténacité du matériau.

Une fois les courbes de Wöhler déterminées l'étude portera sur les vitesses de propagation dans les différentes zones de soudage, pour déterminer la zone la plus susceptible de rompre en premier. Le calcul du coefficient de contraintes K est nécessaire.

I.2.4 Facteur d'intensité des contraintes

Les facteurs d'intensité des contraintes correspondants à des cinématiques particulières des mouvements des fissures ont été introduits par IRWIN en 1957.

Dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture, les contraintes et les déformations au voisinage d'une fissure admettent un développement asymptotique dont le terme singulier s'écrit :

$$\begin{cases} \sigma_{ij} = K_{\alpha} \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{\alpha}(\theta) \\ \varepsilon_{ij} = K_{\alpha} \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} g_{ij}^{\alpha}(\theta) \end{cases} \quad \alpha = 1,2,3$$

K_{α} est le Facteur d'Intensité des Contraintes (FIC) en mode α , avec $\alpha=I, II$ ou III

Les fonctions f et g donnent la répartition angulaire ; leurs expressions sont en contraintes et en déformations planes. Lorsque l'on se trouve en mode I pur, l'état local des contraintes et des déformations peut être caractérisé à l'aide d'un seul paramètre K_I .

Les FIC caractérisent la force de la singularité du champ des contraintes à l'extrémité de la fissure. Ils sont proportionnels aux discontinuités des déplacements des lèvres de la fissure, et ne dépendent que de la répartition des efforts extérieurs et de la géométrie de la fissure.

I.2.5 Calcul du facteur d'intensité des contraintes

Les facteurs d'intensité des contraintes s'expriment en fonction du champ des contraintes au voisinage de la fissure. Ce champ étant parfaitement accessible numériquement.

Le facteur d'intensité de contrainte K dans le cas d'une géométrie CT est donné par la relation suivante :

PB $W f(\alpha)$ I.1

Ou :

P : est la charge appliquée [N].

W : est la largeur de l'éprouvette depuis l'axe de chargement [m].

B : est l'épaisseur de l'éprouvette [m].

aW : a est la longueur de fissure.

$F(a/w)$: est une fonction de compliance qui prend une forme différente selon le type de l'éprouvette.

Dans le cas d'une éprouvette CT50 (Compact specimen) Figure III.10, on peut calculer le facteur d'intensité des contraintes K pour le mode I à l'aide de la relation III.2 selon la norme

ASTME 647. [D.P. Miannay 1995].

$$P (2+\alpha)BW (1-\alpha)^{3/2} f(\alpha) \dots \dots \dots I.2$$

$$\left[-13.32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \dots \dots \dots I.3$$

$$\left[\left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} + aW(0.886 + 4.64aW - 13.32$$

$$a^2W^2 + 14.72a^3W^3 - 5.6a^4W^4(1-aW)^{3/2} \dots \dots \dots I.4$$

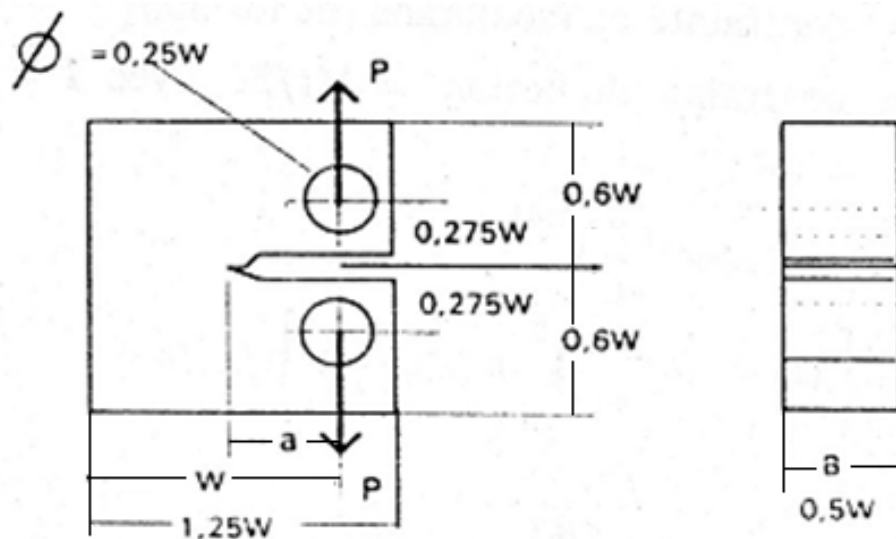


Figure I.40 : Eprouvette CT 50 [68]

I.2.6 Fatigue des assemblages soudés.

L'amorçage de fissures en fatigue débute et grandit à la proximité de la soudure pendant la vie en service. La résistance en fatigue de joint soudé n'est pas principalement gouvernée par la résistance du métal de base. Les paramètres importants sont surtout les géométries globales et locales du joint soudé.

Cette phase de l'étude bibliographique a pour intérêt de présenter l'influence des principaux paramètres géométriques, microstructuraux et de chargement sur la tenue en fatigue des assemblages soudés. Elle permet une sensibilisation sur la complexité de l'opération de soudage (des aciers), et surtout l'importance des discontinuités générées dans les joints soudés et mécanismes d'initiation et de propagation des fissures de fatigue (discontinuités d'ordre microscopiques et macroscopiques, structurales et géométriques).

I.2.7 Durée de vie des assemblages soudés

La tenue en fatigue des assemblages soudés par FSW est considérée comme l'une des propriétés les plus cruciales. Les hétérogénéités de microstructure le long et à travers les soudures rendent complexe l'identification des comportements locaux dans chaque zone.

La durée de vie des assemblages soudés, est déterminée en procédant à des essais sur des éprouvettes de type Compact tensile (CT).

Au bout d'un certain nombre de cycles, relativement faible pour les assemblages soudés, une fissure apparaît dans une zone où l'effet d'entaille est maximum : bord ou racine du cordon. En poursuivant l'essai, on provoque la propagation de la fissure. L'essai est arrêté à la rupture de l'éprouvette, ou au moment où elle ne supporte plus l'effort nominal.

La comparaison des courbes (S-N) caractéristiques des joints soudés par FSW et de celles du matériau de base montre que la tenue en fatigue des joints soudés est nettement inférieure à celle du matériau de base à l'exception de quelques points dans le domaine des grandes durées de vie (figure I.41) [37].

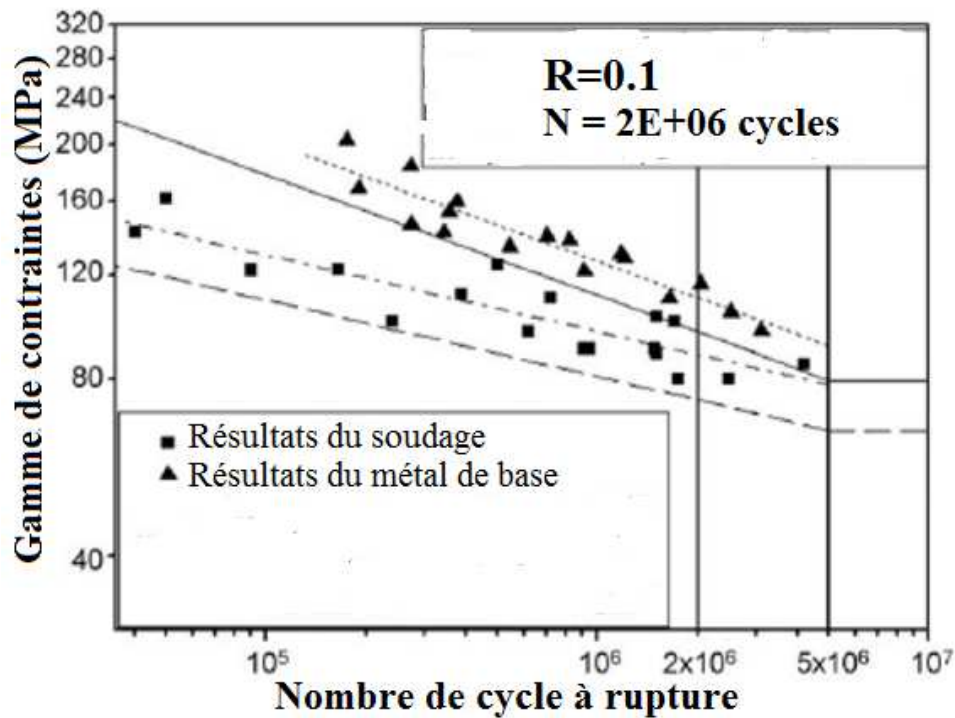


Figure I.41 : Comparaison des courbes S-N des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 2024-T4 avec celle du matériau de base [37].

La figure I.41 montre que pour une probabilité de survie de 50%, l'étendue de contrainte diminue de 110 MPa (pour le matériau de base) à 88 MPa (pour le joint soudé). La durée de vie de ces soudures est nettement dégradée dans le domaine oligocyclique entre 10^4 et 10^5 cycles.

I.2.8 Comparaison de la tenue en fatigue des soudures FSW et du matériau de base associé

Des essais ont été réalisés sur plusieurs types d'alliages d'aluminium entre une soudure FSW et le matériau de base associé [69, 70, 71, 72].

Les alliages d'aluminium utilisés sont à durcissement structural. La figure I.42 illustre la résistance à la fatigue quelques types d'alliage d'aluminium.

On peut distinguer la différence de la résistance à la fatigue pour différents procédés de soudage (FSW, MIG, TIG, Laser).

Les éprouvettes utilisées pour les alliages 5083, 5052, 5056 et 6082-T6 n'ont pas été polies sauf l'éprouvette de l'alliage 2198 qui a été polie.

Ces courbes montrent bien que l'état de surface non polie favorise l'amorçage des fissures, c'est pour cela qu'il est nécessaire de faire un traitement de surface après le soudage.

Bussu et Irving [73] se sont intéressés à l'effet des irrégularités de surface en déterminant les courbes de Wöhler en traction ($R=0,1$) d'un alliage 2024-T351 (6,35 mm) soudé par FSW, testé à l'état brut de soudage et testé après avoir enlevé 0,5 mm d'épaisseur des surfaces supérieure et inférieure. Ce traitement de surface des éprouvettes a permis d'obtenir des durées de vie comparables à celles obtenues pour le matériau de base, alors que les éprouvettes testées brut de soudage présentent un abattement de plus de 50% par rapport au matériau de base pour une durée de vie de 2.10^6 cycles. Cet abattement a pu, par des observations des faciès de rupture, être corrélé à la présence des irrégularités de surface.

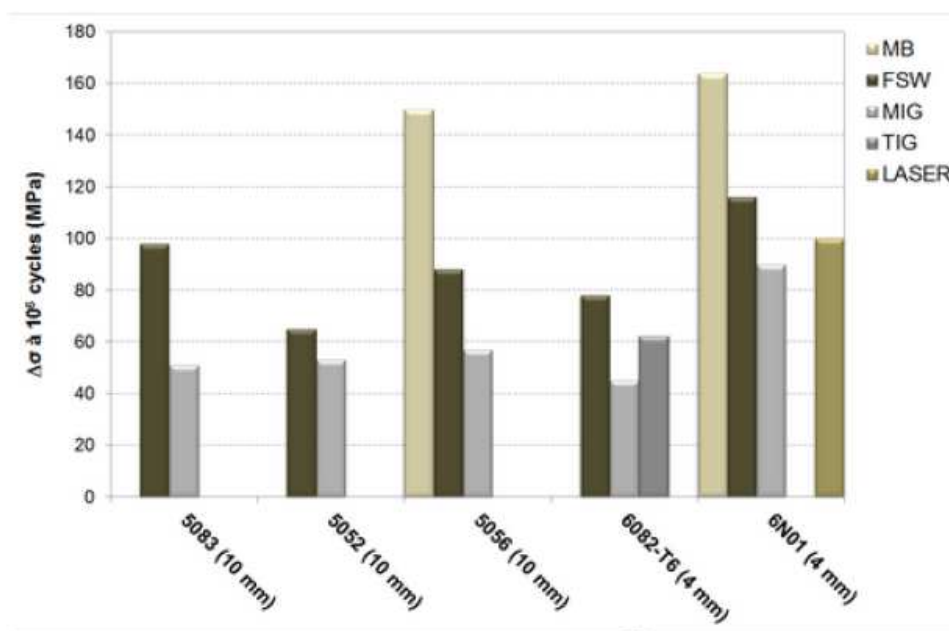


Figure I.42 : Récapitulatif des résistances à la fatigue pour une durée de vie de 10^6 cycles pour différents alliages soudés par FSW, MIG, TIG ou laser sollicités à $R=0,1$ [69, 70, 71, 72].

1.2.9 Influence de l'état hétérogène de la microstructure sur la tenue en fatigue

Le cordon de soudure est constitué de plusieurs zones ayant chacune une microstructure différente, provoquant ainsi à des propriétés mécaniques et en fatigue propre à chaque zone. L'étude de la microdureté a révélé un profil de dureté qui montre clairement un abattement dans la zone affectée thermiquement (ZAT) pour certains alliages et pour d'autres la plus basse dureté est enregistrée à la frontière entre la ZAT et la ZATM. La fissure de fatigue s'initie soit dans le noyau, soit dans la zone affectée thermiquement (ZAT). Ceci dépend de leur position respective à l'extrémité du raccordement [73].

L'initiation de la fissure se produit le plus fréquemment dans le Noyau. Généralement, la fissure de fatigue se propage ensuite dans la ZAT à gros grains (zone Affectée

Thermiquement), puis dans la ZAT à grains fins et enfin dans le métal de base (MB). La profondeur de la ZAT, étant en général de l'ordre du millimètre, une partie importante de la durée de vie peut être constituée par une phase de propagation lente dans une microstructure différente de celle du métal de base [74].

Les opinions sont très partagées pour définir, dans quelle proportion l'hétérogénéité de la microstructure influe sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue. Les contraintes résiduelles sont responsables des variations de vitesse de propagation lors de la traversée des diverses microstructures [75].

$$da/dN = C. (\Delta K)^{3,07} \dots\dots\dots (3)$$

Des essais sur des éprouvettes CT prélevées sur le métal de base et dans la ZAT des joints soudés ont été réalisés [75]. Les résultats étant sensiblement proches, il détermine la loi de propagation suivante :

$$da/dN = 1,17 \cdot 10^{-13}. (\Delta K)^3 \dots\dots\dots (4)$$

Suite à un grand nombre d'essais réalisés sur des aciers de construction, des aciers à haute résistance mécanique, et en zone affectée thermiquement. une relation empirique entre C et m qui s'exprime quelle que soit la microstructure [74], par :

$$C = 1,315. 10^{-4} / 895,4^m \dots\dots\dots (5)$$

Où : m, C sont des constantes du matériau

Le coefficient "m" varie entre 2,4 et 3,6 selon la microstructure.

I.2.10 Influence de la limite d'élasticité du métal de base

Dans les mêmes conditions de prélèvement (éprouvette CCT) et de chargement (R = 0).

Des résultats comparables dans le cas d'assemblages en acier, et dont les limites d'élasticité sont comprises entre 300 et 550 MPa sont obtenus [76].

Par contre, [75] constate un ralentissement de la vitesse de fissuration dans la ZAT d'autant plus important que la limite d'élasticité du métal de base augmente (280 MPa < Re < 515 MPa) (éprouvette CT, R = 0).

En effet, une augmentation de la limite d'élasticité conduit à un accroissement du niveau des contraintes résiduelles de compression au cœur de l'éprouvette.

I.2.11 Comportement cyclique local du joint soudé.

La figure I.43 illustre le comportement mécanique cyclique dans chacune des zones constituant le joint soudé en alliage d'aluminium 6082-T6 : ZAT-AS, noyau, ZATM-RS et la ZAT-RS.

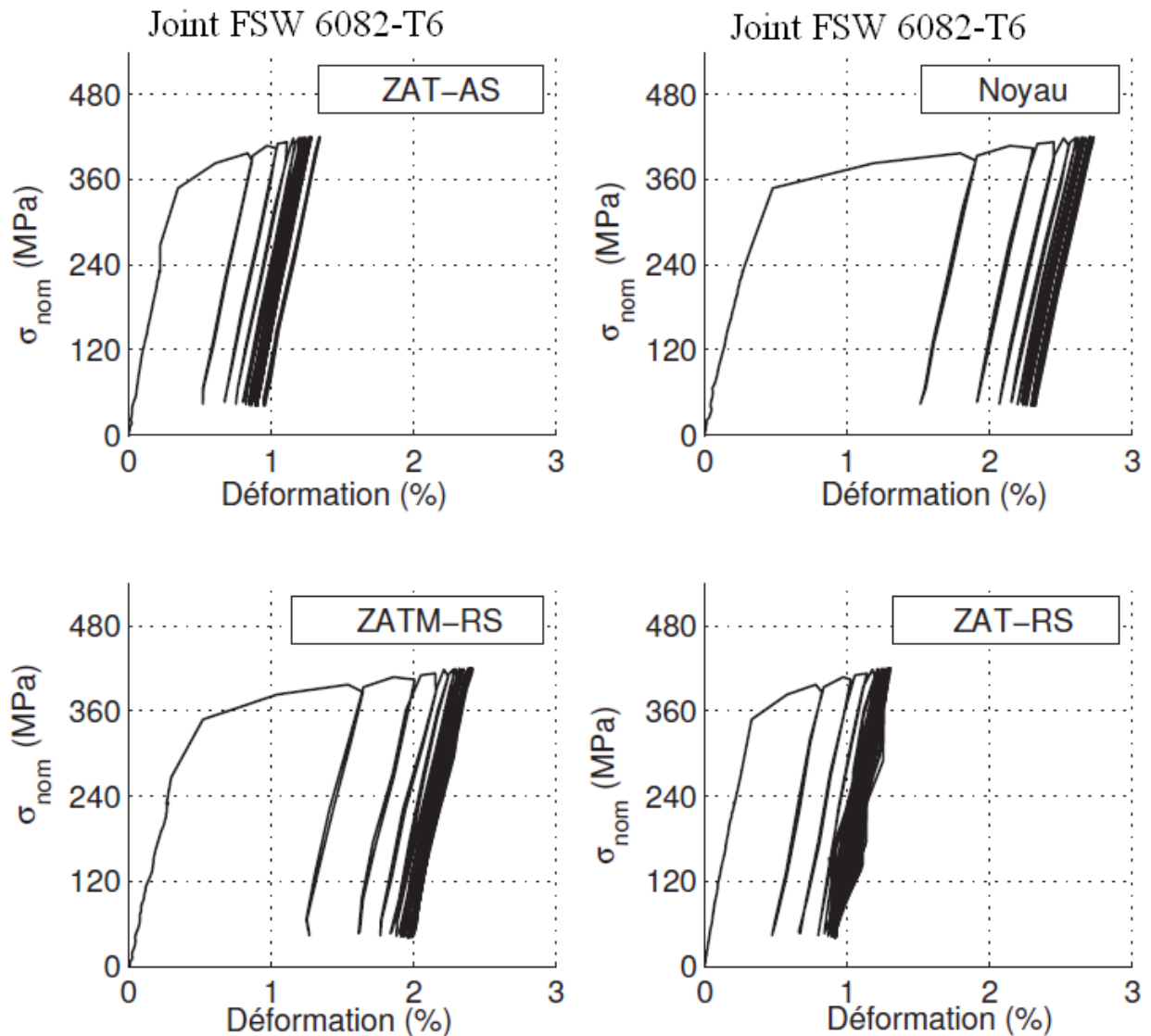


Figure I.43 : Boucles contraintes nominales/ déformations locales dans chaque zone du joint soudé de l'alliage 6082-T6 [76].

Comme dans le cas du comportement global, les différentes zones présentent un rochet au début de l'essai avant l'adaptation élastique. La figure I.42 montre les boucles d'hystérésis enregistrées à 50% de la durée de vie totale de 29200 cycles. Comme il a été observé sur le comportement global du joint en 6082-T6, les boucles d'hystérésis restent fermées durant tout l'essai. C'est le phénomène d'adaptation élastique observée pour chaque zone du joint. La différence observée entre les comportements de chacune des zones se présente dans les

niveaux de déformation moyenne atteint au cours de l'essai. On remarque que le niveau de déformation est maximal dans le noyau suivi de la ZATM-RS puis ce sont les ZATs (AS et RS) qui sont les moins déformées. On observe donc les mêmes phénomènes à l'échelle locale (échelle des zones qui constituent le joint) qu'à l'échelle globale du joint complet. L'adaptation élastique est enregistrée jusqu'à la fin de l'essai.

I.2.12 Synthèse

On retient, de cette partie du chapitre, qu'en général le procédé de soudage par FSW dégrade les propriétés mécaniques en fatigue des joints soudés. Le problème de la tenue en fatigue des structures soudées par FSW est très peu abordé dans la littérature notamment sur les alliages Al Li (de la série 2000) et les alliages de la série 6000 et 7000. Il en résulte que les mécanismes d'endommagement, par fatigue, et l'origine de l'amorçage de fissure restent mal compris. Les essais mécaniques sous chargement cyclique de flexion pure ne sont pas représentatifs pour la caractérisation en fatigue des soudures FSW à cause de l'état de contrainte complexe dans l'épaisseur des éprouvettes. Néanmoins, les résultats illustrent la dégradation, par le procédé de soudage, des propriétés mécaniques de ces structures. En termes de comportement cyclique (au sens relation contrainte-déformation), à notre connaissance aucune étude bibliographique n'a traité ce sujet. On suppose que les hétérogénéités de microstructure des joints soudés induisent des hétérogénéités de comportement mécanique de chacune des zones les constituant.

I.3 Conclusion du chapitre

Ce chapitre a permis de passer en revue l'essentiel des travaux de recherche réalisés autour du procédé de soudage par FSW notamment pour mettre en lumière les études liées à la caractérisation du comportement mécanique, sous chargement de traction monotone quasi-statique et de fatigue, des soudures FSW.

Le procédé de soudage par FSW introduit de fortes modifications de microstructure le long des joints et introduit un état de contraintes résiduelles très complexe. Cela conduit, en général, à la dégradation des propriétés mécaniques des soudures FSW et dépend des paramètres du procédé. Le profil de microdureté le long des joints illustre les forts gradients de microstructure qui s'explique par la modification des tailles de grains (dans le noyau et la ZATM) et par l'état de précipitation : modification de la distribution des phases durcissantes, modification de leur taille, leur dissolution ainsi que l'apparition de nouvelle. Ces hétérogénéités de microstructure induisent des hétérogénéités de comportement mécanique

dans chacune des zones constituant les joints soudés. Cette problématique n'a pas été abordée largement dans la littérature. Si des travaux ont été réalisés pour la caractérisation du comportement mécanique en traction monotone quasi-statique, aucune étude n'a permis de caractériser le comportement mécanique cyclique des soudures FSW.

La tenue en fatigue des joints soudés par FSW a été très peu abordée dans la littérature, aussi, les mécanismes d'endommagement et les origines de l'amorçage des fissures de fatigue restent mal compris. Nous espérons contribuer, par notre étude, à répondre à ces questionnements et à mieux comprendre la tenue en fatigue des joints soudés par FSW et leurs propriétés mécaniques cycliques.

Références Bibliographiques

- [1] M. Ericsson and R. Sandström. Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. *International Journal of Fatigue*, 25(12) : 1379_1387, 2003.
- [2] Eric FEULVARCH, Modélisation numérique du soudage par friction malaxage. Thèse de doctorat. Décembre 2005.
- [3] S. Zimmer, Contribution à l'industrialisation du soudage par friction malaxage. Arts et métiers. Paris Tech. décembre 2009.
- [4] Kurt, A., Gulenc, B., Uygur, I., Ates, H., 2006. The effect of rotation speed on mechanical properties of commercially pure Aluminium joined by friction stir welding. In: *Materials and Technology Conference*, 15–19 October., Fundamentals and Characterisation vol. 1, Ohio, USA, pp. 565–570.
- [5] Frédéric GEMME, Modélisation numérique des phénomènes physiques du soudage par friction malaxage et comportement en fatigue de joints soudés en aluminium 7075-T6. Université Montréal- Canada. Mars 2011.
- [6] Roland CAZES, soudage par friction-malaxage, *Techniques de l'Ingénieur*, traité Génie mécanique BM 7 746.
- [7] TWI, The Welding Institute <http://www.twi.co.uk/j32k/index.xtp> Institut de soudage 1991.
- [8] R.S. Mishra, Z. Y. Ma, Friction stir welding and processing. *Material science and Engineering R 50* (2005) 1-78.
- [9] Friction Stir welding and processing *Material Science and Engineering R 50* (2005) I-78
R.S. Mishra, Z.Y. Ma

- [10] D.A. Burford ,B.M. Tweedy,C.A. Widener, 6th International Friction Stir Welding Symposium FSW Aerospace III (Session 11B) October 12th, 2006
- [11] CEWAC, Centre d'étude Wallon de l'Assemblage et du Contrôle des matériaux
<http://cevac.be>
- [12] C. B. Fuller, 2007, Friction Stir Welding and Processing - Chapter 2 Friction
- [13] S. Zimmer, W. Chapeau, B. Da Costa, X. Stassart, N. Ben Slima Ayadi, L. Langlois, J.C. Goussain, B. de Meester, L. D'Alvise, Manuel Pédagogique, Le soudage par friction malaxage, friction stir welding, ISBN 978-2-900781-67-8
- [14] Self-optimization in tool wear for friction-stir welding of Al 6061_20% Al₂O₃ MMC
R.A. Prado, L.E. Murr *, K.F. Soto, J.C. McClure.
Department of Metallurgical and Materials Engineering, The University of Texas , El Paso, TX 79968-0520, USA, 2002.
- [15] Friction stir welding of ferritic steel TW. Nelson and J Q Su Brigham Youngg University.
- [16] Fukumoto M, Yasui T, Shinoda Y, Tshubaki M & Shinoda T (2004). Butt welding between dissimilar me tals by friction stirring. 5th International FSW symposium, Metz, France. 14-16. TWI (UK). Retrieved: CD-ROM.
- [17] DRH Jones et MF ASHBY, Matériaux. Dunod 1991
- [18] Sutton MA, Yang B, Reynolds AP, Taylor R. Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum. Mater Sci Eng A 2002;323(1-2):160-6.
- [19] Reynolds AP, Hood E, Tang W. Texture in friction stir welds of Timetal 21S. Scripta Mater 2005;52(6):491-4.
- [20] Dubourg, L., Gagnon, F.-O., Nadeau, F., St-Georges, L., & Jahazi, M. (2006). Process window optimization for FSW of thin and thick sheet Al alloys using statistical methods. 6th International Friction Stir Welding Symposium, St-Sauveur, CanadaTWI.
- [21] Dong, P., Lu, F., Hong, J. K., & Cao, Z. (2001). Coupled Thermomechanical Analysis of Friction Stir Welding Using Simplified Models. Science and Technology of Welding and Joining, 6 (5), 281-287.
- [22] Kim, Y. G., Fujii, H., Tsumura, T., Komazaki, T., & Nakata, K. (2006). Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy. Materials Science and Engineering A, 415, 250-254.
- [23] Y. Li, L.E. Murr et J.C. McClure. Materials Science and Engineering, 1999, vol.A271, p213

- [24] A. P. Reynolds. « Friction Stir Welding of Aluminium Alloys ». Handbook of aluminium : Alloy production and Materials Manufacturing, page 579, 2003.
- [25] Fujii H, Cui L, Tsuji N, Maeda M, Nakata K, Nogi K. Friction stir welding of carbon steels. Mater Sci Eng A 2006;429(1-2):50-7.
- [26] K. Colligan. Proc. 1st International on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, California, USA, June 1999.
- [27] H.E. Hu, L. Zhen, L. Yang, W.Z. Shao, B.Y. Zhang, Deformation behavior and microstructure evolution of 7050 aluminum alloy during high temperature deformation, Materials Science and Engineering (A 488), pp 64-71, 2008
- [28] Yuh, J. Chao, X. and Qi W. Tang. Heat Transfer in Friction Stir Welding Experimental and Numerical Studies. Department of Mechanical Engineering, University of South Carolina 300 S. Main, Columbia, SC 29208
- [29] T. Dickerson, Q. Shi, and H.R. Shercli. Heatow into Friction Stir Welding tools. In 4th International Symposium on Friction Stir Welding, Park City, Utah, USA, 2003.
- [30] A. Simar, 2006, A multiscale multiphysics investigation of aluminum friction stir welds from thermal modelling to mechanical properties through precipitation evolution and hardening Thèse de doctorat de l'Université Catholique de Louvain.
- [31] Self-optimization in tool wear for friction-stir welding of Al 6061_20% Al₂O₃ MMC R.A. Prado, L.E. Murr *, K.F. Soto, J.C. McClure. Department of Metallurgical and Materials Engineering, The University of Texas , El Paso, TX 79968-0520, USA, 2002.
- [32] A. GERLICH, P. SU, T. H. NORTH, "Magnesium Technology 2005", edited by N. R. Neelameggham, H. I. Kaplan and B. R. Powell (TMS), February 2005.
- [33] Khandkar, M. Z. H., & Khan, J. A. (2001). Thermal modelling of overlap friction stir welding for Al-alloys. Journal of Material Processing & Manufacturing Science, 7(2), 215-233.
- [34] Frigaard. Grong et O.T. Midling. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, vol.32A, p1189.
- [35] S. Zimmer, W. Chapeau, B. Da Costa, X. Stassart, N. Ben Slima Ayadi, L. Langlois, J.C. Goussain, B. de Meester, L. D'Alvise, Manuel Pédagogique, Le soudage par friction malaxage, friction stir welding, ISBN 978-2-900781-67-8.
- [36] L.E., Karlsson, L., Larsson, H., Karlsson, B., Fazzini, M. and Karlsson, J., Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA 6082, Science and Technology of Welding & Joining, Vol. 5 (5), pp. 285-296, 2000.

- [37] Rhodes, C.G., Mahoney, M.W., Bingel, W.H., Spurling, R.A., Bampton, C.C., 1997. Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum. *Scr. Mater.* 36, 69–75.
- [38] M.W. Mahoney, C.G. Rhodes, J.G. Flintoff, et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, vol.29A, p1955
- [39] Bailon, J.-P., & Dorlot, J.-M. (2005). *Des Matériaux*. Montreal, Canada: Presses Internationales Polytechnique.
- [40] Y.S. Sato et H. Kokawa. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, vol.32A, p3023.
- [41] L.E. Murr, G. Liu et J.C. McClure. *Journal of Materials Science*, 1998, vol.33, p1243
- [42] G. Biallas, R. Braun, C. Dalle-donne et al. Proc. 1st International on Friction Stir Welding, Thousand Oaks California USA, June 1999
- [43] A. von Strombeck, J.F. dos Santos, F. Torster, et al. Proc. 1st International on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, California, USA, June 1999.
- [44] A. Leonard. Proc. 2nd International on Friction Stir Welding, Gothenburg, Sweden, 2000
- [45] H. Perlitz et A. Westgren. *Arkiv Kemi Mineralogi och Geologi B*, 1943, vol.16, p13
- [46] K.V. Jata, K.K. Sankaran et J.J. Ruschau. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, vol.31A, p2181
- [47] M. James et M. Mahoney. Proc. 1st International on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, California, USA, June 1999
- [48] James, Bradley et al., 2005
- [49] Pierron, F., Green, B., Wisnom, M., and Hallett, S. (2007). Full-field assessment of the damage process of laminated composite open-hole tensile specimens. Part II : Experimental results. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, A38 :2321–2332.
- [50] Pouget, G. and Reynolds, A. (2007). Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA 2050 friction stir welds. *International Journal of Fatigue*, A 30 :463–472.
- [51] Schneider, A., J., Nunes, Chen, A. C., S., P., and G., S. (2005). Tem study of the fsw nugget in AA2195-T81. *Journal of Materials Science*, A 40 :4341–4345.
- [52] Schreier, H. and Sutton, M. (2002). Systematic errors in digital image correlation due to undermatched subset shape functions. *Experimental Mechanics*, A 42 :303–310.

- [53] Shahzad, M., Chaussumier, M., Chieragatti, R., Mabru, C., and Rezai-Aria, F. (2010). Influence of anodizing process on fatigue life of machined aluminium alloy. *Procedia Engineering*, 2 :1015–1024.
- [54] Shukla, A. and Baeslack, W. (2007). Study of microstructural evolution in friction-stir welded thinsheet Al-Cu-Li alloy using transmission-electron microscopy. *Scripta Materialia*, A 56 :513–516.
- [55] William, D., Lockwood, Tomaz, B., and Reynolds, A. (2001). Mechanical response of friction stir welded AA2024 : experiment and modeling. *Materials Science and Engineering*, A 323 :348–353.
- [56] Genevois, C., Deschamps, A., and Vacher, P. (2005b). Comparative study on local and global mechanical properties of 2024 T351, 2024 T6 and 5251 O friction stir welds. *Materials Science and Engineering*, A 415 :162–170.
- [57] D. Bolser, R. Talwar, and R. Lederich (2004). Mechanical properties of friction stir welded 7050-T7451. Technical report, The Boeing Company.
- [58] V. Richter-Trummer, S. M. O. Tavares, P. M. G. P. Moreira, P. M. S. T. de Castro Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Rua Dr Roberto Frias, 4200-465 Porto, Portugal,
- [59] Thomas LE JOLU. Étude de l'influence des défauts de soudage sur le comportement plastique et la durée de vie en fatigue de soudures par friction-malaxage d'un alliage Al-Cu-Li. Thèse 2011, MINES ParisTech Centre des Matériaux - UMR CNRS 7633 B.P. 87 91003 Evry Cedex
- [60] Srivatsan, T., Vasudevan, S., and Park, L. (2007). The tensile deformation and fracture behavior of friction stir welded aluminum alloy 2024. *Materials Science and Engineering*, A 466 :235–245.
- [61] P. Cavaliere, A. De Santis, F. Panella, and A. Squillace. Effect of anisotropy on fatigue properties of 2198 Al-Li plates joined by friction stir welding. *Engineering Failure Analysis*, 16(6) :1856_1865, 2009.
- [62] L. Magnusson and L. Källman. Mechanical properties of friction stir welds in thin sheet of aluminium 2024, 6013 and 7475. In *Proceedings of the Second International Symposium on Friction Stir Welding*, Gothenburg, Sweden, 2000.
- [63] G. Bussu and P. E. Irving. The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-t351 aluminium joints. *International Journal of Fatigue*, 25(1) :77_88, 2003.

- [64] X. Wang, K. Wang, Y. Shen, and K. Hu. Comparison of fatigue property between friction stir and TIG welds. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 15(3) :280_284, 2008.
- [65] T. L. Dickerson and J. Przydatek. Fatigue of friction stir welds in aluminium alloys that contain root _aws. *International Journal of Fatigue*, 25(12) :1399_1409, 2003.
- [66] S. Di, X. Yang, D. Fang, and G. Luan. The influence of zigzag-curve defect on the fatigue properties of friction stir welds in 7075-T6 Al alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 104(2-3) :244_248, 2007.
- [67] Y. Uematsu, K. Tokaji, H. Shibata, Y. Tozaki, and T. Ohmune. Fatigue behaviour of friction stir welds without neither welding _ash nor _aw in several aluminium alloys. *International Journal of Fatigue*, 31(10) :1443_1453, 2009.
- [68] Compact tensile CT50
- [69] C. Z. Zhou, X. Q. Yang, and G. H. Luan. Investigation of microstructures and fatigue properties of friction stir welded Al-Mg alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 98(2-3) : 285_290, 2006.
- [70] X. Wang, K. Wang, Y. Shen, and K. Hu. Comparison of fatigue property between friction stir and TIG welds. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 15(3) : 280_284, 2008.
- [71] C. Z. Zhou, X. Q. Yang, and G. H. Luan. Fatigue properties of friction stir welds in Al 5083 alloy. *Scripta Materialia*, 53(10) :1187_1191, 2005.
- [72] H. Hori, S. Makita, and H. Hino. Friction Stir Welding of rolling stock for subway. In *Proceedings of the First International FSW Symposium*, Thousand Oaks, USA, 1999.
- [73] G. Bussu et P.E. Irving. *Proc. 1st International on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks California USA, June 1999

CHAPITRE II

ETUDE ANALYTIQUE ET NUMERIQUE

II.1. Introduction.

Considéré comme le développement le plus significatif de l'assemblage des métaux au cours de la dernière décennie, le soudage par friction (FSW) est un processus d'assemblage avec un bon rendement énergétique, aussi respectueux de l'environnement et polyvalent. Des recherches significatives ont été menées dans divers domaines depuis l'invention de cette technique en 1991, [1].

Généralement, les structures soudées par FSW ont une résistance plus élevée que les celles soudés en utilisant le gaz inerte métallique (MIG) et les procédés de gaz inerte Tungstène (TIG). [2] and [3] ont comparé les résultats de fatigue des soudures par frottement avec les données obtenues pour les procédés classiques de soudage à l'arc, à savoir les procédés MIG-pulse et TIG en alliage d'aluminium (conditions T6 et T4).[4, 5] ont également comparé le comportement à la fatigue des joints réalisé par le procédé de soudage MIG traditionnel et par le procédé FSW, en observant que les pièces soudées par FSW et par MIG présentaient un rendement et des contraintes ultimes plus faibles que le matériau de base. En général, une durée de vie plus élevée pour les soudures par FSW par rapport à d'autres soudures a également été observée par [6]. Il a également été observé que FSW conduit à un abattement des propriétés mécaniques du cordon de soudure par rapport au métal de base [7].

En outre, une diminution importante de la dureté dans la zone thermomécaniquement atteinte (TMAZ) et une dureté moyenne dans le noyau a été enregistrée.

En raison de déformations thermiques et mécaniques sévères dans la zone du soudage de FSW, cette zone possède généralement diverses caractéristiques microstructurales et diverses propriétés mécaniques [8] and [9]. La propagation des fissures dans le cordon de soudure (FSW et classique) est connue pour être concernée par une contrainte résiduelle et / ou une dureté autour de la zone soudée [10] and [11]. [12] a effectué des essais de dureté sur des microéchantillons. La limite d'élasticité, la résistance à la traction et le module d'Young (E) de l'alliage d'aluminium (6082-T6) ont été mesurés à l'aide d'essais de traction sur des éprouvettes soudées et non soudées.

La modélisation du comportement à la traction d'un joint en alliage d'aluminium soudé par FSW a montré que la zone faible est la ZAT, [13]. Les paramètres de soudage affectent également les propriétés mécaniques de la soudure. La résistance mécanique du cordon de soudure est liée à la vitesse de rotation de l'outil de soudage [14] et [15]. Il est donc conseillé de choisir les meilleurs paramètres de soudage (vitesse de rotation de l'outil, sa vitesse d'avance et assurer une bonne fixation des pièces [16].

II.2 Caractéristiques mécaniques

II.2.1 Présentation du matériau

Le matériau utilisé est un alliage d'aluminium à durcissement structural le 6082-T6 soumis à un traitement thermique T6, ce qui permettra d'étudier les différents phénomènes qui se produisent lors du soudage sans impliquer le phénomène de précipitation. Cet alliage d'aluminium contient de l'aluminium, manganèse et du silicium à haute résistance. Le manganèse permet d'augmenter la ductilité et la ténacité. La condition T6 est obtenue par vieillissement artificiel à une température d'environ 180 ° C [2].

Ses caractéristiques chimiques et mécaniques sont représentées respectivement sur les tableaux II.1 et II.2.

Si	Mg	Mn	Fr	Cr	Cu	Zn	Ti	Al
1.3	1.2	1.0	0.5	0.25	0.1	0.2	0.1	98.3

Tableau II.1 : Composition chimique de l'alliage d'aluminium 6082-T6.

Material	E[MPa]	σ_e [MPa]	σ_{max} [MPa]	ϵ [%]	n	K[MPa.m ^{1/2}]
Al6082-T6	69000	260	366	13.3	0.10	22

Tableau II.2 : Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 6082-T6 [17].

II.2.2 Microdureté.

La première évaluation des propriétés mécaniques du cordon de soudure consiste à déterminer un profil de dureté à travers la largeur de la soudure.

La soudure modélisée est divisée en plusieurs zones, chacune de ces zones possède un comportement mécanique spécifique illustré sur la figure II.1.

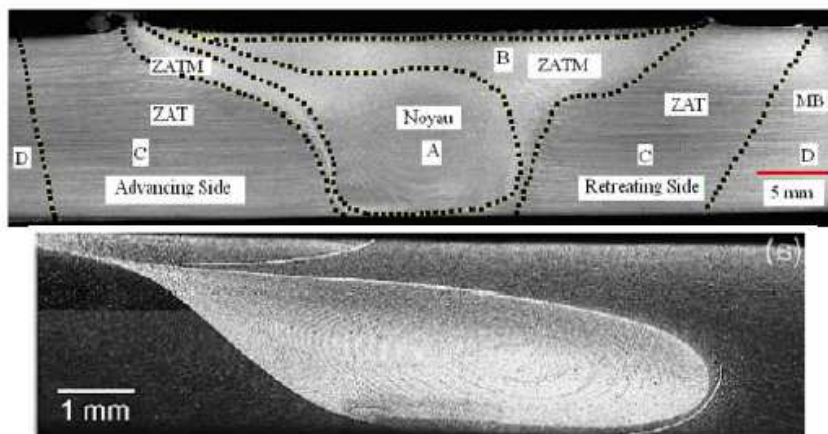


Figure II.1 : Profil d'un joint soudé par FSW [18].

La mesure de la microdureté nous donne une première évaluation des propriétés mécaniques dans les différentes zones du joint, afin d'obtenir un profil dans l'ensemble de ce dernier et d'établir où se trouvent les zones les plus faibles. Les mesures peuvent être à différents endroits de la section transversale du joint afin d'évaluer la variation locale de la résistance mécanique. De telles mesures sont souvent pratiquées à intervalles réguliers le long d'une ou plusieurs lignes horizontales sur la section transversale, permettant ainsi d'obtenir un profil de microdureté.

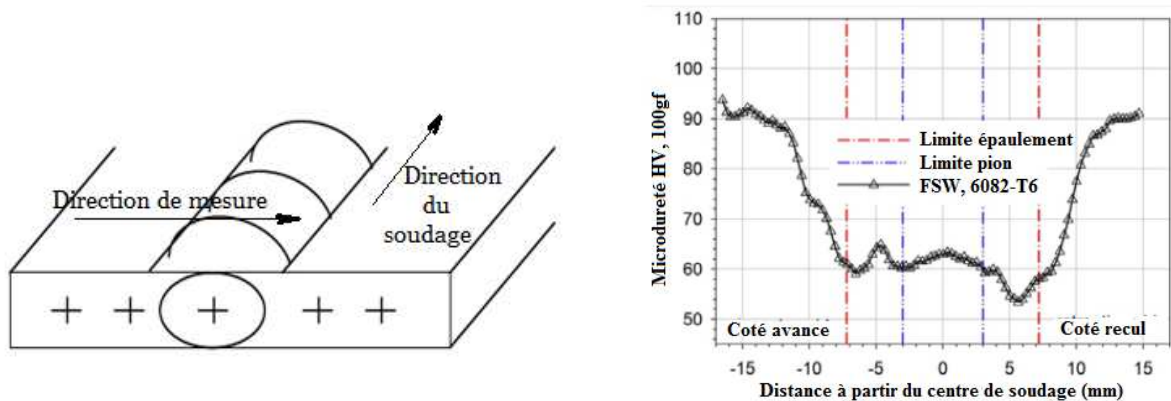


Figure II.2 : Profil de dureté à mi-épaisseur de tôle, perpendiculairement à l'axe de soudage du 6082-T6 [19].

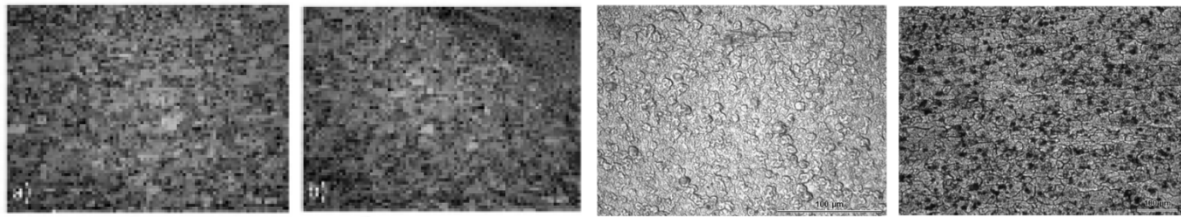
La section transversale fournit ainsi un profil de microdureté [19-20]. Les profils de dureté Vickers pour toutes les zones (BM, HAZ, TMAZ et nugget) sont présentés à la Figure II.2.

Une diminution de la dureté se produit lors de l'approche du TMAZ. On a constaté que la dureté moyenne dans le noyau, était nettement inférieure à la dureté de l'alliage de base. Il y a une zone en dehors du noyau (transition entre ZATM et ZAT) qui a la valeur de dureté plus faible. Le ramollissement du matériau lors du soudage est responsable d'un abattement de la dureté de 33% dans la zone soudée [21].

Dans [22] et [23], il est suggéré que la variation des valeurs de microdureté dans la zone soudée et le matériau de base est due à la différence des microstructures de l'alliage de base et la zone de soudure Figure II.3.

Dans les zones très déformées ZATM et noyau, la dureté enregistrée est la plus faible figure II.2 car un fort gradient de température et de déformation jouent un rôle très déterminant.

Des images de la microstructure des différentes zones de l'alliage 6082-T6 en aluminium peuvent être trouvées dans [24].



a) Grains – Métal de base b) Noyau avec de grains fins c) Grains - ZATM d) Grains - ZAT

Figure II.3: Base Métal, Noyau, ZATM et ZAT pour le AA6082-T6 [25].

Une recristallisation a été observée dans le noyau. En se déplaçant vers le métal de base, aucune recristallisation n'a été observée dans ZATM et dans ZAT.

Des micrographies optiques minces de l'assemblage soudé par FSW sont illustrées sur les Figure III.3. La soudure présente des régions distinctes comme indiqué sur ces figures.

II.2.3 Protocole numérique et propriétés mécaniques du matériau.

Les essais de traction sont modélisés et simulés dans le logiciel de calcul Abaqus FEA. Cette étape nécessite le réglage de nombreuses tailles et choix dans le modèle qui sont expliqués dans cette étude.

Un déplacement selon l'axe "y" est imposé. Un défaut est inséré pour initier et localiser la rupture.

La méthode numérique a été réalisée à l'aide d'éprouvettes rectangulaires standards [ASTM E08-04 (2004)] [26], Fig.II.4.

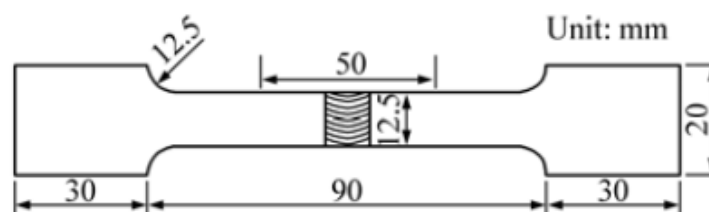


Figure II.4: Epreuve de traction [26].



Figure II.5 : Géométrie, conditions aux limites dans la simulation d'un essai de traction et zones de soudage.

Le code de calcul nécessite quelques données d'entrées qui sont représentées dans le tableau II.3.

	6082-T6	6082-T6 (FSW)
E [MPa]	68000	51200
R_p [MPa]	265	135.8
C [MPa]	1100	1100
s	0.93	0.93
S [MPa]	2	2

Tableau II. 3: Paramètres d'entrée dans Abaqus du matériau utilisé.

Les calculs sont explicites car la suppression des éléments est gérée directement par Abaqus. L'approche explicite dépend de la taille du maillage. En affinant le maillage, le temps de calcul augmente, Il est donc préférable d'utiliser une maille grossière cependant, il est également nécessaire d'affiner le maillage au voisinage de la fissure pour visualiser des phénomènes tels que la plasticité.

Les joints de soudure par FSW dans l'alliage d'aluminium 6082-T6, de 6 mm d'épaisseur ont été soumis à un certain nombre d'essais de traction. L'objectif de ce travail est d'évaluer les propriétés mécaniques et comprendre l'effet de la déformation plastique sur la microstructure des joints FSW en alliage d'aluminium.

II.2.4 Essai de traction

Des essais de traction monotone ont été effectués pour déterminer les propriétés mécaniques du matériau soudé et non soudé. La contrainte σ_y , la contrainte de rupture σ_r , et l'allongement à la rupture ϵ_r font l'objet des résultats des essais.

La simulation a été effectuée sur des éprouvettes prélevées perpendiculairement par rapport au cordon de soudure par friction malaxage FSW. Ces éprouvettes sont utilisées pour la simulation à l'aide du code de calcul ABAQUS et ont été modélisées de telle sorte qu'elles aient la forme et les dimensions des éprouvettes utilisées pour les essais de traction pour déterminer les propriétés mécaniques de chaque zone du cordon de soudure.

II.2.5. Résultats des essais et analyses

La figure III.6 montre une éprouvette rompue avec les contraintes suivant l'axe y.

Les résultats de la simulation d'une traction monotone sur le joint en alliage 6082-T6 sont illustrés sur les figures II.6.

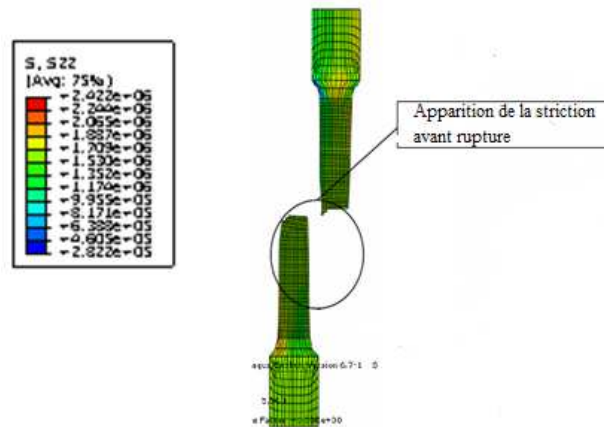


Figure II.6 : Simulation en 2D d'un essai de traction. Contraintes S22 après rupture.

Plusieurs essais ont été faits pour déterminer les propriétés mécaniques de chaque zone du soudage. Les résultats des essais sont donnés par le tableau II.4

N°	Zone	Résistance à la traction [MPa]	Zones de rupture	Elongation %	Dureté, Hv
1	Matériau de base	322.6	BM	16.8	110
2	Matériau de base	323.4	BM	15.2	
3	Matériau de base	322.7	BM	16.5	
-	Moyenne	322.9	BM	16.2	
1	Zone soudée	286	Noyau	10.8	78 to 84
2	Zone soudée	279	Noyau	10.4	-
3	Zone soudée	218	ZAT/ZATM	7.5	-
4	Zone soudée	221	ZAT/ZATM	8.6	-
5	Zone soudée	230	ZAT/ZATM	8.4	-
6	Zone soudée	225	HAZ/TMAZ	8.7	75 to 85
7	Zone soudée	211	ZAT	7.4	65 to 109
8	Zone soudée	207	ZAT	7.0	-
9	Zone soudée	213	ZAT	7.3	-
10	Zone soudée	209	ZAT	7.2	65 to 109

Tableau II.4 : Résultats des essais de traction

Les essais de traction monotone ont révélé que les propriétés de résistance et de ductilité sont plus élevées que celles données par les fournisseurs.

Les résultats d'essai de l'alliage 6082-T6 montrent que les propriétés mécaniques du cordon de soudure sont inférieures à celles du matériau de base. Ceci en pratique est expliqué par le ramollissement thermique de la soudure du essentiellement au gradient de température et de la déformation lors du soudage. Le phénomène de ramollissement cause une défaillance finale à travers la zone affectée thermiquement (ZAT) pour les soudures sans défauts et les

soudures défectueuses, bien que la défaillance de la soudure défectueuse provienne de la racine de soudure.

Les résultats des essais de traction sur des échantillons non soudés et soudés, sont mentionnés dans le tableau II.4, qui montre une réduction remarquable de la résistance à la traction (de ~ 320 MPa à 200 MPa) et de l'allongement (de ~ 16% à -7%) par rapport à la valeur nominale.

En comparant les résultats de traction pour le matériau de base avec ceux des différentes structures de la zone soudée, car chaque zone possède une structure différente, néanmoins on note que la structure du métal de base et celle de la ZAT sont très proches car cette dernière n'a subi aucune déformation plastique. On remarque que la limite élastique diminue au fur et à mesure que l'on se rapproche du noyau. La résistance à la rupture diminue aussi, mais au niveau du noyau on constate une augmentation considérable voir tableau III.4.

La dureté de la zone affectée thermiquement (ZAT) et de la zone thermomécaniquement affectée (ZATM) est inférieure à celle du métal de base. Cette différence entre la ZAT et la ZATM est attribuable à la recristallisation partielle des grains dans la ZATM qui est provoquée par le malaxage. Les points les plus doux des joints soudés correspondent aux points de rupture dans les essais de traction.

Pour chaque ensemble de paramètres de soudage, la résistance à la traction locale et la ductilité locale varient largement. La résistance à la traction la plus basse trouvée pour les soudures FSW, pour l'alliage 6082-T6 était de 64% par rapport à la résistance du métal de base. Cet abattement de la résistance suggère que les paramètres peuvent être adaptés afin de conférer les caractéristiques souhaitées de soudure.

II.3 Propagation de fissures de fatigue

La vie en propagation est normalement estimée en suivant la théorie de la mécanique de la rupture et en considérant la variation du facteur d'intensité de contraintes. On détermine la durée de vie pour les différentes zones du soudage.

En général dans la pratique la durée de vie en fatigue est divisée en trois phases.

- Phase d'amorçage de la fissure

Nous avons vu dans le paragraphe précédent que cette phase est gérée par l'état de surface du cordon du soudage. Les sites préférentiels de l'amorçage sont surtout les bavures et les sillons laissés par l'épaulement de l'outil lors du soudage. Les fissures de fatigue s'amorcent souvent au pied du cordon pour ensuite se propager à travers l'épaisseur de la pièce.

- Phase de la propagation de la fissure

La vie en propagation est normalement estimée en suivant la théorie de la mécanique de rupture et en considérant la variation du facteur d'intensité de contraintes. Dans la soudure par FSW la durée de vie la plus faible est enregistrée dans la zone affectée thermiquement (ZAT). Plusieurs auteurs ont montré que la ZAT qui a la plus faible dureté est la zone où la propagation est la plus prononcée. Cette réduction de la résistance à la propagation est liée à la présence de contraintes résiduelles en tension dans la direction longitudinale du joint [10].

- Phase de la rupture brutale.

Dans l'étude numérique on réalise une fente sur l'éprouvette pour initier et localiser la rupture. L'opération est répétée pour chaque zone. La propagation de la fissure est gérée par le logiciel.

Le facteur d'intensité des contraintes est ensuite calculé en fonction de la longueur de la fissure, en prenant compte d'un facteur de charge qui dépend de la forme de l'éprouvette.

Des courbes seront ensuite tracées pour montrer l'évolution du facteur d'intensité des contraintes en fonction de la longueur de la fissure.

II.3.1 Modélisation de l'éprouvette CT-50.

Les calculs sont faits en deux dimensions pour répondre à la contrainte de temps. De même, seule la moitié de l'éprouvette CT50 est modélisée Figure II.7.

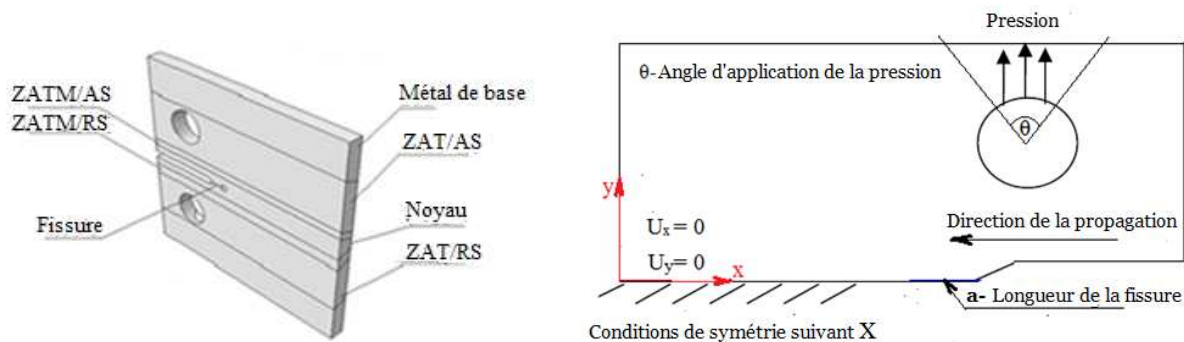


Figure II.7 : Modélisation de l'éprouvette CT-50 et conditions de fixation.

Dans les mêmes conditions expérimentales, la pression appliquée sur l'éprouvette ne doit pas dépasser l'angle $\theta = 120^\circ$.

II.3.2 Maillage de la partie fissurée et conditions aux limites

L'analyse numérique des champs mécaniques d'une partie fissurée est fortement liée à la qualité du maillage de cette partie, en particulier au voisinage de la pointe de fissure. Il est donc important de gérer le maillage à la pointe de la fissure figure II.8.

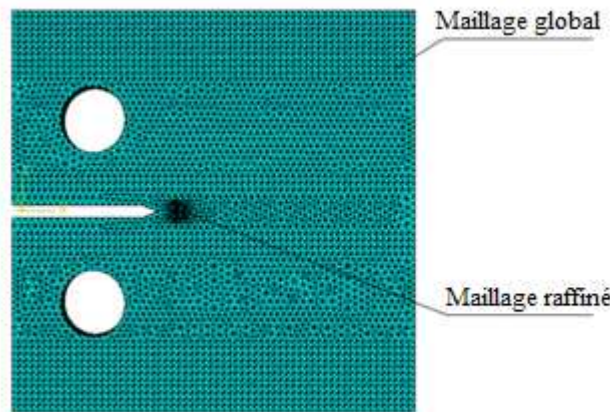


Figure II. 8 : Maillage de l'éprouvette.

La surface maître est grossièrement maillée et correspond aux éléments continus. La surface esclave est finement maillée et correspond aux éléments cohésifs.

II.3.3 Résultats numériques

II.3.3.1 Modélisation numérique

La simulation est effectuée en explicite. L'essai de l'éprouvette CT-50 est modélisé dans un logiciel de calcul par élément fini. Les figures II. 7 et 8 montrent la géométrie de l'échantillon et les limites des conditions modélisées appliquées.

Le maillage est raffiné seulement à la pointe de la fissure pour limiter la durée du calcul. Dans cette zone, le maillage est compris entre 10^{-3} et 10^{-2} mm.

Le chargement F obéit à une loi sinusoïdale insérée sous le logiciel sous forme d'amplitude périodique:

$$F = F_{sta} + F_{amp} \sin(2\pi ft) \dots \dots \dots (1)$$

Les valeurs de F_{stat} et F_{amp} sont liées au rapport de charge R ($R = 0.1$).

Le chargement est modélisé par une pression P, définie sur la surface supérieure du trou de l'éprouvette CT, comme le montre la figure III.7.

Les charges sont introduites en deux étapes au cours du calcul. Dans la première étape Fsta statique est appliquée. Ensuite, le chargement cyclique est superposé dans une deuxième étape.

Cette division est nécessaire car le calcul converge difficile si les charges sont appliquées simultanément. De même, la fréquence ne doit pas être trop élevée car sinon le calcul explicite diverge ou le critère énergétique, $E_{cinétique} \ll E_{interne}$, assurant la validité des résultats n'est pas vérifié. Le choix des paramètres de cadencement prend en compte les calculs de convergence, le critère énergétique et la nécessité de temps de calcul acceptables.

II.3.3.2 Visualisation de la propagation des fissures

Plus qu'un critère de rupture peut être associé au calcul. Un critère consiste en deux étapes, l'initiation et la propagation:

- Initiation:

Cette étape correspond au début du dommage. Il commence lorsque les contraintes et les déformations satisfont un test d'initiation. Cette phase n'est en aucun cas associée à une loi de propagation et ne modélise pas le processus de dommage.

- Propagation de la fissure:

Une loi d'évolution des dommages décrit le pourcentage de dégradation du matériau dans l'épaisseur lorsque le critère d'initiation est atteint. Une variable D, caractérisant les dommages et les contraintes nominales réelles est introduite:

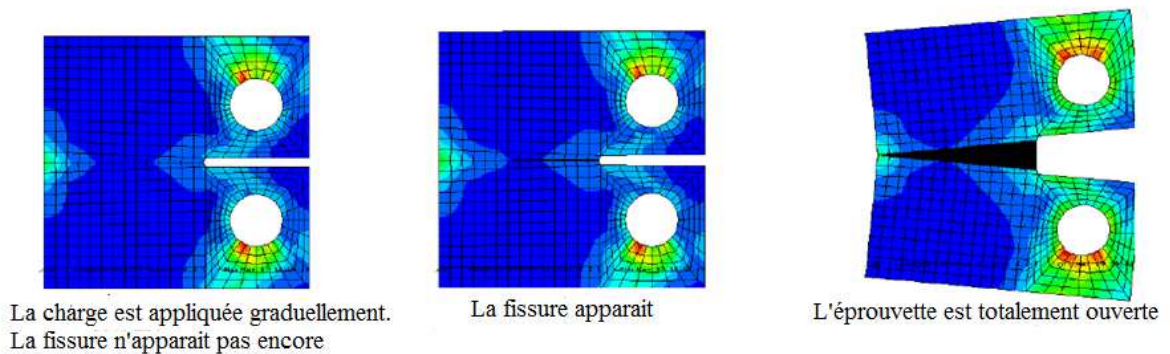


Figure II. 9: Visualisation de la propagation de la fissure.

II.3.3.3 Détermination numérique de la courbe $da / dN = f (\Delta K)$.

Le premier objectif est de comparer les courbes de Wöhler pour les différentes zones de soudage FSW.

Les essais de fatigue montrent que la capacité des joints soudés par FSW est inférieure à celle du métal de base. Les courbes de Wöhler atteignent des différences claires entre le

matériau de base (6082-T6), le Noyau, la ZATM et la ZAT. La comparaison des courbes caractéristiques (SN) des joints soudés par FSW et ceux du matériau de base montre que la résistance à la fatigue des joints soudés est significativement plus faible que le matériau de base sauf quelques points dans les zones de vie moyenne, Figure II.10.

D'autres études comparatives entre le soudage par FSW et les soudages classiques ont montré que le FSW reste quand même le plus performant d'un point de vue résistance [25].

Dans leur étude comparative entre les propriétés en fatigue des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 2024-T4 et celles du matériau de base, des essais de fatigue en traction-traction sur des éprouvettes plates d'épaisseur 4 mm à une fréquence de 89 à 93 Hz et un rapport de charge $R=0,1$ ont été réalisés [27].

La comparaison des courbes (S-N) caractéristiques des joints soudés par FSW et de celles du matériau de base montre que la tenue en fatigue des joints soudés est nettement inférieure à celle du matériau de base à l'exception de quelques points dans le domaine des grandes durées de vie.

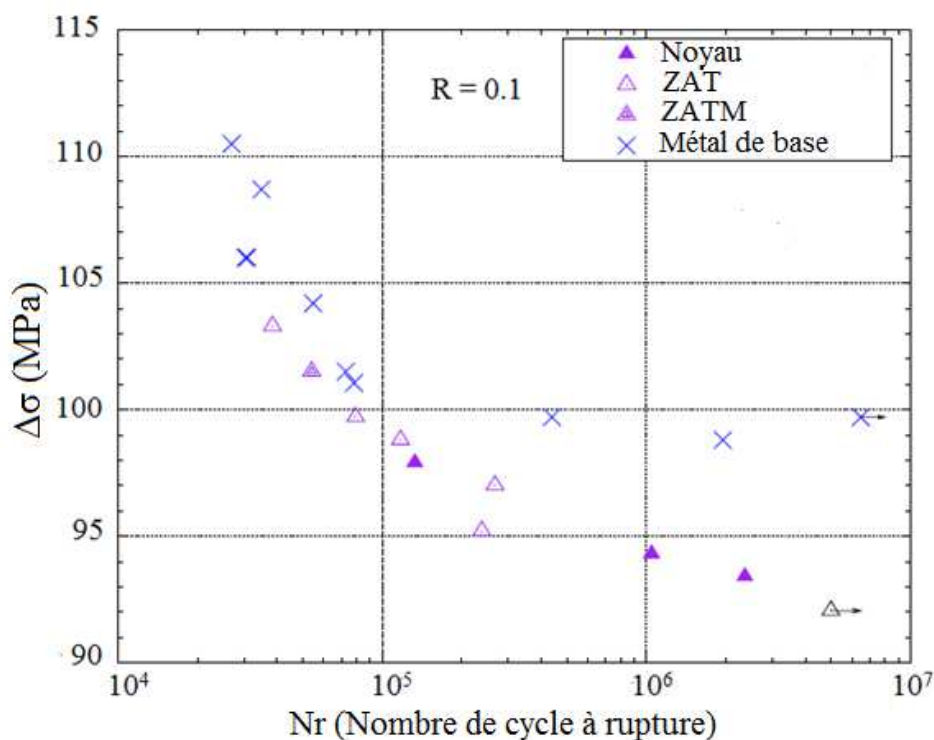


Figure II.10 : Courbes d'endurance de fatigue pour le joint soudé et métal de base [25].

Le deuxième objectif n'est pas de simuler les essais de propagation des fissures pour fort un ΔK , mais de générer numériquement la courbe da / dN en fonction de ΔK . Par conséquent, nous avons opté pour une approche par étapes. Cette méthode consiste à effectuer plusieurs simulations à différentes valeurs de ΔK pour déterminer la vitesse de propagation de

la fissure correspondante da / dN à ces points. Pour varier la valeur de ΔK , la longueur de la fissure initiale est modifiée entre chaque simulation.

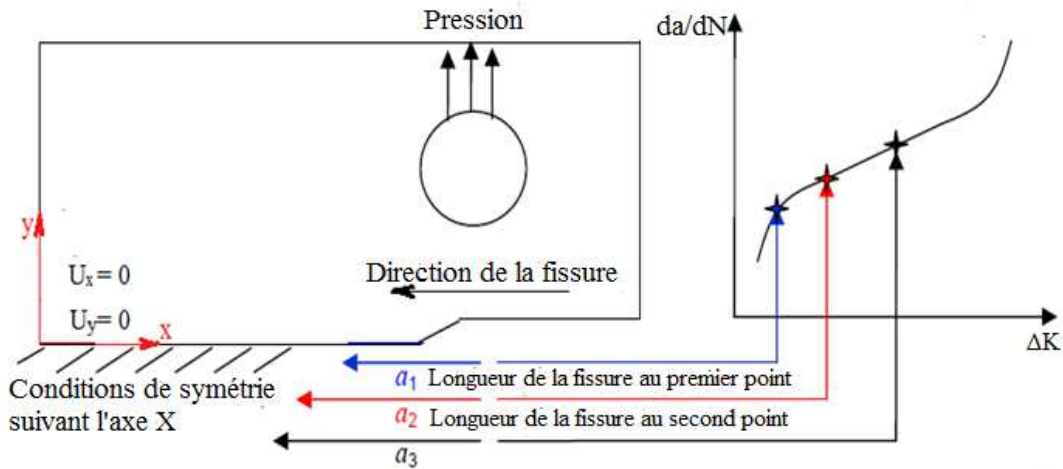


Figure II.11 : Obtention de la courbe $da / dN = f(\Delta K)$ avec la méthode point par point.

La relation entre la longueur a et ΔK est donnée par (2) et (3) pour une charge donnée F_{amp} :

$$K = \frac{F \left(2 + \frac{a}{W}\right)}{BW^{1/2} \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} f\left(\frac{a}{W}\right) \dots\dots\dots (2)$$

$$f(a/w) = 0.886 + 4.64 a/w - 13.32 (a/w)^2 + 14.72 (a/w)^3 - 5.6 (a/w)^4 \dots\dots\dots(3)$$

F: est la charge appliquée [N].

W: est la largeur de l'échantillon à partir de l'axe de chargement [m].

B: est l'épaisseur de l'éprouvette [m] et a, est la longueur de fissure.

$a/w < 0.3$ en fonction de a/w , établie par Newman [12].

Les vitesses de propagation de la fissure dans un alliage 6082-T6 pour les différentes zones de soudage d'une même soudure (Noyau, ZATM et ZAT) avec un rapport de charge $R = 0,1$ pour un éprouvette C (T).

A partir des courbes $da / dN = \Delta K$ (figure II.12), plusieurs résultats peuvent être identifiés.

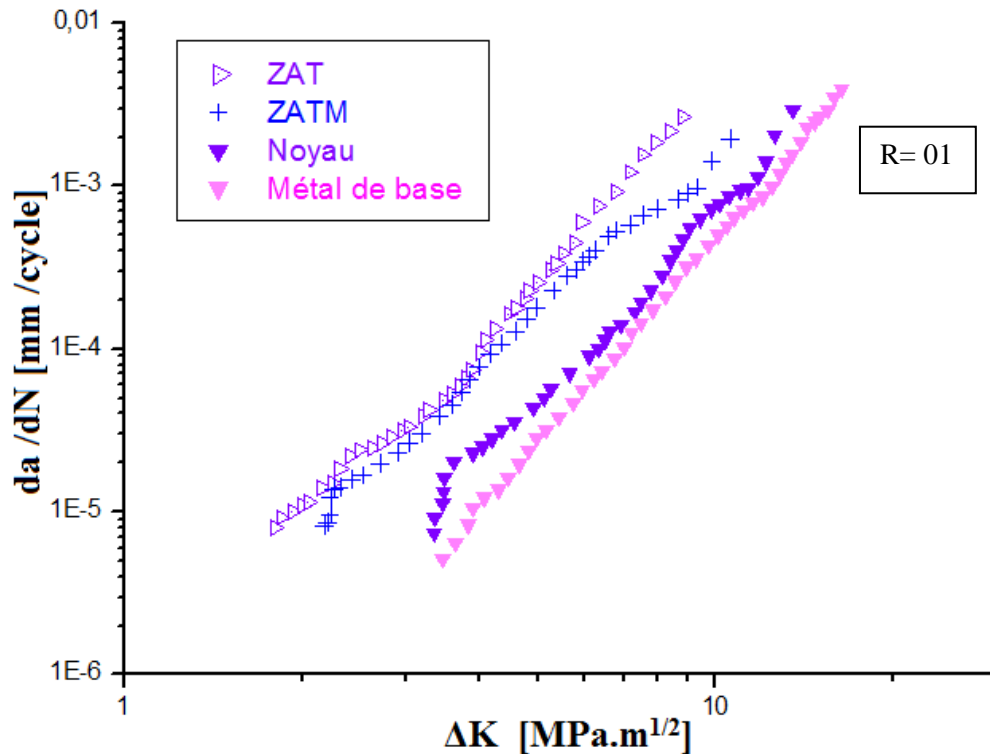


Figure II.12 : Propagation de fissures longitudinales au joint FSW en AA6082-T6.

La figure II.12 montre clairement la différence de la propagation des fissures dans les différentes zones de soudage. Nous pouvons lier cette différence à l'hétérogénéité de la structure des zones de soudage.

La vitesse de propagation la plus élevée est enregistrée dans la zone affectée thermiquement (ZAT). Dans cette même zone on a enregistré aussi la plus faible résistance.

Des études indiquent que l'introduction d'une souche plastique de 2% parallèlement à au joint, fait que la vitesse de propagation est du même niveau que celle du métal de base [27]. Les contraintes résiduelles résultantes supérieures à 2% de déformation plastique n'ont pas affecté la dureté. Ainsi, la vitesse de propagation sera principalement liée à la répartition des contraintes résiduelles.

Le taux de propagation des fissures de fatigue dépend du rapport R (contrainte minimum / maximum). La présence de contraintes résiduelles dans le cordon soudé change le rapport que, dans le sens longitudinal [24]. Les contraintes résiduelles sont en traction, ils sont de +75 MPa dans la pépite et +100 MPa dans la HAZ. Dans la direction transversale, les contraintes résiduelles sont également en tension, ils sont de +30 MPa dans le noyau et +40 MPa dans le ZAT. Les essais de fatigue de propagation des fissures effectués par [25]

montrent que la vitesse de propagation dans le noyau, la ZAT et le métal de base pour AA2024-T351 varient davantage dans la direction longitudinale que dans la direction croisée. De plus, ils indiquent que le seuil de croissance de la fissure de fatigue longitudinale dans la ZAT est d'environ $10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, comparé à $5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ dans le métal de base.

II.3.3.4 Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont une caractéristique des procédés de soudage. Ils sont causés principalement par le cycle de soudage thermique (chauffage local et refroidissement rapide). Le niveau de la contrainte résiduelle est influencé par les paramètres de soudage. [26] indiquent qu'ils augmentent avec l'augmentation du taux de charge. [24] montrent que le changement du rapport de charge modifie la forme de la distribution et la valeur maximale des contraintes résiduelles dans les directions longitudinale et transversale.

Les contraintes résiduelles ont un caractère compressif en se rapprochant de la ligne de soudure, en se transformant en un caractère de traction dans la zone de soudure à partir de la zone affectée par la chaleur. On peut observer que les valeurs plus élevées des contraintes résiduelles sont atteintes dans le côté d'avancement de l'outil. Les différences de valeurs des contraintes résiduelles dépendent de l'asymétrie du processus FSW; Il est démontré par plusieurs calculs d'éléments finis que la déformation plus élevée à travers la ligne de soudure est obtenue dans le côté de retrait de l'outil lorsqu'un sens horaire est utilisé pour la rotation.

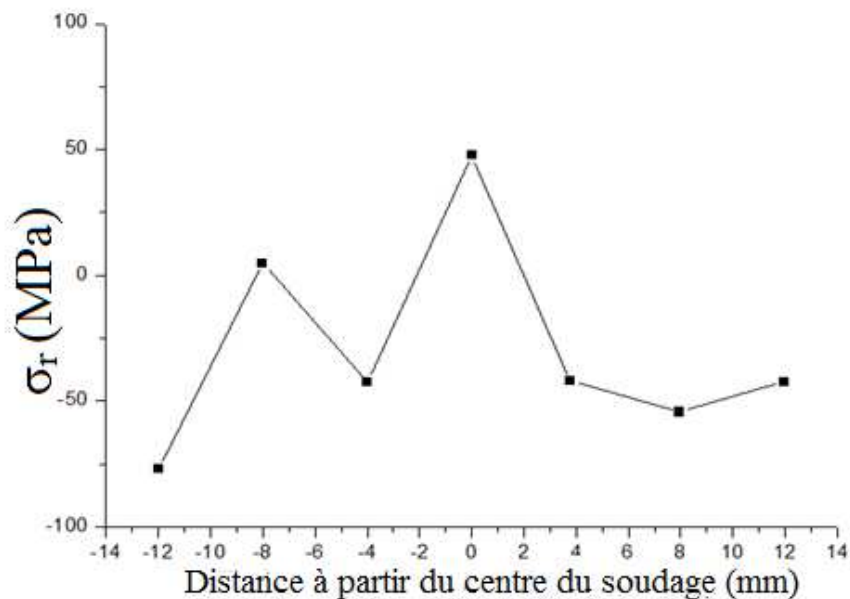


Figure II.13 : Profil des contraintes résiduelles dans la direction transversale de la soudure [28].

Les distributions de la microstructure, de la dureté et de la contrainte résiduelle dans les FSW sont toutes complexes. Des études montrent chacune d'elles dans trois régions. Il s'agit de la région du noyau, et de la zone affectée thermiquement (ZAT). Chaque région présente des valeurs qualitatives ou quantitativement distinctes de la microstructure, de la dureté et des contraintes résiduelles.

La région du noyau présente une structure fine de grains recristallisés, avec des valeurs de dureté comprises entre 110 et 140 Hv. À l'intérieur du noyau, les contraintes résiduelles sont faibles (8 MPa) parallèles à la soudure mais grandes et tendues (174 MPa) perpendiculaires à la soudure, immédiatement en dehors du noyau. La zone affectée thermo-mécaniquement se compose de grains très allongés et déformés, qui comprennent la partie la plus douce (102 Hv) de la ZAT. C'est la région avec la contrainte résiduelle enregistrée la plus élevée dans la direction longitudinale de 264 MPa, et seulement 5 MPa dans la direction transversale. Au-delà de 10-12 mm, la structure est uniquement affectée par la chaleur et contient une structure de grain de la plaque mère. La dureté grimpe rapidement dans toute la zone affectée thermo-mécaniquement atteignant un maximum à environ 20-25 mm du PJJ de près de 150 Hv. Les contraintes résiduelles dans cette région sont compressives dans les directions longitudinale et transversale, la composante transversale étant grande de 192 MPa et la composante longitudinale petite de 13 MPa.

II.3.3.5 Conséquences du soudage par friction malaxage

Le processus de soudage FSW a introduit des changements significatifs dans la microstructure à travers, dans et autour du joint. L'impact du procédé sur les propriétés mécaniques microscopiques et macroscopiques de la soudure induit des changements importants dans les propriétés et le comportement mécanique local et global de la soudure. De nombreux travaux de recherche ont été réalisés pour définir le comportement des joints soudés FSW, y compris la traction quasi-statique et la résistance à la fatigue. Des justifications sont nécessaires pour expliquer pourquoi le déclenchement des fissures de fatigue ne se produit pas dans la zone de microdureté minimale? Pourquoi peuvent-ils déclencher des fissures dans le noyau et quel est le rôle de la macrostructure, de la microstructure, de la dureté, de l'état de précipitation et des contraintes résiduelles dans ce phénomène?

Ces essais permettent de définir, pour chaque soudure, des zones critiques d'initiation de la fissure. La résistance à la rupture dans la ZAT est égale à la limite d'élasticité du métal

de base. Par conséquent, quand il ya une rupture dans la ZAT, le métal de base commence à peine à se déformer plastiquement. Ces résultats sont les conséquences des FSW.

II. 4 Conclusions

Le principe du soudage FSW implique que le matériau à l'interface des plaques à assembler est malaxé. Pour cela, il est nécessaire que le matériau soit chauffé à une température suffisante, approximativement 80% de sa température de fusion pour faciliter le mélange. Le processus du FSW est très complexe où la thermique, la mécanique et la métallurgie restent couplées. Les modèles purement analytiques ont été développés ainsi que des modèles basés sur des méthodes sans maillage, cependant, la méthode des éléments finis est toujours la plus utilisée pour modéliser le processus FSW.

Cette étude nous a permis de comprendre les mécanismes de soudage FSW et de déterminer dans un premier temps la différence de la microstructure dans la zone de soudage. Ces tests de microdureté des différentes zones sont utilisés pour confirmer les interprétations faites sur l'hétérogénéité de la structure des joints de soudure.

Compte tenu de l'hétérogénéité du soudage FSW et surtout dans le noyau, il est nécessaire de connaître les zones susceptibles d'amorcer la rupture au cours des différentes contraintes mécaniques (traction et fatigue).

Pour un défaut de soudage et un soudage correctement polis, le mécanisme de propagation des fissures est lié à trois éléments principaux: la contrainte résiduelle, l'initiation de la fissure et la microstructure de la zone de soudure.

Dans la seconde étape, cette étude a porté sur l'analyse des propriétés mécaniques du joint et du métal de base, qui montre une diminution des propriétés mécaniques du joint par rapport au métal de base.

La résistance à la fatigue sous contrainte statique diminue linéairement en fonction de la contrainte résiduelle maximale dans certaines conditions. La différence de vitesse de propagation est attribuée à la différence de microstructure autour et dans la zone de soudure plutôt qu'à l'existence de contraintes résiduelles.

Malgré le fait que les contraintes résiduelles sont minimales dans les soudures FSW par rapport à d'autres types de soudage en phase liquide, ou une quantité significative de ces contraintes peut être observée, entraînant une détérioration critique du joint et de ses performances en service.

Une soudure FSW contient des contraintes résiduelles de compression et de traction. La contrainte résiduelle maximale est localisée dans le ZAT et la contrainte résiduelle minimale est la contrainte résiduelle de compression qui est localisée dans le côté du ZATM.

La largeur du ZAT et le faible taux de refroidissement produisent une contrainte résiduelle de compression relativement faible dans la soudure.

La contrainte de compression peut être utile pour réduire la propagation de fissures.

Références Bibliographiques

- [1] W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Murch, P. Temple-Smith P, C. J. Dawes, "Friction-stir butt weldin", G.B. Patent No. 9125978.8, International patent application No. PCT/GB92/02203, 1991.
- [2] M. Ericsson, R. Sandstrom, "Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds and comparison with MIG and TIG", International Journal of Fatigue, Vol. 25, No. 12, pp. 1379–1387, 2003.
- [3] W.M. Thomas, E.D. Nicholas, Friction stir welding for the transportation industries. Mater Des (1997), 18(4-6):pp.269-73.
- [4] Moreira, P.M.G.P., de Figueiredo, M.A.V., de Castro, P.M.S.T., 2007. Fatigue behaviour of FSW and MIG weldments for two aluminium alloys. Theor. Appl. Fract. Mech. 48 (2), 169–177.
- [5] P. M. G. P. Moreira, A. M. P. de Jesus, A. S. Ribeiro, M. S. T. de Castro, "Fatigue crack growth in friction stir welds of 6082-T6 and 6061-T6 aluminium alloys: a comparison, ", Theoretical and Applied Fracture Mechanics, Vol. 50, No. 2, pp. 81-91, 2008
- [6] Y. Kobayashi, M. Sakuma, Y. Tanaka, K. Matsuoka, "Fatigue strength of friction stir welding joints of aluminium alloy 6082 extruded shape", Welding International, Vol. 21, No. 1, pp. 18–24, 2007
- [7] J. D. Costa, J. A. M. Ferreira, L. P. Borrego, "Influence of spectrum loading on fatigue resistance of AA6082 friction stir welds", International Journal of Structural Integrity, Vol. 2, No. 2, pp. 122–134, 2011
- [8] K. V. Jata, K. K. Sankaran, J. J. Ruschau, "Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 31, No. 9, pp. 2181– 2192, 2000
- [9] Long Wan, Yongxian Huang, Weiqiang Guo. Mechanical Properties and Microstructure of 6082-T6 Aluminum Alloy Joints by Self-support Friction Stir Welding. State Key

Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China. February 23, 2014.

[10] G. Busu, P. E. Irving, “The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024- T351 aluminium joints”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 25, No. 1, pp. 77–88, 2003

[11] B. Bouchouicha, Contribution à l'étude de la déchirure ductile et de la propagation des fissures en fatigue dans les joints soudés, Thèse de doctorat, Djillali Liabes University of Sidi Bel Abbès, 2007

[12] C. Genevois, “Genesis of the microstructures during friction stir welding of aluminium alloys of the serie 2000 and 5000 and resulting mechanical behavior” (Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 & 5000 et comportement mécanique résultant), Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, 2004.

[13] J. Adamowski Analysis of FSW welds made of aluminium alloy AW6082-T6. Global Service Engineering R&D, Ansaldo Energia, Via N. Lorenzi 8, 16152 Genoa, Italy. 01.08.2007

[14] J. Souto Grela, E. B. Blanco Viana, D. Martinez, E. Piñeiro, “Numerical simulation in welding process: optimizing structures with sequence and inertial study”, *Matériaux & Techniques*, Vol. 100, pp. 317–326, 2012

[15] E. Feulvarch, Modélisation numérique du soudage par friction malaxage, Thèse de doctorat de l'Université de Saint Etienne, 2005

[16] M. Merzoug, Etude paramétrique du soudage par friction malaxage, Thèse de doctorat, Djillali Liabes University of Sidi Bel Abbès, 2011.

[17] data from Mechanical laboratory of Lille (FRANCE). Laboratoire de mécanique. Université de Lille, France.

[18] Mishra RM, Mahoney MW. Friction stir welding and processing. ASM Int; 2007.

[19] Lee WB, Yeon YM, Jung SB. The joint properties of dissimilar formed Al alloys by friction stir welding according to the fixed location of materials. *Scripta Mater* 2003; 49:423–8.

[20] Lee WB, Yeon YM, Jung SB. The mechanical properties related to the dominant microstructure in the weld zone of dissimilar formed Al alloy joints by friction stir welding. *J Mater Sci* 2003; 38:4183–91.

[21] Srinivasan PB, Dietzel W, Zettler R, dos Santos JF, Sivan V. Stress corrosion

cracking susceptibility of friction stir welded AA7075–AA6056 dissimilar joint.

Mater Sci Eng A 2005;392:292–300.

[22] Cavaliere P, Nobile R, Panella FW, Squillace A. Mechanical and microstructural behaviour of 2024–7075 aluminium alloy sheets joined by friction stir welding. Int J Mach Tools Manuf 2006; 46:588–94.

[23] Scialpi A, de Giorgi M, de Filippis LAC, Nobile R, Panella FW. Mechanical analysis of ultra-thin FSW joined sheets with dissimilar and similar materials. Mater Des 2008; 29:928–36.

[24] Srinivasan PB, Dietzel W, Zettler R, dos Santos JF, Sivan V. Stress corrosion cracking susceptibility of friction stir welded AA7075–AA6056 dissimilar joint. Mater Sci Eng A 2005;392:292–300.

[25] Ericsson M, Sandstrom R. Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. Int J Fatigue 2003; 25:1379–87.

[26] ASTM E8-3, Standard test methods for tension testing of metallic materials; 2004.

[27] Di, S., Yang, X., Luan, G., and Jian, B. Comparative study on fatigue properties between AA2024-T4 friction stir welds and base materials. Materials Science and Engineering, A 435-436:389–395. (2006).

[28] V. Proton Caractérisation et compréhension du comportement de structures en alliage d'aluminium-cuivre-lithium 2050 assemblées par Friction Stir Welding (FSW). Doctorat de l'université de Toulouse. Novembre 2012.

CHAPITRE III

ETUDE EXPERIMENTALE

III.1 Introduction.

Les procédés d'assemblages permanents entrent dans la fabrication de 80% des produits manufacturés. Le soudage représente une grande majorité de ces procédés. Il permet l'obtention d'une liaison complète entre deux pièces.

Les procédés de soudage les plus répandus utilisent l'arc électrique comme source de chaleur. Les matériaux sont localement mis en fusion par cette chaleur et après refroidissement la liaison entre les pièces à assembler est complète. Dans ce cas, les matériaux doivent être compatibles pour que la solidification produise un cordon résistant. Une solution alternative est le soudage par friction-malaxage, le Friction Stir Welding (FSW), qui met en œuvre la dissipation énergétique par frottement comme source de chaleur. Ce procédé a l'avantage de pouvoir assembler des matériaux qui ne sont pas compatibles pour réaliser un assemblage par fusion : Aluminium/aluminium, aluminium / acier, acier / titane [1].

Le soudage par friction malaxage fait partie de la famille des procédés se déroulant à l'état solide, alliant frottement et grandes déformations, la chaleur ainsi créée modifie la nature du matériau qui devient rapidement visqueux. Son entraînement par le pion de malaxage assure généralement des modifications métallurgiques propices à une qualité de joint accrue, ainsi qu'à des déformations résiduelles inférieures à celles observées lors de soudage entraînant la fusion.

Ce procédé d'assemblage présente une originalité manifeste puisque le soudage est effectué à l'état solide, ce qui peut contribuer à supprimer la naissance des défauts liés à la phase de solidification par rapport au soudage classique.

Dans cette partie nous consacrerons notre étude sur l'alliage utilisé, la machine et les conditions de soudage ainsi que les techniques utilisées pour la caractérisation de la microstructure et des propriétés mécaniques des différentes zones du cordon de soudure.

Le principe du soudage par friction malaxage consiste à brider deux plaques bout à bout sur une fraiseuse sur laquelle un outil de soudage FSW sera adapté. Les plaques doivent être en contact et préalablement nettoyées à l'alcool puis polies en surface et sur les bords.

La planéité des plaques doit être vérifiée, en mesurant leur épaisseur tout au long du joint.

L'outil approprié, composé de deux parties essentielles, un épaulement et un pion est animé par un mouvement de rotation (700 à 2000 tours/min) et un mouvement de translation (40 à 400 mm/min) selon le matériau des plaques à souder, pénètre entre les deux plaques et crée un état « pâteux » du matériau par la chaleur engendrée par friction.

Plusieurs recherches ont été développées en vue de relier l'incidence des morphologies du pion et de l'épaulement sur la qualité du soudage, qui dépend également de plusieurs paramètres influant sur le comportement mécanique et en fatigue du joint soudé, à savoir :

- La vitesse de rotation de l'outil
- La vitesse de soudage (vitesse d'avance)
- Le matériau des plaques à souder
- Le matériau et la morphologie de l'outil de soudage

Le but de notre travail est d'abord en première étape de réaliser des joints de soudure sans défauts apparents, c'est une étape de préparation importante avant d'y prélever les échantillons qui seront soumis en deuxième étape aux tests mécaniques. Elle permet aussi de déterminer les conditions pratiques de soudabilité. Parmi ces conditions, on retrouve le bridage des tôles et leur alignement, l'usure de l'outil, la précision limitée des équipements et la faible reproductibilité.

Le soudage est exécuté sur une fraiseuse verticale, située dans les ateliers du département de Génie-mécanique de la faculté de technologie de l'université Djillali Liabes de Sidi Bel-Abbes. Les soudures sont exécutées en utilisant deux tôles d'aluminium le AA 6082-T6. Dans un premier temps l'outil est animé d'une fréquence de rotation ω dans le sens horaire qui pénètre dans la matière à une vitesse de plongée. Le couple appliqué par l'outil se stabilise rapidement, laissant supposer que les conditions thermomécaniques sont constantes pour l'ensemble des échantillons testés Figure II.1.

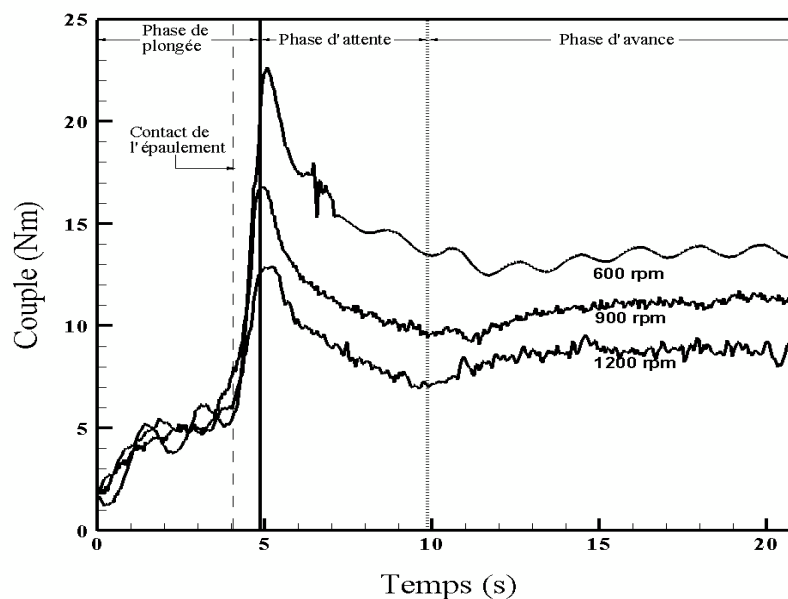


Figure III.1 : Variation du couple durant les phases de plongée, d'attente et d'avance [2].

Dans le but d'étudier les liens existant entre les paramètres de soudage, la microstructure du matériau dans le joint soudé et les propriétés en service de ces derniers, une caractérisation systématique de la microstructure et de la surface des joints soudés doit être faite. Ensuite, la mesure des propriétés mécaniques en traction et en fatigue de ces joints sera réalisée. La relation entre la vitesse de rotation et celle d'avance est illustrée sur la Figure II.2. Les vitesses d'avance et de rotation sont choisies de façon à demeurer à l'intérieur d'une fenêtre opératoire (zone ombrée) définie au cours d'une étude préliminaire, afin d'éviter les défauts se produisant lorsque la soudure est trop chaude ou encore trop froide.

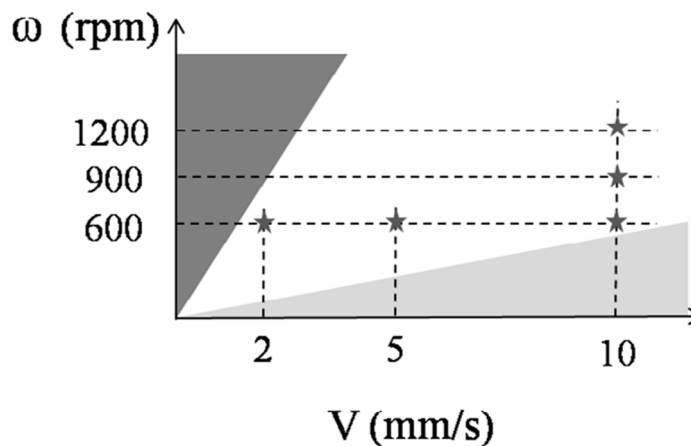


Figure III.2 : Relation entre la vitesse de rotation et la vitesse d'avance au cours du soudage [3].

L'effet de la vitesse de rotation a été analysé pour une vitesse d'avance élevée, donc pour des soudures relativement froides. Ce choix a été fait afin de mieux isoler l'effet de la vitesse de rotation sur l'écoulement. Cet effet est plus facilement perceptible pour une soudure froide, puisque la vitesse d'avance a une influence plus importante sur l'énergie de soudage.

Des recherches ont été faites pour déterminer les meilleures conditions (vitesses de rotation et vitesse d'avance) pour nous permettre de réaliser un joint de soudure dans des conditions optimales sans défauts apparents afin de prélever des échantillons qui seront ensuite soumises à des essais de traction et de fatigue.

Le tableau suivant représente les paramètres de soudage. Les valeurs maximales sont limitées par la capacité de la machine possédant une vitesse de rotation variant de 355 à 2000 trs/min et l'usure prématurée de l'outil de soudage, Tableau II.1 [4].

Essai n°.	Vitesse de rotation ω [tr/min]	Vitesse de soudage [mm/min]	ω/V	ω^2/V
1	710	40	17,75	12602,5
2	710	80	8,875	6301,25
3	710	100	7,1	5041
4	710	200	3,55	2520,5
5	710	400	1,775	1260,25
6	1000	40	25	25000
7	1000	80	12,5	12500
8	1000	100	10	10000
9	1000	200	5	5000
10	1000	400	2,5	2500
11	1400	40	35	49000
12	1400	80	17,5	24500
13	1400	100	14	19600
14	1400	200	7	9800
15	1400	400	3,5	4900
16	2000	40	50	100000
17	2000	80	25	50000
18	2000	100	20	40000
19	2000	200	10	20000
20	2000	400	5	10000

Tableau III.1 : Paramètres de soudage (vitesse de rotation /vitesse de soudage) [4].

On distingue deux types de soudures, les soudures chaudes dont le rapport « r » égal à la vitesse de rotation/ vitesse d'avance doit être supérieur à 1 et les soudures froides avec un rapport inférieur à 1. Nous pouvons constater que toutes les valeurs du rapport r déterminées par [4] et représentées dans le tableau II.1, sont supérieures à 1 d'où tous les essais ont été faits avec des soudures chaudes.

La vitesse de 355 trs/min n'a pas été volontairement utilisée, car elle induisait une augmentation brusque de la température et une usure prématurée du pion de l'outil de soudage.

Une représentation graphique des combinaisons de paramètres possibles permettant un soudage satisfaisant avec une absence de défauts et des caractéristiques mécaniques acceptables qui dépendent du matériau soudé, de son épaisseur, de la configuration de soudage et du mode de bridage des pièces et de l'outil appelée fenêtre de soudage. A chaque configuration de soudage correspond une fenêtre de paramètres. La figure II.3 montre où se situe les défauts aux frontières du domaine de la soudabilité. Une étude a été faite pour montrer l'apparition des défauts en fonction des paramètres opératoires [2].

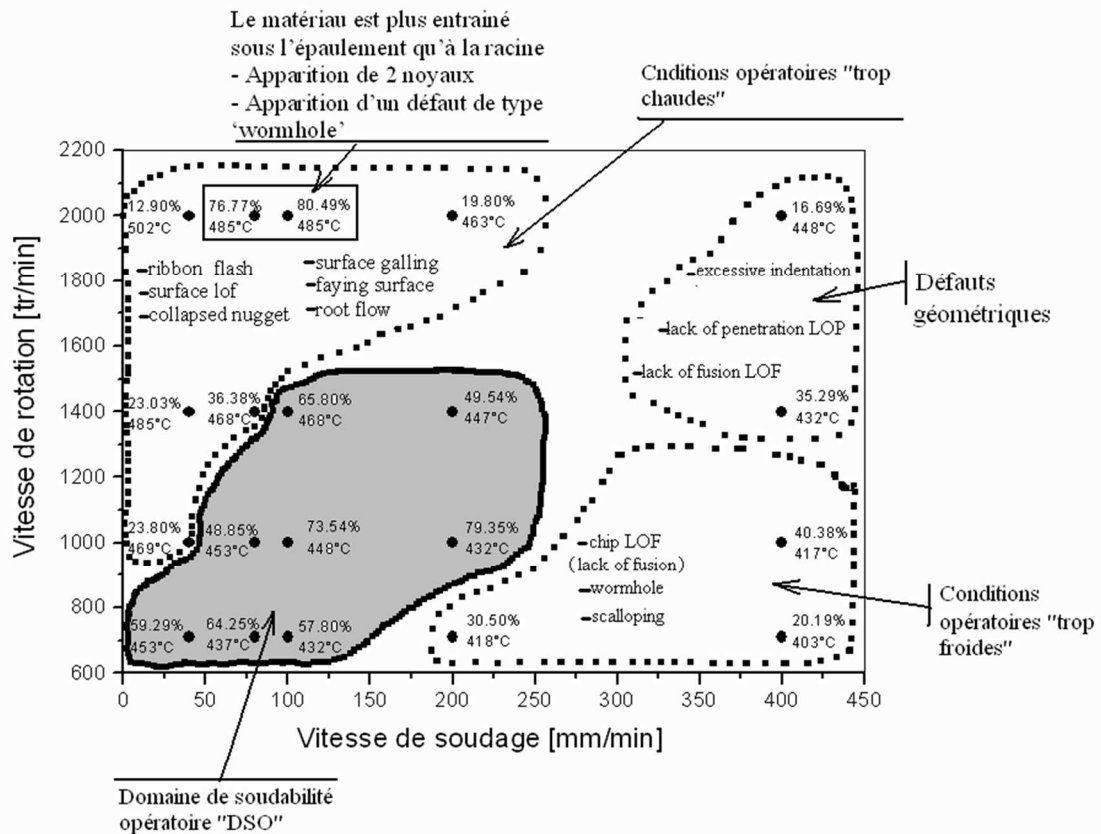


Figure III.3 : Présentation d'un domaine de soudabilité opératoire [5].

On peut identifier un point et une plage de fonctionnement entraînant la formation d'un joint sans défauts apparents et autour de cette plage on constate la formation de défauts dus à des conditions opératoires non appropriées c'est-à-dire soit trop chaudes ou trop froides.

Dans le même contexte [5] parlent de températures idéales qui sont comprises entre 70% et 80% de la température de fusion et au delà de ces températures les cordons de soudures ne sont pas de qualités acceptables.

Ces analyses sont basées sur des approches expérimentales. Quelques paramètres influencent la qualité du joint de soudé et en particulier l'outil qui génère des gradients thermiques et mécaniques affectant les propriétés mécaniques du joint.

Les essais de traction ont montré que les paramètres vitesse de rotation et vitesse d'avance suivantes donnent une bonne qualité de soudure [4].

- 710trs/min, 80mm/min
- 1000trs/min, 100mm/min
- 1400trs/min, 100mm/min
- 2000trs/min, 80mm/min
- 2000trs/min, 100mm/min

En général, le rapport vitesse d'avance / vitesse de rotation de l'outil donne une première indication pour qualifier la soudure. Ainsi, pour un rapport élevé (la distance parcourue par rotation de l'outil est importante), la soudure peut être qualifiée de froide et le malaxage de la matière est moins prononcé. Pour un rapport faible, la soudure peut être qualifiée de chaude et le malaxage est plus prononcé.

L'expérience montre que la vitesse d'avance a l'effet le plus important sur les champs de température (source de chaleur qui se déplace à une vitesse définie) et qu'elle affecte grandement les cycles thermiques de soudage et les transformations métallurgiques (précipitation en ZAT, recristallisation,). La vitesse de rotation conditionne l'évolution structurale dans le noyau du cordon et dans la Zone Affectée Thermomécaniquement. En soudage par FSW, d'autres paramètres sont également très importants. Il est particulièrement indispensable d'optimiser les conditions de démarrage du cordon (vitesse de pénétration, dwell-time) qui affectent la qualité du futur joint soudé.

Enfin, la géométrie de l'outil et la matière utilisée pour sa réalisation sont très importantes. L'outil doit en effet présenter une tenue mécanique élevée à chaud. Pour le soudage d'alliages à bas point de fusion (alliage d'aluminium, de magnésium, de zinc, ..), il est commun d'utiliser un acier à outil traité, tandis que pour le soudage de matériaux à plus haute température de fusion, ce choix conditionne la réussite du procédé.

Le pion peut également présenter des formes très variées. Ces pions peuvent être cylindriques ou tronconiques avec ou sans filetage. De nombreuses études concernant la géométrie des outils de soudage [3] ont été réalisées notamment par le TWI mais les résultats restent pour la plupart confidentiels. Une optimisation de l'outil permet en effet d'améliorer le malaxage pour des vitesses élevées en limitant les préparations avant soudage.

III.2 Gamme de fabrication des pièces soudées par FSW

Cette étape comprend deux phases, la première consiste à la préparation des plaques à souder, l'outil de soudage et aux paramètres de soudage. La deuxième comprend la phase de soudage pour des outils conventionnels, elle montre le processus de soudage.

II.2.1 Phase de préparation

Le mode opératoire du procédé de soudage par FSW est décrit sur la Figure II.4. Il peut s'apparenter à une opération d'usinage classique. La procédure de mise en œuvre est particulière à la technologie d'outil utilisé (elle est identique pour l'outil conventionnel).

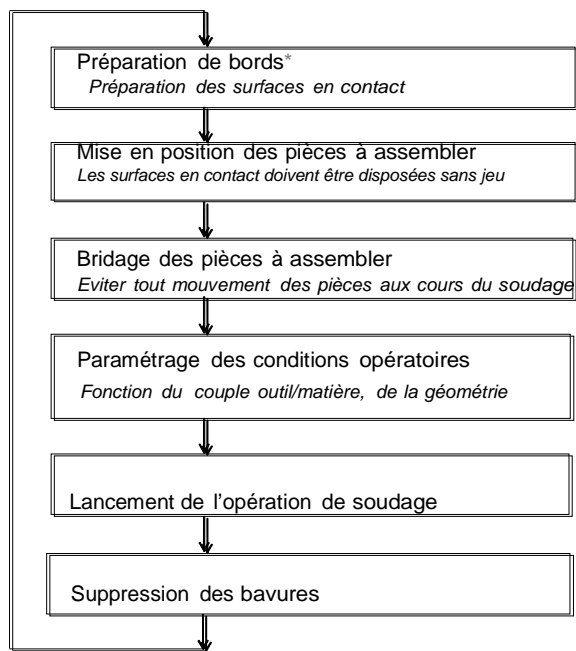


Figure III.4 : Mode opératoire du processus de soudage par FSW [6].

La première étape correspond à la préparation des bords. Il n'est pas nécessaire de réaliser des chanfreins permettant d'accueillir le métal d'apport comme lors du soudage à l'arc. Par contre, en FSW, il est recommandé que les surfaces en contact soient planes, afin de pouvoir les assembler sans jeu. La phase de préparation dépend de l'état de surface initial et des défauts de planéité des pièces avant assemblage. En effet, une certaine tolérance d'accostage peut être permise par le procédé. Sa valeur dépendra du matériau, de l'outil et de son inclinaison. Plus le jeu entre les deux plaques sera important, plus la fenêtre d'application sera réduite.

La préparation des bords peut également comprendre la mise en place d'appendices (Figure II.5) aux extrémités des pièces dans lesquels l'outil démarre et termine sa trajectoire de soudage (les appendices sont ensuite éliminés, et on évite ainsi la formation de défauts en début et en fin de séquence de soudage).

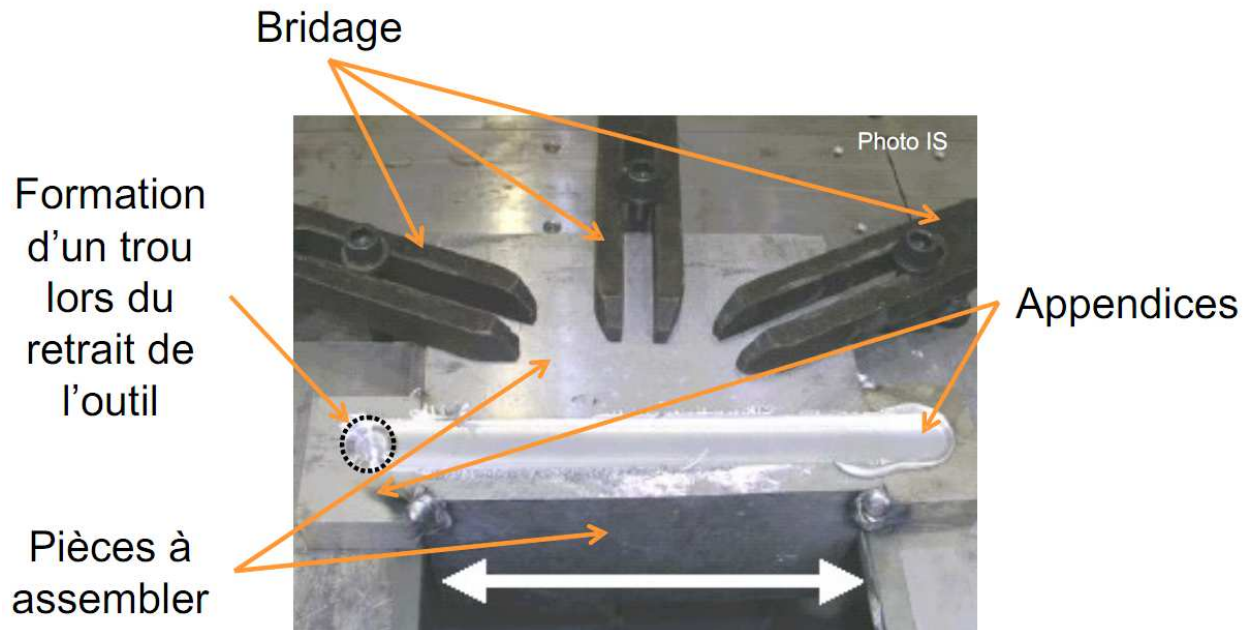


Figure III.5 : Préparation des bords avec mise en place d'appendices avant soudage [6].

III.2.2 Phase de soudage

La phase de soudage comprend tout d'abords une approche de l'outil qui est mis en rotation avec le mandrin des pièces à souder. L'entrée de l'outil (pion) jusqu'à l'application de l'effort de forgeage par l'épaulement sur les pièces à souder. Un temps de maintien est ensuite enregistré, c'est une courte phase d'attente qui permet à la matière de monter en température, afin de faciliter le déplacement de l'outil le long de l'interface entre les deux pièces à souder.

L'outil, ensuite est animé d'un mouvement d'avance à l'interface du joint. C'est la phase de réalisation du joint de soudure.

A la fin de l'opération du soudage l'outil est remonté, cette opération se fait en deux temps.

Dans le premier temps, le pion est rétracté progressivement afin d'éviter la formation d'un trou, puis l'outil complet peut être retiré.

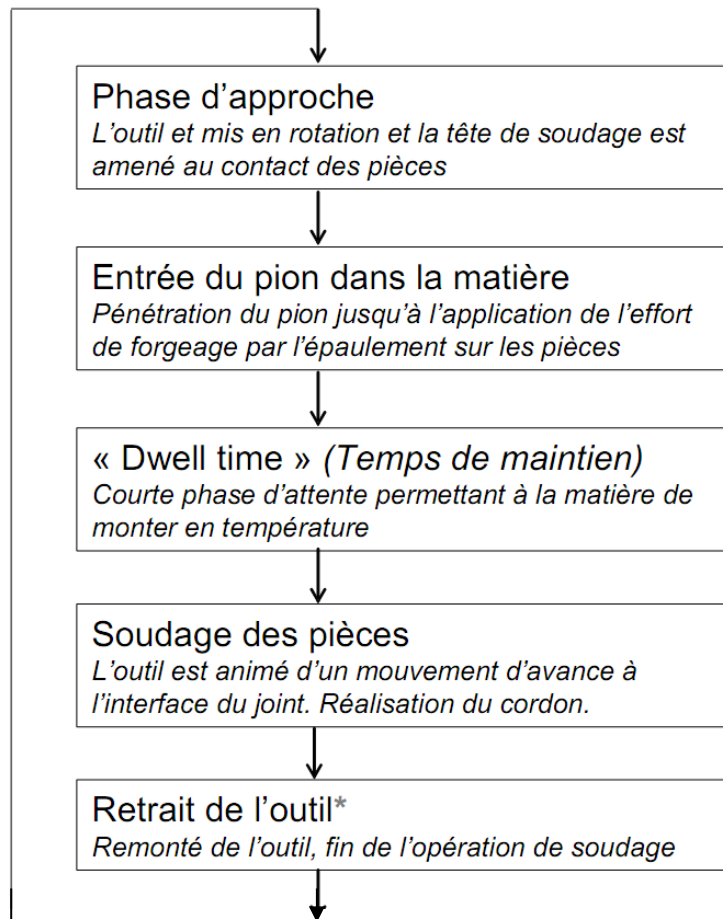


Figure III.6 : Processus de soudage [6].

III.3. Protocole expérimental

III.3.1. Présentation du matériau

Le matériau utilisé est un alliage d'aluminium le AA6082, à durcissement par précipitation soumis à un traitement de type T6, il nous servira à comprendre les différents phénomènes qui se produisent durant le soudage. L'alliage d'aluminium 6082 est un alliage de résistance moyenne avec une excellente tenue à la corrosion. Il est le plus résistant des alliages de la série 6000 et sa température de fusion varie de 570 à 660_C.

Comparé aux alliages de la série 2000 sa résistance à la corrosion provient de la faible quantité de cuivre qu'il contient ce qui dans le contexte du FSW prend une importance notoire, dans les zones affectées thermiquement et thermomécaniquement notamment. L'addition du manganèse contrôle la structure de grain qui à son tour conduit à un alliage plus résistant.

Cet alliage a été choisi car il possède de bonnes propriétés mécaniques.

III.3.2 Outil de soudage

L'outil de soudage est composé d'un épaulement et d'un pion représenté par la Figure II.7. Le pion assure la majeure partie du malaxage et l'épaulement, la majeure partie de la puissance thermique de frottement. Le diamètre de l'épaulement est de 12mm, celui du pion est de 5 mm et sa hauteur est de 6 mm figure II.7.



Figure III.7 : Mandrin et outil de soudage FSW

L'outil a été réalisé au sein de l'université Djillali Liabes (Département génie mécanique) avec un acier fortement allié qui possède une très bonne dureté et une ténacité élevées ainsi qu'une bonne tenue à chaud.

D'autres types d'outils avec des formes de pions différentes qui donnent des résultats plus performants sont utilisés pour le soudage FSW. Ces outils ont la partie du pion fileté ou bien de formes prismatiques qui permettent un très bon malaxage de la matière au cours du soudage, figure II.8.

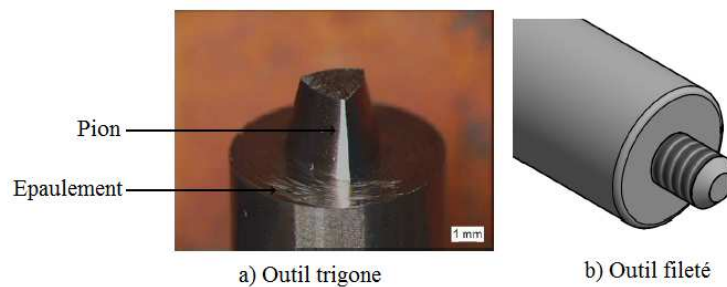


Figure III.8 : Outil de soudage FSW (Trigone et fileté) [8].

III.3.3 Machine de soudage

La Figure II.9 présente une fraiseuse verticale disponible dans les ateliers du département de génie mécanique de l'université Djillali Liabes de Sidi Bel-Abbes. La

machine outil a servie tout d'abords à réaliser le soudage par friction malaxage sur des pièces en aluminium de type 6082-T6. Les pièces soudées ont ensuite été découpées sur la même machine sous formes d'éprouvettes CT- 50.

Le réglage des vitesses de rotation de l'outil (figure II.7) et sa vitesse d'avance ont été choisies en fonction du matériau utilisé et en prenant compte du rapport des vitesses « r » qui définit la qualité du cordon de soudure.



Figure III.9 : Machine de soudage (Fraiseuse verticale).

Une vitesse de rotation de 1400trs/min et une vitesse d'avance de 100mm/min (tableau II.1) ont été adoptées sur la machine. Les valeurs choisies des vitesses ont été testées, ils donnent une très bonne qualité et une bonne résistance du cordon de soudure.

III.3.4 Epreuves soudées

Les soudures ont été réalisées d'abords sur des tôles en alliage d'aluminium 6082-T6, puis découpées sous forme d'éprouvettes CT-50 figures II.10.



Figure III.10 : Tôles soudées en alliage d'aluminium 6082-T6.

Le perçage des trous et les fentes sont réalisés après découpe et finition des éprouvettes.

Plusieurs éprouvettes avec des positions différentes du joint soudé dans différentes zones (Noyau, ZATM/AS, ZATM/RS, ZAT/AS, ZAT/RS et métal de base), ont été usinées en vue d'étudier leurs comportements mécaniques et éventuellement la propagation de la fissure dans ces différentes zones.

L'étape de fabrication des joints soudés vise à obtenir des joints qui sont produits dans des conditions industrielles normales et qui pourrait être mis en service afin d'établir quelles sont les causes de rupture pour de tels joints. Il a fallu concevoir une procédure de fabrication systématique permettant d'obtenir des joints soudés sains exempts de bavures excessives ou d'un manque de pénétration à la racine.

Une telle procédure est mise en place et elle sera décrite en détail. Une caractéristique importante de cette procédure concerne le mode de contrôle. En effet, le soudage doit être réalisé en contrôlant précisément la force verticale appliquée (et non en contrôlant la position verticale), pour assurer une meilleure reproductibilité. Cela est dû au fait que le soudage est moins sensible à de légères variations de la force verticale qu'à de légères variations de la position verticale de l'outil. Au cours de l'optimisation de la procédure de fabrication, la valeur de la force verticale est ajustée afin d'éviter l'apparition de bavures latérales trop importantes Figure II.11.

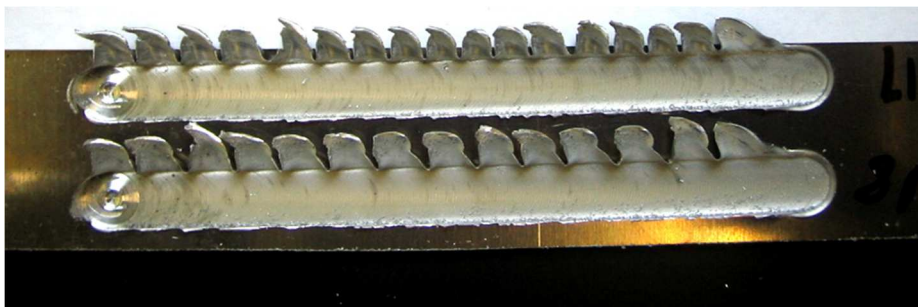


Figure III.11 : Bavures latérales excessives obtenues en utilisant une force verticale trop grande[7].

Une fois les pièces terminées, elles seront soumises à un polissage, avant de subir une série de test pour vérifier la dureté des différentes zones de soudage et leur comportement mécanique et en fatigue.

III.3.5 Profil de dureté

L'optimisation du procédé nécessite qu'une caractérisation mécanique des joints soit effectuée. La pratique la plus couramment utilisée est la mesure de la microdureté qui nous donne une première évaluation des propriétés mécaniques dans les différentes zones du joint, afin d'obtenir un profil dans l'ensemble de ce dernier et d'établir où se trouvent les zones les plus faibles, nous avons utilisé un Microduromètre HMV 2000 figure III.12.



Figure III.12 : Microduromètre HMV 2000.

Les mesures de microdureté ont été faites au Laboratoire des matériaux et systèmes réactifs (LMSR) du département de génie mécanique de l'université Djillali Liabes de Sidi Bel-Abbes.

Les mesures de dureté nous ont permis d'abords de délimiter les différentes zones de soudage (Noyau, ZATM, ZAT et Métal de base) et de montrer la variation de la dureté à travers ces zones. La figure II.13 illustre les résultats des mesures.

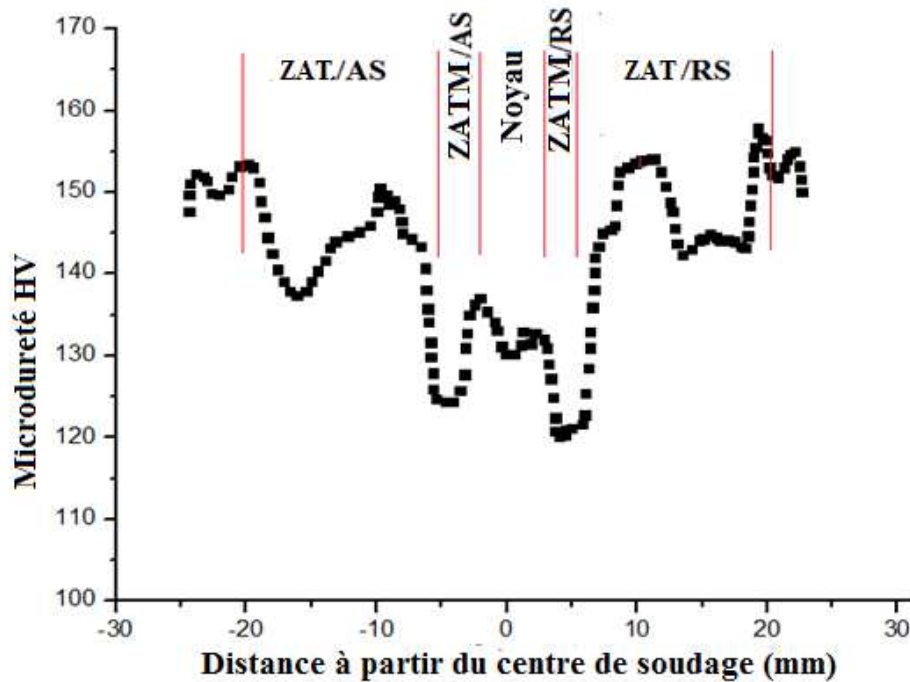


Figure III.13: Profil de microdureté de l'alliage 6082-T6.

La valeur minimale de la dureté a été enregistrée à la limite ZAT/ZATM, coté retreating side.

Une augmentation de la dureté dans le noyau est expliquée par la recristallisation complète de la structure dans cette zone. En effet Le fort gradient de température (environ 0.8 fois la température de fusion de l'alliage) et un fort gradient de déformation influent considérablement sur la microstructure dans le cordon de soudure.

Le noyau qui est souvent caractérisé par une texture de cercles concentriques appelée "onion rings" leur origine provient de la cinématique du champ de vortex selon [9], peut être clairement identifié. Localisé au niveau du passage du pion, le noyau est constitué de grains de taille parfois plus fine que celle des grains du "flow arm zone". C'est la zone d'histoire thermomécanique intense. Le "flow arm zone" qui provient du forgeage de la surface de la tôle par l'épaulement est constitué de grains de taille très fine.

La ZATM se caractérise par des grains allongés distordus jusqu'à la verticale dans les zones les plus proches du noyau.

Dans la ZAT, la déformation plastique est négligeable ou inexistante et l'évolution de la microstructure est gouvernée par la thermique dans cette zone.

Par ailleurs, les essais de microdureté permettent de confirmer les interprétations faites sur l'hétérogénéité de la structure des joints de soudure. Ainsi, beaucoup d'études sont faites

dans le but de comparer les différentes zones que sont la ZAT, la ZATM et le noyau [10], [11]. Cependant, les profils de dureté souvent rencontrés dans la littérature sont variés et concernent principalement les alliages d'aluminium à durcissement structural (séries 2000,6000 et 7000) et à durcissement par écrouissage (séries 1000, 5000).

Pour les alliages d'aluminium à durcissement structural, comme leur nom l'indique, leur profil de dureté dans la soudure est fortement lié à l'état de précipitation. De véritables phénomènes de redissolution, de coalescence et de précipitation suite à une histoire thermomécanique variée font apparaître un profil de microdureté hétérogène dans la section transversale de la soudure.

Des essais de traction sont généralement réalisés pour caractériser le comportement mécanique des différentes zones de soudage (ZAT, ZATM, Noyau et le métal de base).

Le tableau III.6 illustre les résultats des essais de traction sur des échantillons non soudés et soudés, Réalisés par [12].

Ces essais ont montré une réduction remarquable de la résistance à la traction (de ~ 270 MPa à 160-170 MPa) et de l'allongement (de ~ 9% à ~ 6%) par rapport aux valeurs nominales du métal de base. Cinq échantillons des six fracturés dans le ZAT, le sixième fracturé dans le noyau (tableau III.2). Dans la ZAT, la rupture est localisée à une certaine distance (environ 6 mm) de la ligne de fusion.

Matériau/Zones	σ_e [MPa]	σ_r [MPa]	ε_r [%]	E [MPa]
Métal de base	260	366	13.3	69000
Noyau	194.64	274	10.1	53656
ZATM	156.99	221	8.6	46764
ZAT	135.8	193.6	7.11	39040

Tableau III.2 : Résistance à la traction des différentes zones de soudage par FSW.

Ces résultats seront exploités pour déterminer la charge maximale appliquée par la machine sur les éprouvettes soudées et non soudées lors des essais de fatigue.

Références bibliographiques

[1] [5] Gratecap, F., Racineux, G., and Poitou, A. (2007). Contributions au procédé de soudage par frottement et malaxage. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Nantes et Université de Nantes.

[2] W. J. Arbegast, A flow-partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding. Scripta Materiala 58 (2008) p. 372-376.

- [3] A. BASTIER, Modélisation du soudage par friction malaxage. These doctorat 2006.
- [4] A. Ghazi Caractérisation mécanique des assemblages soudés par FSW (étude expérimentale et numérique). These 2012.
- [5] W. J. Arbogast, A flow-partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding. Scripta Materialia 58 (2008) p. 372–376.
- [6] S. Zimmer, W. Chapeau, B. Da Costa, X. Stassart, N. Ben Slima Ayadi, L. Langlois, J.C. Goussain, B. de Meester, L. D’Alvise, Manuel Pédagogique, Le soudage par friction malaxage, friction stir welding, ISBN 978-2-900781-67-8.
- [7] H. Fujii, L. Cui, M. Maeda, K. Nogi, Effect of tool shape on mechanical properties and microstructure of friction stir welded aluminum alloys, Materials Science and Engineering A, Issue 419, p 25-31.
- [8] L.E. Svensson et L. Karlsson, 1999, Microstructure, hardness and fracture in Friction Stir Welding AA6082, 1st International Symposium on friction stir welding, Göteborg, Sweden
- [9] G. Biallas, R. Braun, C. Dalle-donne et al. Proc. 1st International on Friction Stir Welding, Thousand Oaks California USA, June 1999
- [10] Booth, D. and Sinclair, I. (2002). Fatigue of friction stir welded 2024-T351 Aluminium Alloy. Materials Science Forum, 396-402:1671–1676.
- [11] PMGP Moreira, T Santos, SMO Tavares, V Richter-Trummer, P Vilaça, PMST De Castro. Mechanical and metallurgical characterization of friction stir welding joints of AA6061-T6 with AA6082-T6
- [12] Missori, S., and Sili, A., Microstructural and mechanical properties of 6082-T6 aluminium alloy welds, Proceedings of the 30th International Symposium on Automotive Technology & Automation, Florence, 16th-19th June 1997, pp. 241-246.
- [13] INAL K., M’cirdi L., Lebrun J.L., Barbier G., Mechanical behaviour analysis of phase interaction in a rolled and a cast duplex stainless steels, Duplex 2000, 2000, pp. 173-182.
- [14] H.P.LTEURADE. Application de la mécanique de la rupture à la fatigue des structure soudées. Revue de Métallurgique C.I.T, Oct 1983. 797.
- [15] A.OHTA. Application of fatigue crack propagation properties of welded joints for design or inspection of structures. NRIM. [S.l.]. 1986.
- [16] H.LIEURADE, C. M. Fissuration par fatigue d’assemblage soudé en acier HLE. LABSE Colloquium. [S.l.], p. 137-144. 1982.
- [17] FUKUDA, S. An experimental study of redistribution of welding residual stress with fatigue crack extension. Welding Research Internatinal (WRI), 1987, v. 2.

[18] H.P.LTEURADE. Effet des contraintes résiduelles et du rapport $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ sur la résistance à la fatigue des éléments soudés. CETM, Senlis. [S.l.]: [s.n.]. 1987. p. 99.

CHAPITRE IV

ESSAIS DE FISSURATION

IV.1 Matériau étudié

Cette étude a été conduite essentiellement sur un alliage d'aluminium à durcissement structural du type AA 6082-T6, soumis à un traitement thermique T6. La condition T6 est obtenue par vieillissement artificiel à une température d'environ 180 ° C.

Ses caractéristiques chimiques sont représentées dans tableaux IV.1.

Si	Mg	Mn	Fr	Cr	Cu	Zn	Ti	Al
1.3	1.2	1.0	0.5	0.25	0.1	0.2	0.1	98.3

Tableau IV.1 : Composition chimique de l'alliage d'aluminium 6082-T6.

IV.2 Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques de cet alliage ont été déterminées auparavant au laboratoire LML de l'université de Lille – France et sont représentées dans le tableau IV.2

Material	E[MPa]	σ_e [MPa]	σ_{max} [MPa]	ϵ [%]	n
Al6082-T6	69000	260	366	13.3	0.10

Tableau IV.2 : Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 6082-T6 [1].

IV.3 Description des essais

IV.3.1 Eprouvettes utilisées

Les essais de fissuration ont été effectués sur des éprouvettes de type CT-50 d'épaisseur 06 mm, dont les dimensions sont conformes à la norme ASTM-E-647 et données par la (figure IV.1).

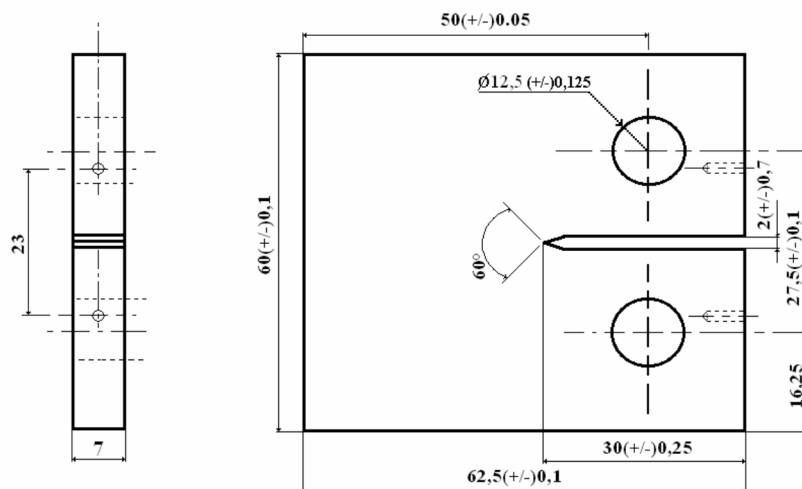


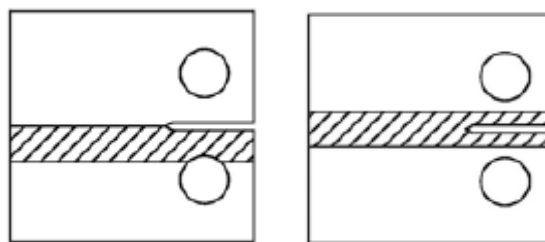
Figure IV-1 : Schéma et dimensions des l'éprouvettes CT50 utilisé pour les essais de fissuration.

Les éprouvettes utilisées pour les essais de fissuration sont réalisées avec des entailles dans chaque zone de soudage (Noyau, ZAT, ZATM et métal de base), ensuite elles ont été polies mécaniquement au papier et sollicitées dans le sens TL. Figure IV.2



Figure IV.2 : Epreuve CT50 avant et après polissage.

Les éprouvettes utilisées pour les essais sont schématisées sur les figures IV.3



a) Entaille dans la ZAT b) Entaille dans le noyau

Figure IV.3 : Epreuve CT-50 avec entaille dans chaque zone de soudage

La direction de la fissuration est dans le sens du laminage. Le facteur d'intensité de contrainte K pour cette géométrie est donné par la relation suivante :

$$K = \frac{P}{B\sqrt{w}} \sqrt{1 + \frac{a}{w}} \quad \text{IV.1}$$

Ou

P : est la charge appliquée [N].

w : est la largeur de l'éprouvette depuis l'axe de chargement [m].

B : est l'épaisseur de l'éprouvette [m].

$\alpha = a/w$ et a est la longueur de fissure.

$f(\alpha)$: est une fonction de compliance qui prend une forme différente selon le type de l'éprouvette.

IV.3.2 Machine d'essai

Tous les essais ont été conduits à l'air ambiant, sur une machine électro-hydraulique asservie INSTRON de capacité 50 KN en statique et 100 KN en dynamique (figure IV-4).



Figure IV.4 : Machine électro-asservie INSTRON et système d'acquisition.

IV.3.3 Type d'essais

Tous les essais effectués sont sous chargement d'amplitude constante, avec un rapport de charge $R= 0.1$

Les conditions d'essais sont définies dans le tableau IV.3

Zones	Métal de base	Noyau	ZAT	ZATM
R	0.1	0.1	0.1	0.1
P_{max} [KN]	2	1.8	1.6	1.4
P_{min} [KN]	0.2	0.18	0.16	0.14
ΔP [KN]	1.8	1.62	1.44	1.26

Tableau IV.3 : Paramètres d'essais

La valeur de la charge maximale à été déterminée en fonction de la limite élastique de chaque zone.

IV.4 Suivi de la fissure

Le suivi de la fissure a été effectué à l'aide d'une lunette binoculaire optique grossissante et un stroboscope en observant la surface de l'éprouvette polie représentée sur la figure IV.5.

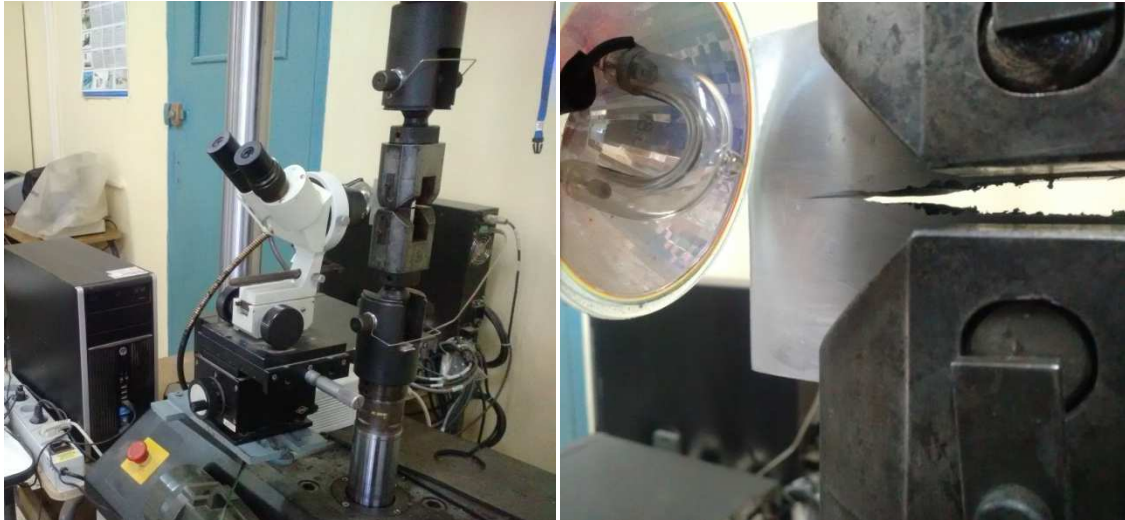


Figure IV.5 : Suivi de la fissure sur éprouvette CT-50

Les mesures de la longueur de la fissure sont prises successivement et directement sur un vernier solidaire à la machine.

IV.5 Résultats et discussion

IV.5.1 Durée de vie

Les essais de fissuration ont été effectués pour le matériau AA6082-T6 soudé par FSW, dans les trois zones qui constituent le joint de soudure et le métal de base.

Le tableau IV.4 donne les durées de vie ou nombres de cycles correspondant à une longueur de fissure comprise entre $a_o = 4$ mm et $a_f = 30$ mm pour les différentes zones étudiées, avec un rapport de charge $R = 0.1$

Zones	P_{max} [KN]	P_{min} [KN]	ΔP [KN]	N [Cycles]
Métal de base	2.0	0.2	1.8	930000
Noyau	1.8	0.18	1.62	1180000
ZAT	1.6	0.16	1.44	650000
ZATM	1.4	0.14	1.26	460000

Tableau IV. 4 : Durée de vie des différentes zones

Les courbes représentant l'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles sont données par la figure IV.6

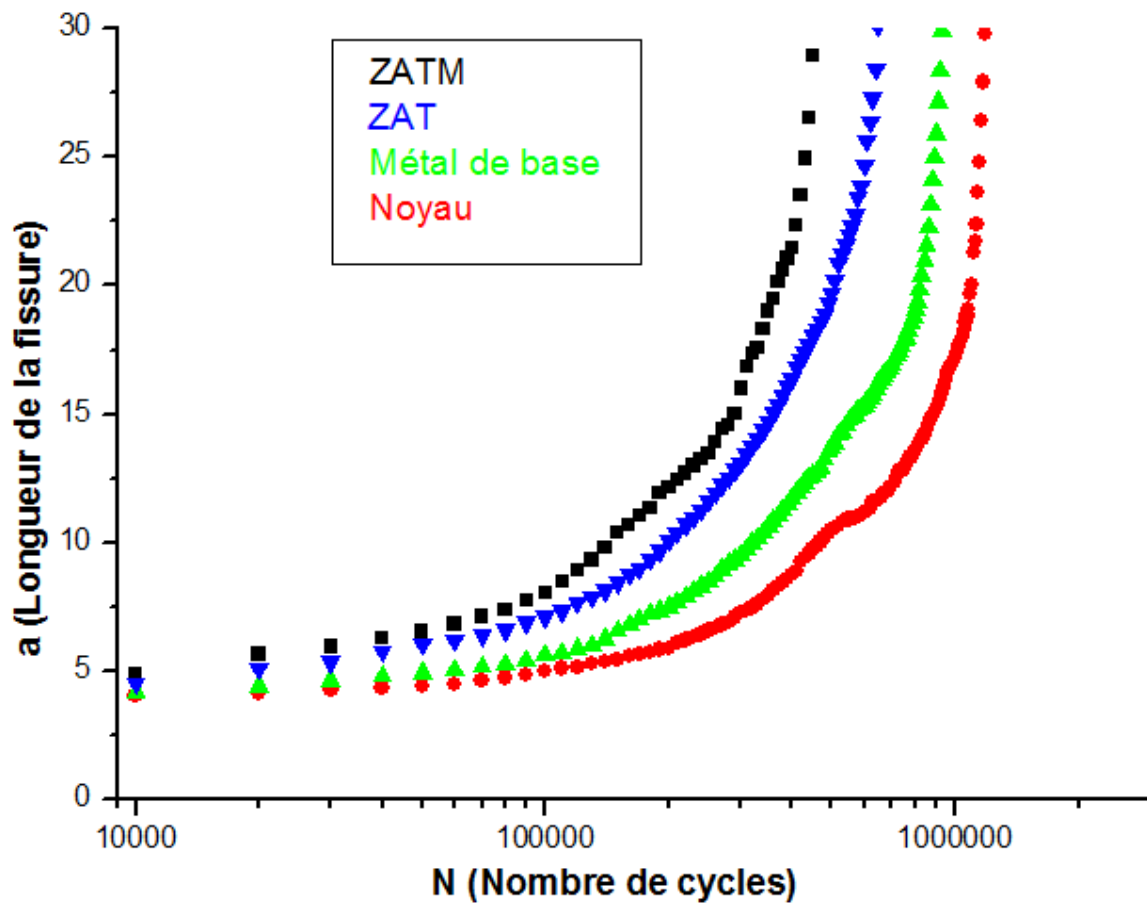


Figure IV.6 : Extension de la fissure en fonction du nombre de cycles pour les quatre zones étudiées

Sur la figure IV.6, on constate au début (entre 10 000 et 80 000 cycles) une légère dispersion des résultats, cela peut être expliqué par un comportement semblable des différentes zones étudiées. Au-delà des 80 000 cycles on remarque une avancée rapide de la fissure dans la zone affectée thermomécaniquement (ZATM) suivie par la zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal de base. Ces résultats montrent le comportement fragile de la zone affectée thermomécaniquement (ZATM) qui est due à sa microstructure qui a été affectée au cours du soudage par un gradient de température et un gradient de déformation.

Dans cette même zone des contraintes résiduelles de traction due au procédé du soudage favorisent l'avancée de la fissure. La zone affectée thermiquement (ZAT) a un comportement similaire à celui du métal de base. Cette zone a subi un traitement thermique de recuit car elle n'a été affectée que par la température (200 à 300 °C). Contrairement à la ZATM des contraintes résiduelles de compression sont enregistrées dans la ZAT. Le noyau

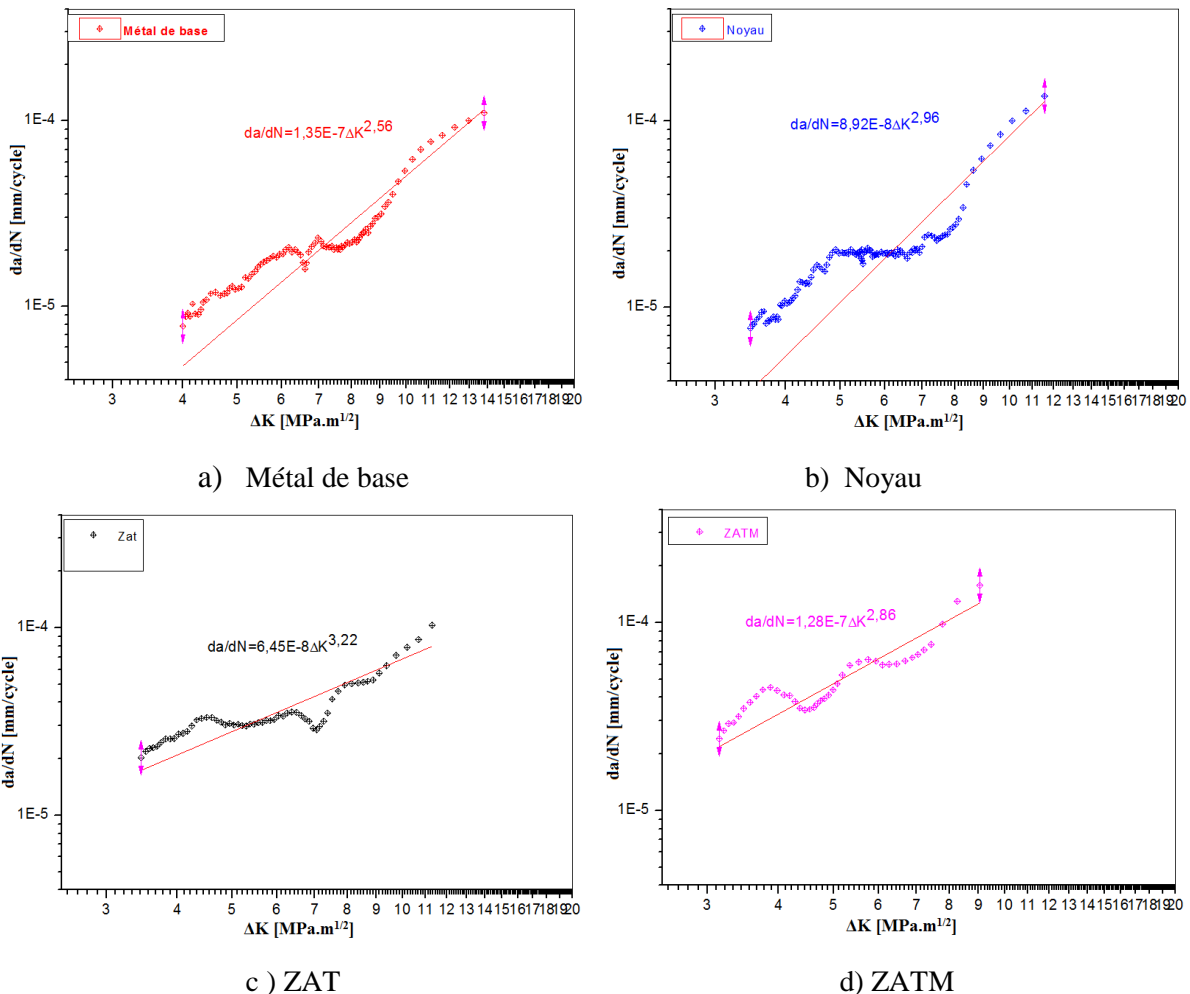
qui a été affecté lors du soudage par un fort gradient de température (450 à 550°C) et un fort gradient de déformation générés par le pion et l'épaulement de l'outil, a subi une recristallisation totale de sa microstructure, résistant ainsi mieux à la fissuration.

IV.5.2 Relation da/dN – ΔK

Un programme « LABVIEW » se basant sur la méthode des sept points à été utilisé pour déterminer les valeurs de da/dN en fonction de celles de ΔK.

En fonction des valeurs de a et de N déterminées expérimentalement (figure IV.6), et afin d'explorer le domaine des moyennes et fortes vitesses de fissuration, nous avons imposé un chargement sinusoïdal d'amplitude constante ΔP = 1.4 à 2 KN (selon le cas de la zone étudiée), pendant toute la durée de l'essai, avec un rapport de charge R = 0.1 et à une fréquence de 20 hz.

Les figures IV.7 montrent l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de ΔK, pour l'ensemble des essais réalisés.



Figures IV.7: Evolution de la vitesse de fissuration en fonction de ΔK pour les différentes zones (MB, Noyau, ZAT et ZATM).

Les résultats des essais de fissuration sont obtenus dans le domaine des vitesses comprises entre 4.10^{-5} et 2.10^{-2} mm/cycle, à l'air ambiant et avec un rapport de charge (R=0,1). Les valeurs de ΔK varient de 4.01 à 13.8 MPa.m^{1/2} dans le métal de base, de 3.46 à 11.54 MPa.m^{1/2} dans le Noyau, de 3.45 à 11.28 MPa.m^{1/2} dans la ZAT et 3.14686 à 9.04664 dans la ZATM, sont consignés respectivement dans le tableau IV.5.

Désignation de la zone	Loi de Paris	ΔK
Métal de base	$da/dN = 1,35e-7 \Delta K^{2.56}$	4.0121 à 13.77959 MPa m ^{1/2}
Noyau	$da/dN = 8.92e-8 \Delta K^{2.96}$	3.46 à 11.54446 MPa m ^{1/2}
ZAT	$da/dN = 6.45e-8 \Delta K^{3.22}$	3.4533 à 11.2837 MPa m ^{1/2}
ZATM	$da/dN = 1.28e-7 \Delta K^{2.86}$	3.14686 à 9.04664 MPa m ^{1/2}

Tableau IV.5: Equations caractérisant la Loi de Paris dans les différentes zones étudiées.

Les résultats obtenus concernant les différentes éprouvettes possédant une entaille mécanique traversant l'épaisseur de l'éprouvette et située dans les quatres zones (MB – Noyau – ZAT et ZATM) sont représentés par la figure IV.8.

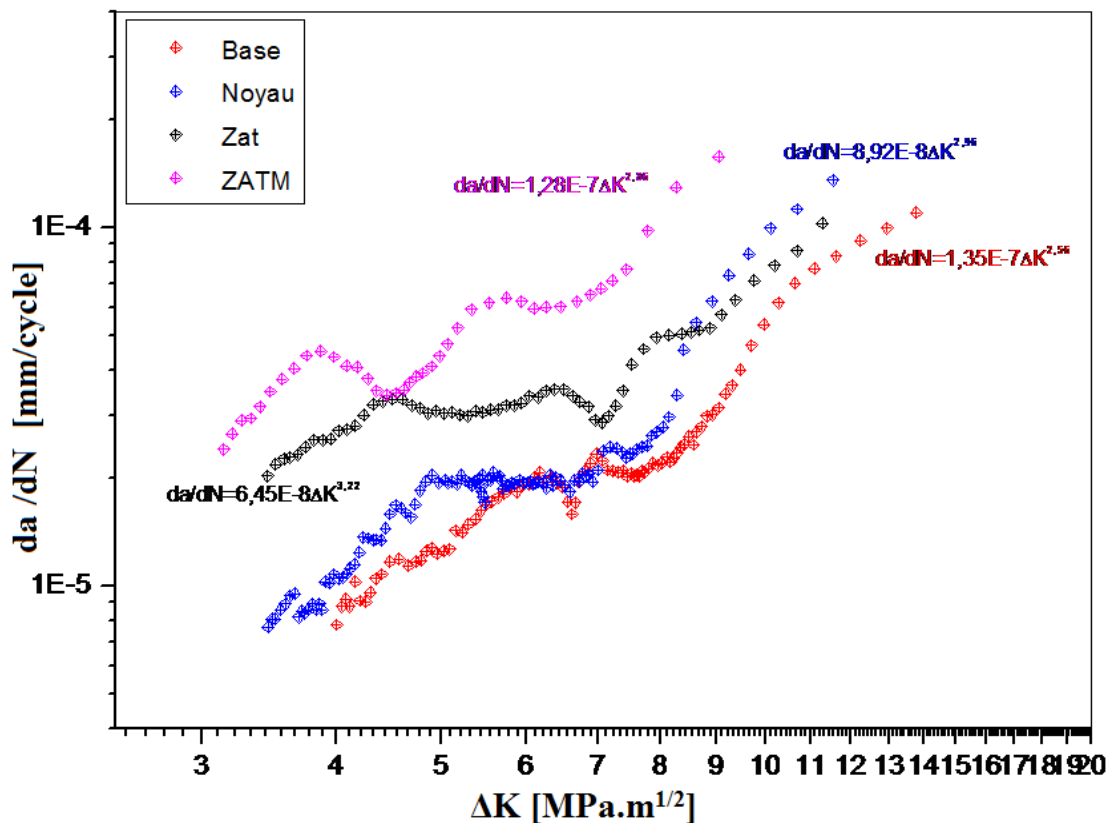


Figure IV. 8 : Evolution de la longueur de la fissure en fonction de ΔK pour les quatres zones étudiées.

Les résultats obtenus concernant les différentes éprouvettes dans les différentes zones (MB – Noyau – ZAT – ZATM) sont représentés par (les figures IV.7 et 8).

Pour des faibles valeurs de ΔK ($\Delta K < 4.6 \text{ MPa.m}^{1/2}$) et à un même niveau de celui-ci, on observe que la vitesse de fissuration da/dN dans le métal de base est inférieur à celle du noyau, qui est inférieur à celle de la ZAT et de la ZATM respectivement.

La vitesse de fissuration du métal de base et du noyau sont presque confondues pour des valeurs moyennes de ΔK ($\Delta K = 5.8 \text{ à } 7.6 \text{ MPa.m}^{1/2}$).

Pour des fortes valeurs de ΔK ($\Delta K > 8.7 \text{ MPa.m}^{1/2}$), on remarque tout d'abord que la vitesse de fissuration de la ZAT devient plus faible que celle du noyau, ensuite l'écart entre la vitesse de fissuration du métal de base et celle du noyau augmente alors que celui entre la vitesse de fissuration du métal de base et celle de la ZAT diminue.

Il est à signaler qu'aucune déviation de la fissure de son axe de propagation n'a été remarquée. Certains auteurs [2] ont montré qu'au-delà d'une certaine valeur de ΔK la vitesse de fissuration s'accompagne généralement d'une déviation de la fissure de son plan initial vers le métal de base, cette déviation est due à la différence de caractéristiques mécaniques entre les trois zones. La fissure se dirige d'une microstructure plus dure, vers une microstructure plus douce.

Les essais ont montré que la propagation des fissures est différente lorsque la microstructure change. Les vitesses de propagation de fissures ont été mesurées dans les différentes zones d'un joint (Figure IV.7 et 8) constitué de l'alliage AA6082-T6, les résultats montrent qu'une fissure se propage plus rapidement dans le ZATM et que la rupture y est inter-granulaire. Dans la ZAT, la propagation de la fissure se fait plus lentement.

L'état de précipitation joue un rôle primordial pour les propriétés de la soudure notamment sur la propagation de la fissure. Durant le soudage par friction malaxage, la source principale de chaleur est créée par frottement entre l'épaule de l'outil et le dessus de la pièce, générant une asymétrie entre le haut et le bas de la plaque.

La ZAT est définie comme la zone ayant subi principalement un cycle thermique de recuit. Cependant, une petite déformation peut se produire et introduire des dislocations supplémentaires. Néanmoins cette déformation est trop faible pour engendrer un changement de la structure granulaire par rapport à celle du métal de base.

Dans la ZATM la déformation et l'échauffement sont importants. La torsion provoquée par le pion en mouvement entraîne une rotation des grains, allant jusqu'à 90° près du noyau. La frontière noyau/ZATM est marquée de façon franche dans l'advancing side contrairement à

la retreating side où l'on voit un mélange de grains initiaux et de nouveaux grains recristallisés.

La recristallisation est partielle se développe surtout près de la frontière ZATM/noyau, au niveau des joints de grains initiaux alors que dans le noyau on retrouve une recristallisation totale due à un fort gradient de température et un fort gradient de déformation avec une microstructure fine.

Généralement, la fissure de fatigue se propage dans les zones à gros grains (zone Affectée Thermiquement et zone affectée thermomécaniquement), puis dans la zone à grains fins (Noyau) et enfin dans le métal de base (MB).

Les opinions sont très partagées pour définir, dans quelle proportion l'hétérogénéité de la microstructure influe sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue.

LIEURADE [3] estime que l'existence de variations de vitesse de propagation lors de la traversée des diverses microstructures, sont dues uniquement à la présence des contraintes résiduelles. Il a réalisé des essais sur des éprouvettes CT prélevées sur le métal de base et dans la zone soudée ses résultats sont sensiblement proches.

D'autres chercheurs, [4] ont étudié l'influence de la limite élastique sur la propagation de la fissure et ont obtenu des résultats comparables dans le cas des aciers dont les limites d'élasticité sont comprises entre 300 et 550MPa. Par contre [5] constatent un ralentissement de la vitesse de fissuration dans la zone affectée thermiquement d'autant plus important que la limite d'élasticité du métal de base augmente (280 à 310 MPa).

En effet, une augmentation de la limite d'élasticité conduit à un accroissement du niveau des contraintes résiduelles de compression au cœur de l'éprouvette.

Un autre effet est à signaler qui est celui des contraintes résiduelles. L'opération de soudage correspond à un traitement thermique localisé. Le niveau élevé des températures atteintes conduit à des processus de transformation du métal. Le gradient de température inhérent à l'opération de soudage provoque en effet des dilatations du métal variant d'un point à l'autre des zones chauffées, et produisent des conditions variables de bridage.

L'évolution des contraintes résiduelles au cours de la fissuration par fatigue a été mise en évidence par [6]. Ces auteurs ont étudié la redistribution de ces contraintes résiduelles de soudage à l'aide de jauges extensométriques collées au voisinage du chemin de fissuration.

Ces chercheurs ont montré qu'à partir d'un champ de contraintes résiduelles initiales, d'abord de traction, puis de compression dans le plan de fissuration, ils observent que la pointe de la fissure initialement soumise à une traction reste tout au long de la propagation,

soumise à des contraintes résiduelles de traction qui décroissent au fur et à mesure que la fissure progresse.

Selon [7], une accélération de la fissuration est liée à des contraintes résiduelles de traction perpendiculaires à la fissure, tandis qu'un ralentissement correspond à un état des contraintes en compression.

References

- [1] Data from Mechanical laboratory of Lille (FRANCE). Laboratoire de mécanique. Université de Lille, France.
- [2] INAL K., M'cirdi L., Lebrun J.L., Barbier G., Mechanical behaviour analysis of phase interaction in a rolled and a cast duplex stainless steels, Duplex 2000, 2000, pp. 173-182.
- [3] H.P. LIEURADE. Application de la mécanique de la rupture à la fatigue des structure soudées. Revue de Métallurgique C.I.T, Oct 1983. 797.
- [4] A.OHTA. Application of fatigue crack propagation properties of welded joints for design or inspection of structures. NRIM. [S.l.]. 1986.
- [5] H.P. LIEURADE, C. M. Fissuration par fatigue d'assemblage soudé en acier HLE. LABSE Colloquium. [S.l.], p. 137-144. 1982.
- [6] FUKUDA, S. An experimental study of redistribution of welding residual stress with fatigue crack extension. Welding Research Internatinal (WRI), 1987, v. 2.
- [7] H.P. LIEURADE. Effet des contraintes résiduelles et du rapport $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ sur la résistance à la fatigue des éléments soudés. CETM, Senlis. [S.l.]: [s.n.]. 1987. p. 99.

***CONCLUSION
GENERALE***

CONCLUSION GENERALE

Le soudage par friction malaxage est un procédé qui permet de réaliser une liaison complète à l'état solide, de proche en proche. La liaison est obtenue par l'action locale d'un outil en rotation qui chauffe et malaxe la matière des pièces à assembler. Les principaux paramètres opératoires jouant un rôle très important quand à la qualité du joint soudé sont la vitesse de rotation de l'outil V_R , sa vitesse d'avance V_A , et l'effort axial F_z appliqué par l'outil sur les bords des pièces à souder. La singularité de ce procédé tient principalement du fait qu'il permet d'éviter les défauts liés à la solidification et semble conférer aux soudures des propriétés mécaniques meilleures que celles des soudages classiques.

Les objectifs principaux de cette thèse étaient de comprendre les mécanismes qui interviennent durant le soudage et les relations qui existent entre la microstructure au sens large (micro dureté, morphologie de la zone de malaxage) et les propriétés mécaniques des soudures en vue d'une optimisation de leur performance. Dans ce but, une caractérisation mécanique a mené à l'identification des facteurs principaux qui permettent une maîtrise du comportement mécanique des soudures.

L'influence des paramètres du soudage FSW qui a mis en évidence deux régimes d'écoulement, nous a permis de choisir une vitesse de rotation et une vitesse d'avance pour avoir un rapport de soudage ($V_{rotation}/V_{avance}$) adéquat afin que l'énergie dissipée soit suffisante pour amener le matériau dans un état thermoplastique permettant d'initier le malaxage.

Notre travail a consisté en premier lieu à délimiter les zones de soudage en procédant à des essais de microdureté. Ces essais nous ont permis aussi de connaître les zones de plus faible dureté. Une étude numérique et analytique nous a ensuite permis de déterminer les zones suspectes d'initier les fissures. Cette étude nous a permis aussi de déterminer les vitesses de la propagation de fissure dans les différentes zones de soudage (ZAT, ZATM, Noyau) et le métal de base.

Le procédé de soudage par FSW introduit de fortes modifications de microstructure le long des joints et introduit un état de contraintes résiduelles très complexe. Cela conduit, en général, à la dégradation des propriétés mécaniques des soudures FSW et dépend des paramètres du procédé. Le profil de microdureté le long des joints illustre les forts gradients de microstructure qui s'explique par la modification des tailles de grains (dans le noyau et la ZATM) et par l'état de précipitation : modification de la distribution des phases durcissantes, modification de leur taille, leur dissolution ainsi que l'apparition de nouvelles phases. Ces

Conclusion générale

hétérogénéités de microstructure induisent des hétérogénéités de comportement mécanique dans chacune des zones constituant les joints soudés. Cette problématique n'a pas été abordée très largement dans la littérature. Si des travaux ont été réalisés pour la caractérisation du comportement mécanique en traction monotone, très peu d'études ont permis de caractériser le comportement mécanique cyclique des soudures FSW.

La tenue en fatigue des joints soudés par FSW a été très peu abordée dans la littérature, aussi, les mécanismes d'endommagement et les origines de l'amorçage des fissures de fatigue restent mal compris. Nous espérons contribuer, par notre étude, à répondre à ces questions et à mieux comprendre la tenue en fatigue des joints soudés par FSW et leurs propriétés mécaniques cycliques.

ANNEXE

Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle

Nombre de cycles	a (Métal de base)	a (Noyau)	a (ZAT)	a (ZATM)
10000	4,22	4,05	4,51	4,92
20000	4,42	4,13	5,12	5,66
30000	4,65	4,3	5,36	5,96
40000	4,85	4,33	5,78	6,27
50000	4,95	4,42	6,05	6,56
60000	5,05	4,51	6,21	6,84
70000	5,18	4,66	6,39	7,12
80000	5,29	4,76	6,61	7,37
90000	5,42	4,88	6,91	7,75
100000	5,64	5,02	7,12	8,04
110000	5,72	5,12	7,35	8,51
120000	5,89	5,18	7,69	8,95
130000	5,99	5,28	7,91	9,34
140000	6,25	5,39	8,14	9,8
150000	6,57	5,47	8,44	10,41
160000	6,82	5,59	8,77	10,71
170000	7,01	5,68	9,01	11,05
180000	7,25	5,77	9,36	11,35
190000	7,36	5,85	9,71	11,91
200000	7,51	5,91	10,1	12,13
210000	7,69	6,1	10,38	12,45
220000	7,91	6,22	10,72	12,71
230000	8,12	6,34	10,99	13,01
240000	8,32	6,44	11,29	13,25
250000	8,5	6,58	11,64	13,5
260000	8,72	6,69	11,91	13,91
270000	8,96	6,81	12,25	14,42
280000	9,18	6,94	12,5	14,55
290000	9,34	7,1	12,84	15
300000	9,51	7,26	13,1	15,99
310000	9,74	7,38	13,44	16,83
320000	9,99	7,47	13,78	17,36
330000	10,18	7,61	14,05	17,6
340000	10,39	7,79	14,37	18,31
350000	10,67	7,92	14,7	19,01
360000	10,88	8,15	15,05	19,5
370000	11,06	8,31	15,36	20,15
380000	11,3	8,45	15,7	20,61
390000	11,52	8,58	16,12	21,05
400000	11,74	8,74	16,35	21,45
410000	11,98	8,89	16,86	22,32
420000	12,14	9,24	17,15	23,5
430000	12,35	9,41	17,45	24,94
440000	12,53	9,56	17,72	26,51
450000	12,63	9,76	18,06	28,95
460000	12,78	9,87	18,32	30,74

ΔK et da/dN en fonction du nombre de cycle

N(cycle)	ZATM		ZAT		Noyau		Métal de base	
	ΔK	da/dN	ΔK	da/dN	ΔK	da/dN	ΔK	da/dN
40000	3,1468564	0,0000341	3,4532954	0,0000304	3,4581395	0,0000097	4,0012099	0,0000159
50000	3,2058411	0,0000286	3,5161236	0,0000249	3,4859492	0,000001	4,0480411	0,0000138
60000	3,2689545	0,000029	3,5750383	0,0000237	3,5127518	0,0000101	4,0842612	0,0000122
70000	3,3348889	0,0000294	3,6254931	0,0000219	3,5480962	0,0000116	4,1162041	0,0000127
80000	3,400339	0,0000317	3,6827953	0,0000223	3,5855642	0,0000119	4,1625273	0,0000133
90000	3,4748806	0,0000349	3,7449362	0,0000245	3,624443	0,0000114	4,2096313	0,0000141
100000	3,5623751	0,0000378	3,8149762	0,0000256	3,6569035	0,0000105	4,2598886	0,000014
110000	3,6579286	0,0000406	3,8855942	0,0000256	3,6873637	0,0000102	4,3049258	0,0000153
120000	3,7532569	0,000044	3,9516004	0,0000257	3,7153987	0,0000095	4,349329	0,0000176
130000	3,8679279	0,0000452	4,0211316	0,0000271	3,7401567	0,0000094	4,4052679	0,00002
140000	3,9790737	0,0000436	4,0949856	0,0000274	3,7687527	0,0000096	4,4852353	0,0000225
150000	4,0877523	0,0000412	4,1646484	0,000028	3,80019	0,0000099	4,5698111	0,0000239
160000	4,1815675	0,0000409	4,2432978	0,00003	3,8300595	0,0000096	4,6629729	0,0000234
170000	4,2754566	0,000038	4,3262766	0,0000322	3,8589313	0,0000089	4,7379975	0,0000207
180000	4,3592012	0,0000351	4,4162335	0,0000328	3,8823974	0,0000096	4,796285	0,0000182
190000	4,4517948	0,0000342	4,5081059	0,0000333	3,9082808	0,0000103	4,8482719	0,0000175
200000	4,5371238	0,0000326	4,6062542	0,0000333	3,9402794	0,0000112	4,9017243	0,0000178
210000	4,6160038	0,0000303	4,6962966	0,000032	3,9776835	0,0000118	4,9582384	0,0000183
220000	4,6796297	0,000027	4,7795919	0,0000314	4,0166551	0,0000125	5,0273687	0,0000195
230000	4,7467373	0,0000285	4,8626761	0,0000304	4,0566277	0,0000126	5,0962728	0,0000202
240000	4,8116739	0,0000314	4,9477045	0,0000309	4,0897778	0,0000118	5,1635247	0,0000207
250000	4,9014376	0,0000321	5,0347445	0,0000303	4,1247843	0,000012	5,231363	0,000021
260000	4,9889688	0,0000339	5,1215767	0,0000306	4,1597994	0,0000125	5,3046025	0,0000209
270000	5,0700526	0,0000424	5,2089087	0,0000301	4,1976724	0,0000134	5,3783148	0,0000204
280000	5,1807345	0,0000526	5,2913056	0,0000299	4,2386932	0,0000137	5,4472101	0,0000203
290000	5,3370494	0,0000593	5,3773761	0,0000307	4,2840082	0,0000136	5,5104618	0,0000204
300000	5,5391821	0,0000607	5,466823	0,0000306	4,325926	0,0000134	5,5762773	0,0000203
310000	5,7515286	0,0000637	5,5601916	0,0000311	4,363302	0,0000135	5,6461422	0,0000207
320000	5,9369646	0,0000623	5,6512366	0,0000312	4,4008423	0,0000134	5,7196137	0,0000221
330000	6,0956449	0,0000566	5,7460913	0,000032	4,4375489	0,0000145	5,798694	0,0000227
340000	6,2577041	0,0000559	5,8415712	0,000032	4,484432	0,0000159	5,8778953	0,0000223
350000	6,4583319	0,0000573	5,9396391	0,0000324	4,538946	0,0000168	5,9534583	0,0000221
360000	6,6818588	0,0000575	6,0416121	0,000034	4,5929522	0,0000165	6,0317861	0,0000222
370000	6,8767731	0,0000522	6,1535708	0,0000337	4,6422923	0,000016	6,1077952	0,000022
380000	7,040634	0,0000526	6,2574237	0,0000351	4,6901151	0,0000156	6,1796417	0,0000218
390000	7,2131717	0,0000614	6,3740149	0,0000355	4,7257723	0,0000169	6,259979	0,0000216
400000	7,4293052	0,0000765	6,4976661	0,0000354	4,7777441	0,0000185	6,3390385	0,0000215
410000	7,7730615	0,0000983	6,6198968	0,000034	4,8416383	0,0000196	6,4132726	0,0000205
420000	8,2573672	0,0001301	6,7319219	0,0000327	4,9087117	0,0000204	6,4873709	0,0000189
430000	9,046636	0,0001576	6,8486035	0,0000317	4,9768227	0,0000195	6,5517991	0,0000172