



Étude du comportement en fatigue d'assemblages soudés par FSW pour applications aéronautiques

Younes Demmouche

► To cite this version:

Younes Demmouche. Étude du comportement en fatigue d'assemblages soudés par FSW pour applications aéronautiques. Autre. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2012. Français. NNT : 2012ENAM0050 . pastel-00838617

HAL Id: pastel-00838617

<https://pastel.hal.science/pastel-00838617>

Submitted on 26 Jun 2013

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

École doctorale n° 432 : Sciences des métiers de l'ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité “ Mécanique - Matériaux ”

présentée et soutenue publiquement par

Younes DEMMOUCHE

le 17 Décembre 2012

**ETUDE DU COMPORTEMENT EN FATIGUE D'ASSEMBLAGES
SOUDÉS PAR FSW POUR APPLICATIONS AERONAUTIQUES**

Directeur de thèse : **Thierry PALIN-LUC**

Co-directeur de thèse : **Nicolas SAINTIER**

Jury

M. Farhad REZAI-ARIA, Professeur, Institut Clément Ader, Ecole des Mines d'Albi-Carmeaux

M. Jean-Louis ROBERT, Professeur, IUT d'ALLIER, Institut PASCAL

M. Guy PLUVINAGE, Professeur, ENIM, LABPS Metz

M. Rémy CHIERAGATTI, Docteur, Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace (ISAE)

M. Jean-Robert OUDIN, Ingénieur, Dassault Aviation

M. Nicolas SAINTIER, Docteur.Hab, I2M, Arts et Métiers ParisTech, CER de Bordeaux

M. Thierry PALIN-LUC, Professeur, I2M, Arts et Métiers ParisTech, CER de Bordeaux

Rapporteur

Rapporteur

Examineur

Examineur

Examineur

Examineur

Examineur

**T
H
È
S
E**

À la mémoire de mon frère Abdenmour lâchement assassiné par les terroristes islamistes le 20 Aout 2008 .

Repose en paix cher frère.

Remerciements

Cette thèse a été réalisée aux Arts et Métiers - ParisTech, centre d'enseignement et de recherche de Bordeaux-Talence au sein de l'Institut de Mécanique et d'Ingénierie de Bordeaux (I2M). Elle s'inscrit dans le cadre d'un projet FUI dédié à l'assemblage des structures aéronautiques métalliques porté par Dassault Aviation. A ce titre, je remercie les responsables scientifiques du projet Messieurs Franck Girod, Thierry Palin-Luc, Nicolas Saintier et Dominique Coupard de m'avoir proposé cette belle aventure.

Mes sincères remerciements vont également à mes tuteurs industriels, Messieurs, Jean-Robert Oudin et Eric Gratiot pour avoir été les porteurs de ce projet. Je les remercie pour leur implication dans cette thèse, leur disponibilité, les différents échanges et leur engagement pour mener à bien cette étude.

Je remercie vivement Monsieur Ivan Iordanoff, de m'avoir accepté au sein de son unité de recherche (le LAMEFIP au début de la thèse) et de son dévouement pour permettre à chacun de travailler dans les meilleures conditions. Je lui reste reconnaissant de sa disponibilité et de son soutien dans mes démarches administratives en début de thèse.

Mes remerciements et ma gratitude vont à mes encadrants, Messieurs Thierry Palin-Luc et Nicolas Saintier grâce à qui j'ai pu aller à terme de cette aventure et qui ont su se rendre disponibles pour lever les verrous scientifiques liés à ce travail. Je les remercie pour les discussions enrichissantes et régulières que nous avons eu durant cette période. Cela m'a fait beaucoup avancer dans mon approche et ma démarche scientifique. Je les remercie également d'avoir su trouver les mots pour me motiver dans les moments de grandes difficultés et m'avoir appris à prendre du plaisir en travaillant avec beaucoup de sérieux et de rigueur.

Je remercie vivement les membres de jury d'avoir accepté d'examiner ce travail : Monsieur Guy Pluvinage de m'avoir fait l'honneur de présider mon jury, Messieurs Farhad Rezai-Aria et Jean-Louis Robert d'avoir accepté de rapporter sur mon travail et Monsieur Rémy Chieragatti pour l'intérêt manifesté à mon manuscrit. Merci à tous du temps pris pour la lecture de mon document. Merci de vos remarques et questionnements le jour de la soutenance.

C'est parce que chaque histoire a un point de départ, que je tiens à remercier très sincèrement Monsieur Gérard Coffignal de m'avoir accepté dans le master MASMA et Monsieur Idir Belaidi et Kamel Mohammedi de m'avoir recommandé ce parcours.

Merci aux chercheurs et aux enseignants-chercheurs du laboratoire pour les conseils et discussions partagés. Je remercie particulièrement Catherine Froustey, Jean-Luc Charles, Jean-Marc Olive, Philippe Viot, Oleg Naimark, Frederic Dau, Madalina Calamaz, Serge Tcherniaeff, Sandra Guerrard, Charles Brugger, Etienne Prulière.

Je remercie tout le personnel du département Jonathan M, Christophe L, Jean-Luc B, Jérémy B, Jean-Marie M, Mathieu L et les Francis. Je remercie également Annie A et Marinette R.

Mes remerciements vont également à mes collègues rencontrés au laboratoire. Je remercie Radu, Momo, Koko, David, Emilie, Guillaume, Joudi, Mathieu, Erwan, Lucie, Nejeh, Hadrien, François et Arnaud.

Je remercie chaleureusement ceux qui m'ont accepté de finir ma thèse parmi eux, mes amis Dada, Nico et Iniego. Thanks Potos ! !

A celui avec lequel l'amitié trouve tous son sens, avec lequel j'ai partagé mes délires, mes questionnements et toutes les discussions. J'adresse mes remerciements particuliers à mon pote Seb que je félicite au passage pour son PACS.

J'adresse mes chaleureux remerciements à mes parents, à mes grands parents et à mes frères et sœurs qui m'ont soutenu pendant toutes ces années d'études. Je remercie également ma belle famille en particulier

mes beaux parents et mes beaux frères Madjid, Toufik et Farid pour leur soutien crucial et indispensable lors de mon arrivée en France et sans lequel je ne serais jamais allé au bout de mon projet.

Mes remerciements exceptionnels, je les adresse à Nawel, ma chère épouse, pour son soutien inconditionnel, indéfectible et sans réserve, pour la patience et la compréhension dont elle a fait preuve tout au long de cette période et pour les sacrifices qu'elle a acceptés de faire pour moi, pour nous, ... merci

Résumé

La course à l'allègement des aéronefs constitue aujourd'hui l'un des enjeux principaux de l'industrie aéronautique. Le remplacement des rivets par des soudures FSW sur les voilures permettrait de gagner jusqu'à 20% de la masse totale de la voilure. Ce travail réalisé en collaboration avec Dassault-Aviation s'inscrit dans le cadre du projet ADSAM (Assemblage de Structures Aéronautiques Métalliques) visant à fabriquer un démonstrateur de caisson de voilure soudé par FSW. Cette étude traite du comportement mécanique en traction monotone quasi-statique et en fatigue oligocyclique (10^4 à 10^5 cycles) d'alliages d'aluminium (séries 2000 et 7000) soudés par FSW. L'objectif est d'étudier l'effet des hétérogénéités microstructurales induites par le soudage sur les hétérogénéités de comportement mécanique dans les joints soudés. La corrélation d'images numériques a été utilisée pour définir la réponse mécanique ($\sigma_{nominale} - \epsilon_{vraie}$) dans chacune des zones constituant ces soudures. En complément, des essais sur des mini-éprouvettes prélevées dans l'épaisseur des joints ont permis d'établir le comportement local ($\sigma_{vraie} - \epsilon_{vraie}$) dans chacune des zones du joint. Sous chargement de traction monotone, la rupture des soudures FSW a été observée dans la zone de localisation des déformations anélastiques située aux minima des profils de microdureté. En revanche, les fissures de fatigue ne démarrent pas nécessairement dans ces zones de localisation. Des analyses microscopiques des faciès de rupture ont permis d'identifier deux mécanismes principaux d'amorçage de fissure : (i) rupture ou (ii) décohésion de particules intermétalliques. D'autre part, les essais cycliques montrent une adaptation élastique des matériaux dans les différentes zones du joint (noyau, ZAT et ZATM) après stabilisation autour d'une déformation moyenne non nulle. En termes de durée de vie, les résultats d'essais sur éprouvettes entaillées traitées OAC (représentative de zones critiques sur structure) montrent que le soudage par FSW réduit jusqu'à 50% la tenue en fatigue de ces alliages. L'amorçage des fissures de fatigue est dû aux piqûres créées par le traitement d'OAC. Les résultats obtenus dans le cadre de ce travail ouvrent des perspectives intéressantes pour modéliser le comportement mécanique des joints soudés par FSW afin d'estimer leur durée de vie en fatigue oligocyclique.

Mots clés : fatigue, caractérisation, amorçage de fissure, endommagement, soudage FSW, alliage d'aluminium, structure aéronautique.

Abstract

Mass reduction of aeronautic structures is an important challenge for aeronautic industries. FSW is an efficient joining process to replace rivets : the mass reduction using this welding process could reach 20% for aircraft wings. This work carried out in collaboration with Dassault-Aviation was done in the framework of ADSAM project. The FSW process significantly modifies the microstructure and the local material properties, the overall mechanical response of the joint is largely governed by the response of the different zones of FSW joint. In the present study, the global and local mechanical responses under monotonic quasi-static tension and cyclic tension-tension ($R=0.1$) in low cycle fatigue regime (10^4 to 10^5 cycles) were carried out on FSW joints made of aluminum alloys (2000 and 7000 series). Full field strain measurements were carried out on FSW welded specimens using digital image correlation techniques assuming an iso-stress configuration ($\sigma_{local} = \sigma_{nominal}$). Additionally tension tests parallel to the welding direction have been performed on micro specimens machined in each representative zone of FSW joints. These tests allow us to determine the local mechanical response ($\sigma_{local} - \epsilon_{local}$) of the joint. Local mechanical properties were determined for each representative weld zone (nugget, TMAZ and HAZ). The full field anelastic strain localization scenario prior to fracture shows a good correlation with the microhardness profile along the FSW joints. Under monotonic loading, fracture was observed at the strain localization zones unlike under cyclic loading. In fatigue, the fracture zones are very dispersed for each weld configuration. SEM observations led to the identification of two crack initiation mechanisms : (i) fracture of intermetallic particles or (ii) decohesion between intermetallic particles and the matrix. Digital image correlation under cyclic loading shows an elastic shakedown of the studied materials in each zone of the joint around a non null mean strain. In terms of number of cycles to failure, fatigue test results on ACO treated notched specimens (representative of structure critical locations) show that the FSW process reduces up to 50% the fatigue life of the base materials. The crack

initiation was associated to ACO pits. The results of this study open interesting prospects for modeling the mechanical behavior of FSW joints and to assess their fatigue life.

Keywords : fatigue, mechanical behaviour, crack initiation, damage, FSW, aluminum alloy, aeronautic structure.

Table des matières

Introduction générale	1
1 Caractérisation microstructurale des joints soudés par FSW - Étude bibliographique	3
1.1 Mécanismes de durcissement par précipitation des alliages d'aluminium	4
1.1.1 Durcissement par cisaillement des précipités	4
1.1.2 Durcissement par contournement des précipités	5
1.2 Principe du procédé de soudage par FSW	5
1.3 Caractérisation de la microstructure des joints soudés par FSW	6
1.3.1 Microstructure des joints soudés par FSW	6
1.3.2 État de précipitation dans les joints soudés par FSW	9
1.4 Effet du procédé sur les propriétés mécaniques des joints soudés par FSW	12
1.4.1 Évolution de microdureté le long des joints soudés par FSW	12
1.4.2 État de contraintes résiduelles à travers les joints soudés par FSW	18
1.5 Comportement mécanique en traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW	20
1.5.1 Évolution des propriétés mécaniques le long des joints soudés par FSW	20
1.5.2 Effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des joints soudés par FSW	23
1.5.3 Analyse des faciès de rupture en traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW	24
1.6 Résistance en fatigue des joints soudés par FSW	27
1.6.1 Durée de vie des joints soudés par FSW	27
1.6.2 Mécanismes d'amorçage des fissures en fatigue dans les joints soudés par FSW	29
1.7 Corrélation d'images numériques	32
1.7.1 Principe de la corrélation d'images numériques	32
1.7.2 Description de la méthode	33
1.7.3 Étude de l'histogramme des niveaux de gris	34
1.7.4 Mise en œuvre de la corrélation d'images numériques	35
1.8 Conclusion du chapitre	35
2 Matériaux étudiés, conditions et démarche expérimentales	37
2.1 Composition des alliages d'aluminium étudiés	38
2.2 Traitements thermiques des matériaux de base et des joints soudés étudiés	38
2.3 Étude de la macrostructure et de la microstructure des joints soudés par FSW	39
2.3.1 Micrographie des joints semblables en alliages 2050-T851	40
2.3.2 Micrographie du joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851	41
2.3.3 État de précipitation dans les joints soudés par FSW	43
2.3.4 Microdureté	48

2.4	Démarche expérimentale	54
2.5	Géométries des éprouvettes	54
2.5.1	Éprouvette de traction monotone quasi-statique	54
2.5.2	Éprouvette lisse de fatigue (dites FPE20A)	56
2.5.3	Éprouvette trouée T10	57
2.6	Prélèvement des éprouvettes dans les plaques soudées par FSW	58
2.6.1	Prélèvement des éprouvettes lisses (de traction monotone et de fatigue)	58
2.6.2	Prélèvement des mini-éprouvettes	59
2.6.3	Prélèvement des éprouvettes trouées T10 ($K_t=2,3$)	61
2.7	Conditions d'essais	63
2.7.1	Essais de traction monotone quasi-statique	63
2.7.2	Essais de fatigue	64
2.8	Conclusion	65
3	Comportement mécanique en traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW	67
3.1	Objectifs	69
3.2	Dispositif expérimental	70
3.2.1	Constitution du dispositif	70
3.2.2	Mise en place du montage optique pour la corrélation d'images	71
3.2.3	Validation du fonctionnement du montage optique	73
3.3	Résultats d'essais de traction monotone quasi-statique	75
3.3.1	Résultats d'essais sur les matériaux de base	75
3.3.2	Résultats d'essais sur les joints soudés par FSW - comportement mécanique global	76
3.4	Conclusion partielle	78
3.5	Comportement mécanique local en traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW	78
3.5.1	Validation de la méthode de corrélation d'images	78
3.5.2	Incertitude du calcul de corrélation	79
3.5.3	Définition des zones du joint sur la surface de l'éprouvette suivie par la CIN	81
3.5.4	Résultats des essais de traction monotone quasi-statique avec CIN - propriétés mécaniques locales dans les zones des joints soudés par FSW	82
3.6	Essais de traction monotone quasi-statique sur des mini-éprouvettes prélevées dans l'épaisseur des joints soudés par FSW	88
3.6.1	Conditions d'essais	88
3.6.2	Résultats d'essais sur les mini-éprouvettes prélevées dans le joint en alliage 2050-T851	88
3.6.3	Résultats d'essais sur les mini-éprouvettes prélevées dans le joint en alliage 7449-T79	90
3.7	Conclusion partielle	92
3.8	Méthode d'écart à la linéarité	94
3.8.1	Présentation du problème	94
3.8.2	Hypothèses	94
3.8.3	Méthodologie proposée	94
3.8.4	Calcul des champs de déformations linéaire et non linéaire	95
3.8.5	Application à un essai de traction monotone uniaxiale sur une éprouvette soudée par FSW	96
3.9	Analyse de la rupture des joints soudés par FSW	100

3.9.1	Zones de rupture des joints en alliage 2050-T851	100
3.9.2	Zones de rupture des joints en alliage 7449-T79	101
3.9.3	Analyse des faciès de rupture des joints soudés par FSW	104
3.10	Conclusion du chapitre	108
4	Comportement mécanique en fatigue des joints soudés par FSW	109
4.1	Objectifs	111
4.2	Dispositif expérimental et conditions d'essais	111
4.3	Comportement mécanique cyclique des joints soudés par FSW	112
4.3.1	Démarche expérimentale	112
4.3.2	Résistance en fatigue des joints soudés par FSW - essais sur éprouvettes lisses	113
4.3.3	Comportement cyclique global des joints soudés par FSW	115
4.3.4	Comportement mécanique cyclique local des joints soudés par FSW	122
4.3.5	Analyse de la rupture en fatigue des joints soudés par FSW	134
4.4	Essais sur éprouvettes trouées T10	143
4.4.1	Schéma des éprouvettes T10	143
4.4.2	Oxydation anodique chromique (OAC)	143
4.4.3	État de surface après OAC	145
4.4.4	Effet de l'OAC sur les joints soudés par FSW	146
4.4.5	Conditions d'essais de fatigue sur éprouvettes entaillées (T10, Kt=2,3)	150
4.4.6	Résultats d'essais de fatigue sur la première série d'éprouvettes T10	150
4.4.7	Résultats d'essais de fatigue sur la deuxième série d'éprouvettes T10	154
4.4.8	Résistance à la propagation de fissures des éprouvettes T10	156
4.4.9	Analyse fractographique des faciès de rupture des éprouvettes T10	157
4.4.10	Conclusion partielle	160
4.5	Conclusion du chapitre	161
	Conclusion	163
	Références bibliographiques	165
	Annexes	169
.1	Micrographie des joints soudés par FSW	169
.1.1	Joint semblable en alliage 2024-T351	170
.1.2	Joint semblable en alliage 7449-T79	171
.1.3	Joint dissemblable en alliages 7449-T79/2024-T351	171
.2	Comportement mécanique en traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW	173
.2.1	Éprouvettes prélevées dans le sens TL des plaques soudées (éprouvettes TPALCAN)	173
.2.2	Éprouvette prélevées dans le sens L des plaques soudées	177
.3	Complément de résultats d'essais de fatigue sur les joints soudés par FSW	180

Introduction générale

Face aux exigences économiques et environnementales, l'allègement des structures constitue depuis plusieurs décennies un des enjeux majeurs de l'industrie aéronautique. La réduction de masse des aéronefs est une composante essentielle pour l'amélioration de leur efficacité énergétique et pour la réduction de leur émission de gaz à effet de serre. Cela conduit à des efforts de recherche pour l'optimisation du dimensionnement des structures, l'introduction de nouveaux matériaux et l'utilisation de nouvelles techniques d'assemblage.

Parmi les procédés d'assemblage, le soudage par friction malaxage (ou Friction Stir Welding FSW) est considéré comme l'alternative la plus prometteuse aux méthodes traditionnelles notamment le rivetage. Ce dernier présente en effet 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 des rivets, les concentrations de contraintes au niveau des trous particulièrement néfastes pour la tenue en fatigue des structures ainsi assemblées. Le procédé de soudage par FSW n'a pas ces inconvénients, il permet également 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, ...).

Les alliages d'aluminium des familles 2000 et 7000 sont utilisés dans l'industrie aéronautique pour leur faible masse volumique (environ $2,8 \text{ g/cm}^3$) et leurs bonnes caractéristiques mécaniques. Toutefois, il est incontournable d'aborder les questions de propriétés mécaniques et de résistance des soudures FSW dans des conditions similaires voir plus sévères que les conditions de vol. C'est dans ce contexte que s'inscrit cette thèse.

Cette étude a été réalisée au sein du département DuMAS (Durabilité des Matériaux, des Assemblages et des Structures) de l'Institut de Mécanique et d'Ingénierie (I2M) de Bordeaux. Elle s'inscrit dans le cadre du projet ADSAM (Assemblage et Durabilité des Structures Aéronautiques Métalliques) porté par Dassault-Aviation et qui vient en complément d'autres projets européens (WELAIR et COINS) relatifs au soudage FSW. Ce projet constitue pour Dassault-Aviation l'opportunité de poursuivre ses développements sur le soudage FSW et d'étudier la problématique de la réalisation d'un démonstrateur de caisson de voilure d'un futur avion FALCON soudé. Le projet ADSAM contient deux volets : un volet sur le soudage FSW et un volet sur le soudage laser. La partie FSW a donné lieu à trois thèses : celle de D. Lacombe (en cours) sur la relation entre le procédé de soudage et la microstructure des joints, celle d'E. Bousquet sur la corrélation entre la microstructure et la sensibilité à la corrosion [9] et celle-ci traitant du comportement mécanique des joints soudés.

L'objectif de cette thèse est de déterminer, d'une part, la tenue mécanique sous chargement de traction monotone et de fatigue des soudures FSW dans des conditions proches de celles du fonctionnement des pièces mécaniques à l'échelle de la structure d'une voilure d'aéronef et d'autre part, d'identifier les mécanismes d'endommagement qui sont à l'origine de la rupture des joints soudés par FSW sous chargements quasi-statiques monotones ou de fatigue. En effet, si le procédé de soudage par FSW présente plusieurs avantages, il introduit de très fortes hétérogénéités de microstructure dans les joints soudés. Cela conduit à un comportement mécanique hétérogène dans chacune des zones les constituant. Trois nuances d'alliages d'aluminium (2024-T351, 2050-T851 et 7449-T79) ont été combinées pour former les cinq configurations de soudage étudiées : trois soudures semblables (les deux plaques soudées sont du même alliage) et deux soudures dissemblables (les deux plaques sont dans deux alliages différents, 7449-T79/2024-T351 et 7449-T79/2050-T851).

Ce manuscrit s'articule autour de quatre chapitres :

1. Le premier présente une revue bibliographique des travaux de recherche publiés sur le procédé de soudage par FSW et l'étude des propriétés mécaniques et microstructurales des joints en alliages d'aluminium soudés. On s'est intéressé précisément aux alliages laminés à durcissement structural de la série 2000 (en particulier le 2024-T351 et le 2050-T851) et de la série 7000 (7449-T79). L'étude bibliographique est particulièrement axée sur la caractérisation de la microstructure et des hétérogénéités de comportement mécanique des joints FSW et le lien entre les propriétés mécaniques locales (dans chaque zone) et l'évolution de la microstructure le long des joints soudés par FSW.

2. Le deuxième chapitre est subdivisé en deux parties. La première partie est consacrée à la caractérisation de la microstructure des joints soudés par FSW à l'échelle des hétérogénéités (échelle des grains, échelle des zones du joint). Dans la deuxième partie, la démarche expérimentale et les conditions d'essais mécaniques sont présentées en détail.
3. Le troisième chapitre est dédié à la caractérisation mécanique sous chargement de traction monotone quasi-statique des soudures FSW. On s'intéresse particulièrement à la détermination des comportements mécaniques locaux de chacune des zones des joints soudés en utilisant des méthodes de mesure de champs de déplacement et de déformation par corrélation d'images numériques. Un dispositif expérimental spécifique a été élaboré à l'aide de composants optiques (lentille et miroir) pour observer l'évolution du champ de déformation sur la face avant et sur la tranche (épaisseur) des éprouvettes. Ceci permet de mettre ainsi en évidence les hétérogénéités de comportement mécanique des joints soudés. Enfin, l'analyse microscopique permet de déterminer les zones critiques de rupture et de définir un lien avec la microstructure.
4. Le quatrième et dernier chapitre est organisé en deux parties. Dans la première, nous traitons du comportement mécanique cyclique macroscopique des joints soudés par FSW. On a déterminé également, en utilisant des mesures de champ de déformation par corrélation d'images numériques, le comportement mécanique cyclique local (dans chaque zone) des joints et établi le lien entre la localisation de la déformation et la microstructure. L'analyse microscopique des faciès de rupture permettra d'identifier les mécanismes d'endommagement et l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue. La deuxième partie est consacrée aux essais de fatigue dans le domaine oligocyclique (10^4 à 10^5 cycles) sur des éprouvettes entaillées représentatives de détails critiques de structures aéronautiques soudées par FSW.

En conclusion, nous présentons une synthèse des principaux résultats obtenus et nous proposons des perspectives sur quelques travaux de recherche futurs.

Note de confidentialité

Pour des raisons de confidentialité, les compositions chimiques des matériaux étudiés et les paramètres de soudage ne sont pas communiqués dans ce manuscrit. Les valeurs des contraintes ont été multipliées par un facteur unique permettant ainsi de préserver l'homothétie des courbes.

Chapitre 1

Caractérisation microstructurale des joints soudés par FSW - Étude bibliographique

Sommaire

1.1 Mécanismes de durcissement par précipitation des alliages d'aluminium	4
1.1.1 Durcissement par cisaillement des précipités	4
1.1.2 Durcissement par contournement des précipités	5
1.2 Principe du procédé de soudage par FSW	5
1.3 Caractérisation de la microstructure des joints soudés par FSW	6
1.3.1 Microstructure des joints soudés par FSW	6
1.3.2 État de précipitation dans les joints soudés par FSW	9
1.4 Effet du procédé sur les propriétés mécaniques des joints soudés par FSW	12
1.4.1 Évolution de microdureté le long des joints soudés par FSW	12
1.4.2 État de contraintes résiduelles à travers les joints soudés par FSW	18
1.5 Comportement mécanique en traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW	20
1.5.1 Évolution des propriétés mécaniques le long des joints soudés par FSW	20
1.5.2 Effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des joints soudés par FSW	23
1.5.3 Analyse des faciès de rupture en traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW	24
1.6 Résistance en fatigue des joints soudés par FSW	27
1.6.1 Durée de vie des joints soudés par FSW	27
1.6.2 Mécanismes d'amorçage des fissures en fatigue dans les joints soudés par FSW	29
1.7 Corrélation d'images numériques	32
1.7.1 Principe de la corrélation d'images numériques	32
1.7.2 Description de la méthode	33
1.7.3 Étude de l'histogramme des niveaux de gris	34
1.7.4 Mise en œuvre de la corrélation d'images numériques	35
1.8 Conclusion du chapitre	35

Le procédé de soudage par friction malaxage (FSW) est considéré aujourd'hui comme l'alternative la plus prometteuse aux méthodes traditionnelles d'assemblage (soudure à l'arc, rivetage...). Il est défini comme un procédé de soudage de matériaux à l'état solide et sans apport de matière ; ainsi, les défauts liés au processus de solidification et à l'apport de matière sont éliminés. Le soudage par FSW est particulièrement intéressant pour l'assemblage des alliages d'aluminium utilisés dans l'industrie aéronautique [41] qui, jusque-là, sont peu utilisables en raison de leur instabilité avec les procédés de soudage traditionnels (MIG, TIG ...). Le soudage par friction malaxage a été inventé par Thomas Wayne à l'institut de soudure britannique (TWI-UK) en 1991. Depuis, de nombreux travaux de recherche ont été conduits avec une large collaboration entre l'industrie et les laboratoires de recherche pour le développement et la caractérisation des joints soudés par FSW [35]. Il convient particulièrement bien aux alliages à haute résistance et à bas point de fusion (aluminium, magnésium, cuivre) et trouve avec ces matériaux ses applications industrielles principales : aéronautique, spatiale, transports terrestres, construction navale.

L'objectif de ce chapitre est d'établir une synthèse bibliographique sur les travaux de recherche effectués sur les joints soudés par FSW en alliage d'aluminium à durcissement structural. Après un rappel des mécanismes de durcissement structural des alliages d'aluminium, on s'intéressera aux évolutions de la microstructure à travers les joints FSW (taille de grains, distribution des précipités, ...) et à leurs propriétés mécaniques sous chargement de traction monotone quasi-statique et sous chargement cyclique. Une grande partie de ce chapitre sera dédiée à l'étude du comportement mécanique des soudures FSW en traction monotone quasi-statique et de leur résistance en fatigue ainsi qu'à l'analyse des mécanismes d'endommagement à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue. Enfin, la dernière partie sera consacrée au principe des méthodes de mesure de champ de déformation notamment la corrélation d'images numériques utilisée dans le cadre de notre étude pour déterminer les comportements mécaniques locaux dans chacune des zones constituant les joints soudés par FSW.

1.1 Mécanismes de durcissement par précipitation des alliages d'aluminium

Les séquences de précipitation dans les alliages d'aluminium s'accompagnent de modifications importantes des propriétés physiques et mécaniques de ces derniers. La limite d'élasticité et la dureté sont particulièrement sensibles à l'état de précipitation dans ces alliages [16, 51]. Le durcissement structural, qui résulte de la précipitation de particules fines de phases métastables ou stables, présente en outre un intérêt pratique particulier à la fois parce qu'il permet d'atteindre un niveau important de caractéristiques mécaniques mais aussi parce que celui-ci peut être ajusté et contrôlé par simple traitement de revenu [20].

Dans le cas des alliages d'aluminium-cuivre (cas du 2024), d'aluminium-cuivre-lithium (cas du 2050) et d'aluminium-zinc (cas du 7449), les principaux mécanismes de durcissement sont régis par l'interaction des dislocations avec les précipités qui jouent le rôle d'obstacles à leur déplacement. La mobilité des dislocations dépend donc de la distribution, de la densité et de la nature de ces obstacles. Les mécanismes physiques qui gouvernent le durcissement sont nombreux : (i) Durcissement par effet à distance (durcissement par différence de module de cisaillement ou par contrainte de cohérence), (ii) Durcissement par cisaillement des précipités par les dislocations, et (iii) Durcissement par contournement des précipités par les dislocations [20]

1.1.1 Durcissement par cisaillement des précipités

Le cisaillement de précipités n'apparaît que lorsque ceux-ci sont cohérents ou semi-cohérents avec la matrice [27] et que la dislocation peut glisser de manière continue de la matrice aux précipités. Lorsque les plans de glissement de la matrice et des précipités sont en coïncidence (plans en épitaxie), le cisaillement s'effectue dans un seul plan. Dans le cas contraire, la géométrie du cisaillement peut être beaucoup plus complexe et conduire à l'émission de boucles de dislocations à l'interface précipité/matrice ou encore à la formation d'un cran le long de la ligne de dislocation.

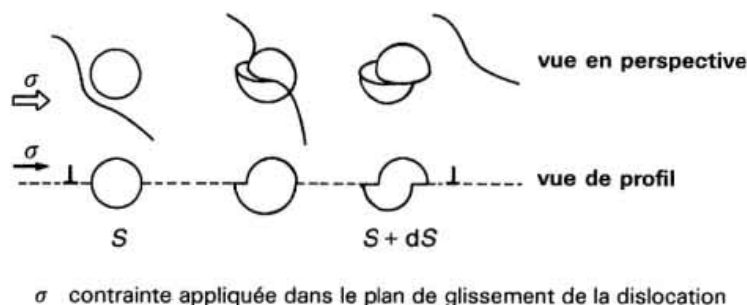


FIGURE 1.1 – Cisaillement d'un précipité sphérique dans le plan de glissement d'une dislocation coin [20]

La figure 1.1 illustre le cisaillement d'un précipité dans le plan de glissement d'une dislocation coin. En effet, l'incrément de surface de précipitation par la création de nouvelles interfaces entre les précipités et la matrice et la modification de l'énergie des dislocations conduisent à la résistance au passage des dislocations donc au durcissement du matériau. Les principaux mécanismes physiques de durcissement par cisaillement de précipités par les dislocations sont (i) Durcissement par incrément de surface, (ii) Durcissement par différence d'énergie de faute d'empilement et (iii) Durcissement par effet d'ordre [20].

1.1.2 Durcissement par contournement des précipités

Le deuxième mécanisme de durcissement est le franchissement des précipités par contournement. Ce mécanisme est souvent associé à la phase d'adoucissement des alliages d'aluminium et aux états de sur-revenus. Le mécanisme de contournement des précipités se fait par un glissement primaire ou par un glissement dévié [20]

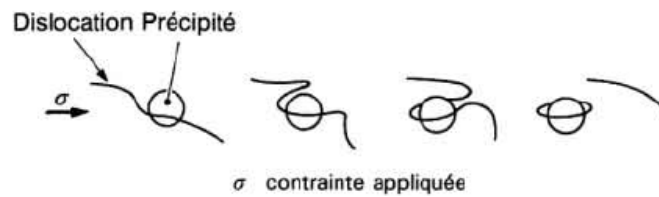


FIGURE 1.2 – Franchissement des précipités par contournement [20]

La figure 1.2 illustre le schéma de contournement des précipités par les dislocations. Les deux brins de la ligne de dislocation, incurvés de part et d'autre de l'obstacle, se recombinent, permettant l'échappement de la dislocation et laissent autour du précipité une boucle de dislocation.

Le durcissement par précipitation peut avoir pour origine une différence de paramètre de maille entre la matrice et les précipités cohérents ou encore une différence de coefficient de dilatation thermique entre la matrice et les précipités. Dans les deux cas, le champ de distorsion élastique autour des précipités interagit avec les champs de déformation associés aux dislocations et limite ainsi leur mouvement. Ce mécanisme se nomme le durcissement par contraintes de cohérence. Il est notamment présent dans les alliages aluminium-zinc [20].

1.2 Principe du procédé de soudage par FSW

Les deux pièces à souder sont mises en contact et solidement bridées. Puis, l'outil constitué principalement d'un épaulement et d'un pion en rotation (400 à 1200 tours/min) pénètre dans la matière. Le frottement du pion sur les pièces provoque un échauffement qui entraîne un ramollissement de la matière. Cela permet d'insérer le pion à l'interface entre les pièces à assembler jusqu'à amener l'épaulement au contact de ces dernières (fig 1.3). L'outil se déplace le long du joint à souder à des vitesses de l'ordre de 100 à 1000 mm/min [41].

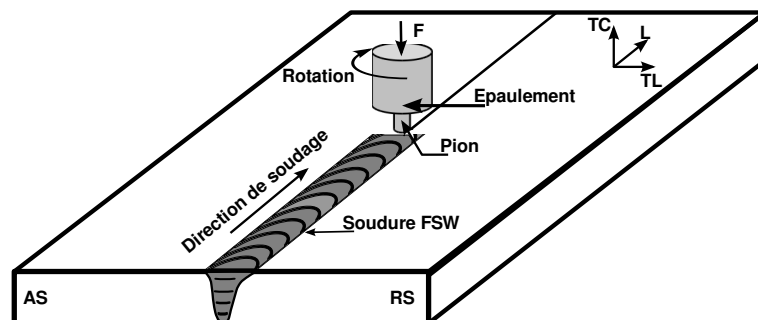


FIGURE 1.3 – Paramètres du procédé de soudage par FSW

Une fois l'épaulement en contact avec les pièces à souder, un effort est maintenu sur l'outil, pour empêcher la matière de fluer vers le haut et permettre le forgeage de celle-ci. Le rôle de l'épaulement est de générer la chaleur par frottement sur les pièces à assembler. Le frottement entre l'outil (l'épaulement et le pion) et les parties à souder engendre une élévation locale de la température, mais n'atteignant pas la température de fusion. Le matériau se ramollit et passe dans

un état pâteux facilitant le déplacement de l'outil le long du joint à souder. Le mouvement de rotation du pion permet le malaxage, c'est-à-dire le mélange de la matière des deux pièces à assembler. La combinaison des mouvements de translation et de rotation de l'outil entraîne la matière de l'avant vers l'arrière du pion en déformant plastiquement la matière se situant devant le pion. Cette matière malaxée, composée des différents matériaux soudés, se retrouve à l'arrière de l'outil et forme le cordon de soudure. Ainsi, le joint formé est constitué uniquement des métaux de base des pièces assemblées et ne nécessite pas de métal d'apport [41]. Le côté de la soudure dont la vitesse d'avance et la vitesse tangentielle de l'outil (due à la rotation) sont dans le même sens est appelé *advancing side* (AS) et le côté opposé dont la vitesse d'avance est opposée à la vitesse de rotation de l'outil est appelé *retreating side* (RS).

Les principaux paramètres du procédé de soudage par FSW sont la vitesse de rotation de l'outil (t/min), la vitesse de soudage (v , en mm/min), l'effort de forgeage F appliqué sur l'outil (selon l'axe z , sens TC) et la profondeur de pénétration de l'outil dans la pièce (voir figure 1.3). Les valeurs de ces trois paramètres dépendent des matériaux de base et des épaisseurs des plaques à souder. Elles conditionnent l'état de surface du cordon, sa microstructure et donc ses caractéristiques mécaniques ainsi que la puissance dissipée par frottement et par déformation plastique. Les paramètres les plus importants sont la vitesse de rotation de l'outil (N , t/mn) et la vitesse d'avance (V , mm/min) [41]. La rotation de l'outil permet la friction et le malaxage du matériau autour du pion en rotation et la translation de l'outil transporte le matériau malaxé de l'avant à l'arrière du pion finissant ainsi le processus de soudage. À ces deux paramètres se rajoute l'angle d'inclinaison de l'outil par rapport à la surface de la pièce à souder. Cela permet un meilleur malaxage du matériau et son entraînement de l'avant vers l'arrière du pion [3].

Le soudage par FSW est considéré comme l'un des développements les plus importants pour l'assemblage des structures métalliques. En plus de sa particularité de permettre le soudage des alliages non soudables par les procédés traditionnels, il est considéré comme une technologie "verte" grâce à son bon rendement énergétique, sa propreté et son respect pour l'environnement (pas d'émissions polluantes). À la différence des méthodes de soudage conventionnelles, le FSW consomme considérablement moins d'énergie sans utilisation de gaz ni génération de fumées et permet le soudage de matériaux de compositions différentes [41]. Le procédé ne nécessite aucun métal d'apport, ce qui évite la formation de phases dures et fragilisantes. Le joint reste donc homogène chimiquement, ce qui constitue un avantage du point de vue de la tenue à la corrosion [27].

1.3 Caractérisation de la microstructure des joints soudés par FSW

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

1.3.1 Microstructure des joints soudés par FSW

La soudure FSW présente une microstructure très hétérogène le long du joint. La forme du cordon, la taille des grains ainsi que la taille des zones constituant le joint dépendent fortement des paramètres du procédé de soudage par FSW [12], de la forme de l'outil [67] [41] [11] ainsi que du traitement thermique subi par les matériaux soudés [3]. On note "L" la direction du laminage des plaques qui est la même que la direction de soudage, "TL" (travers long) la direction perpendiculaire à la direction de soudage et "TC" (travers court) la direction dans l'épaisseur des plaques à souder.

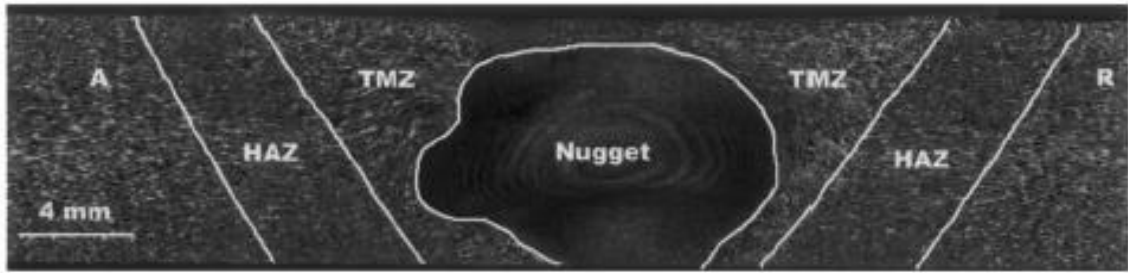


FIGURE 1.4 – Macrostructure d'un joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 - Coupe transversale (TL-TC) [38]

La figure 1.4 illustre une coupe dans le plan TL-TC d'un joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 [38]. L'analyse de la microstructure en terme de taille et d'orientation des grains permet de distinguer différentes zones le long du joint soudé par FSW. En effet, les gradients de chargements thermique et mécanique subis par les matériaux soudés [Maeda et al.] impliquent un gradient de microstructure à travers la soudure. Il est à noter également l'apparition de gradients de microstructure entre le côté AS et le côté RS du joint soudé par FSW.

La communauté FSW est unanimement d'accord sur le nombre et la dénomination des zones macroscopiques constituant le joint soudé par FSW néanmoins, il y a des auteurs qui considèrent les gradients des tailles de grains et de l'état de précipitation présent à l'intérieur même de chaque zone pour en distinguer des sous-zones à microstructure plus homogène [28, 27, 9]. En général, on distingue cinq zones différentes le long d'une soudure FSW :

1. **Le Noyau (ou Nugget)** est associé à la surface traversée par le pion [28] et présente une microstructure très fine. Les niveaux de température et de déformation plastique atteints provoquent la recristallisation dynamique de cette zone. La température atteinte est suffisante pour entraîner une dissolution des précipités durcissants et les intermétalliques sont broyés et redistribués par la grande déformation plastique. Les grains résultants sont fins et équiaxiaux avec un grand angle de frontière [28]. La taille des grains dépend significativement des paramètres de soudage, de la géométrie de l'outil, de la composition métallurgique des pièces, de la température, de l'effort vertical appliqué et du refroidissement[41]. Dans le cas du joint soudé en alliage 2024-T351 étudié, la taille de grains mesurée dans le noyau est de l'ordre de 5 à 10 μm (figure 1.5- a). La taille de cette zone correspond au diamètre du pion de l'outil de soudage.
2. **Le flow arm** est la surface supérieure des tôles brassée par l'épaulement. La microstructure de cette zone est fortement similaire à celle du noyau soudé à savoir une structure de grains fins équiaxiaux. En revanche, la taille de grains peut y être légèrement supérieure à celle du noyau. A.Ali et al. [2] dans leur étude sur les joints soudés en alliage d'aluminium 2024-T351 montrent que la taille de grains dans cette zone peut atteindre 15 μm .
3. **La zone affectée thermomécaniquement (ZATM)** est considérée comme la transition entre le matériau de base et le noyau du joint soudé [31]. Cette zone est caractérisée par une microstructure fortement déformée plastiquement [31]. Les grains du matériau de base sont largement étirés et subissent des rotations importantes autour du noyau pouvant atteindre 90°. La zone subit donc une histoire thermique et une déformation plastique très complexes. Les figures 1.5- b et 1.5- c montrent respectivement des vues optiques des microstructures de la ZATM - côté AS et de la ZATM - côté RS pour le joint soudé en alliage d'aluminium 2050-T851 étudié. La taille des grains est de l'ordre de 350 à 450 μm . Dans leur étude sur les joints d'alliage d'aluminium 2024-T351 dans différents états de recuit, H. Aydın et al. [3] montrent que la température dans cette zone atteint 350°C à 400°C.
4. **La zone affectée thermiquement (ZAT)** quant à elle, est définie comme la zone qui a subi seulement un chargement thermique sans déformation plastique notable. Les grains dans cette zone sont similaires à ceux du matériau de base [41] mais le chargement thermique subi induit une forte modification de l'état de précipitation dans cette zone. Les figures 1.5- d et 1.5- e montrent respectivement des micrographies de la ZAT- côté AS et de la ZAT- côté RS. Dans le cas du joint soudé en alliage 2050-T851, la taille de grains dans ces zones est de l'ordre de 300 à 350 μm . Dans leur étude sur les joints d'alliage d'aluminium 2024-T351, H. Aydın et al. [3] montrent que la température dans cette zone atteint 250°C à 300°C.
5. **Le matériau de base (MB)** est la partie de l'assemblage qui n'a subi aucune déformation mécanique. Le chargement thermique n'étant pas important, le matériau conserve sa microstructure et ses propriétés mécaniques d'origine.

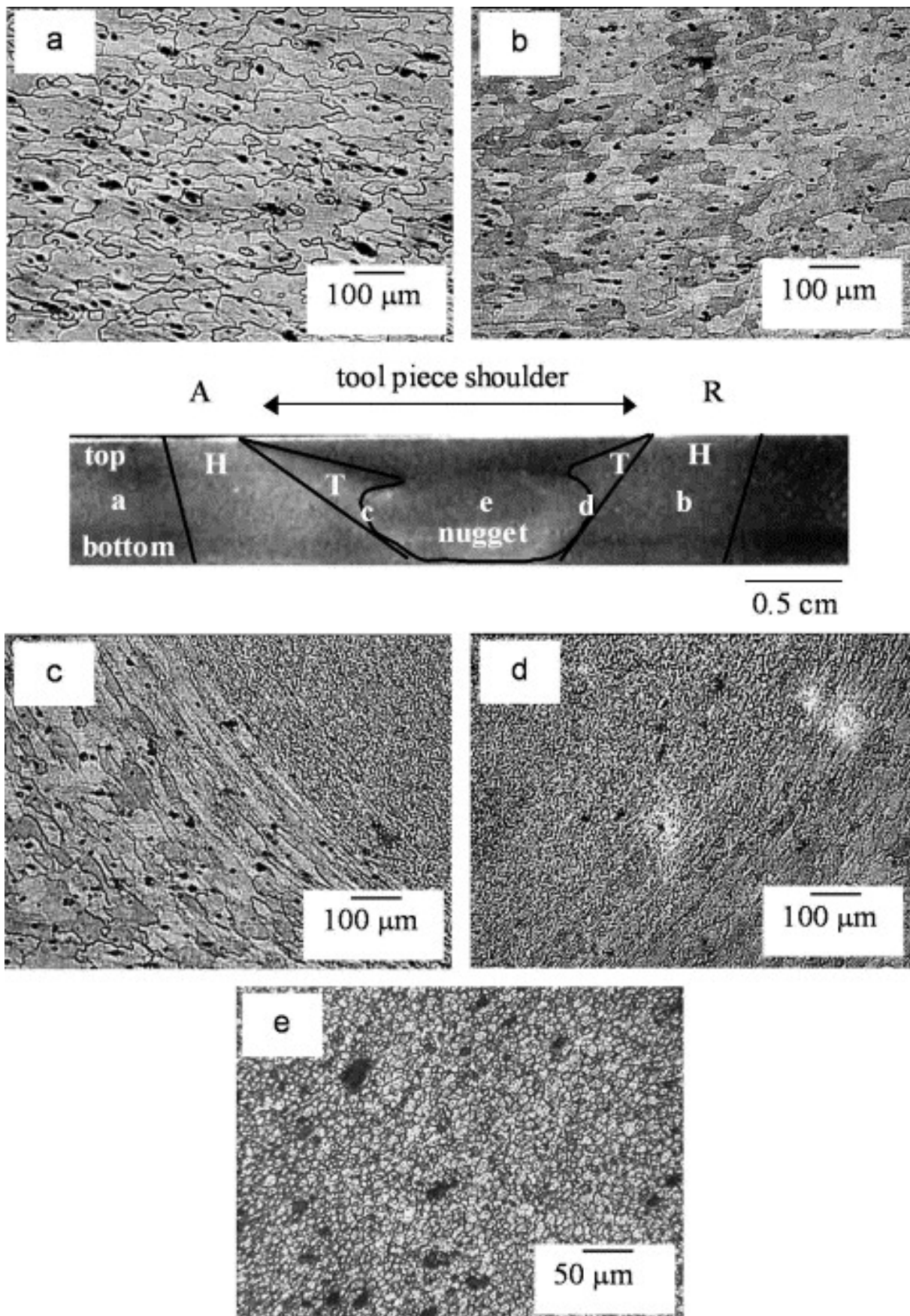


FIGURE 1.5 – Micrographie des zones du joint soudé par FSW en AA 2024-T351 : (a) MB, (b) ZAT, (c) ZATM AS, (d) ZATM RS, (e) Noyau [32]

1.3.2 État de précipitation dans les joints soudés par FSW

La plupart des alliages d'aluminium assemblés par FSW sont à durcissement structural (par précipitation). On s'intéresse dans ce paragraphe à l'évolution de l'état de précipitation et à la distribution des précipités due au procédé de soudage. L'objectif de cela est double : comprendre les origines des hétérogénéités de propriétés mécaniques de ces soudures et les mécanismes conduisant à l'amorçage des fissures.

Les modifications de la microstructure introduites par le procédé de soudage et les chargements complexes (thermique et mécanique) subis par le matériau conduisent à la dissolution et/ou réversion des précipités [27, 28]. Selon le type de matériau et les précipités initialement présents, la nature de la précipitation change entre les différentes zones du joint soudé. C. Genevois et al. [28] ont quantifié, dans leur étude sur le joint soudé en alliage d'aluminium 2024 dans deux états de traitement thermique avant soudage (2024-T351 et 2024-T6), l'évolution de la précipitation le long de la soudure par DSC (differential scanning calorimetry) et SAXS (small angle X-ray scattering). La phase durcissante qui précipite dans les alliages AlCuMg dépend de la quantité de cuivre et du rapport massique cuivre/magnésium ainsi que des paramètres de vieillissement [29]. Si ce rapport est supérieur à 8, l'agent durcissant est alors Al₂Cu. Dans un alliage avec un rapport massique cuivre/magnésium compris entre 4 et 8 deux types de précipités sont activés (Al₂Cu et Al₂CuMg). Entre 4 et 1,5 seul Al₂CuMg, connu sous le nom de la phase S, contrôle les propriétés ; en dessous de cette proportion, les propriétés dépendent de Al₆CuMg₄ [27]. En général, il est admis que la précipitation dans l'alliage 2024-T351 se produit dans des zones appelées de Guinier Preston Bagaryatskii (GPB) qui se forment à une température proche de 80°C et se dissolvent à partir de 200°C [2, 28, 27, 9].

Dans la ZAT, la précipitation est de type S'(S)¹. Cette phase, initialement fine, devient grossière en s'approchant du côté de la ZATM [28]. Les zones de Guinier-Preston-Bagaryatskii (GPB)² restent dominantes dans la ZAT au voisinage du métal de base et décroissent au profit de la phase S'(S) en s'approchant de la ZATM. La fraction de la phase S'(S) est maximale à l'interface entre la ZAT et la ZATM et celle des zones GPB est minimale. Cette configuration reste la même le long de toute la ZATM. La phase S'(S) présente dans la ZATM est grossière et hétérogène [28, 27].

Les températures atteintes dans le noyau sont suffisamment grandes pour réduire la fraction de la phase S'(S). Par conséquent, la solution solide est enrichie et de nouvelles zones GPB sont formées et deviennent à nouveau la phase dominante. Les phases S'(S) précipitées dans le noyau deviennent incohérentes avec la matrice [28].

1. La phase S' est une phase métastable qui apparaît à haute température. Elle est définie comme une phase déformée de la phase S (Al₂CuMg) [27].

2. Les zones GPB se forment à une température proche de 80°C et se dissolvent à partir de 200°C. Il est généralement admis qu'elles se composent d'un arrangement d'atomes de Cu et de Mg [27]

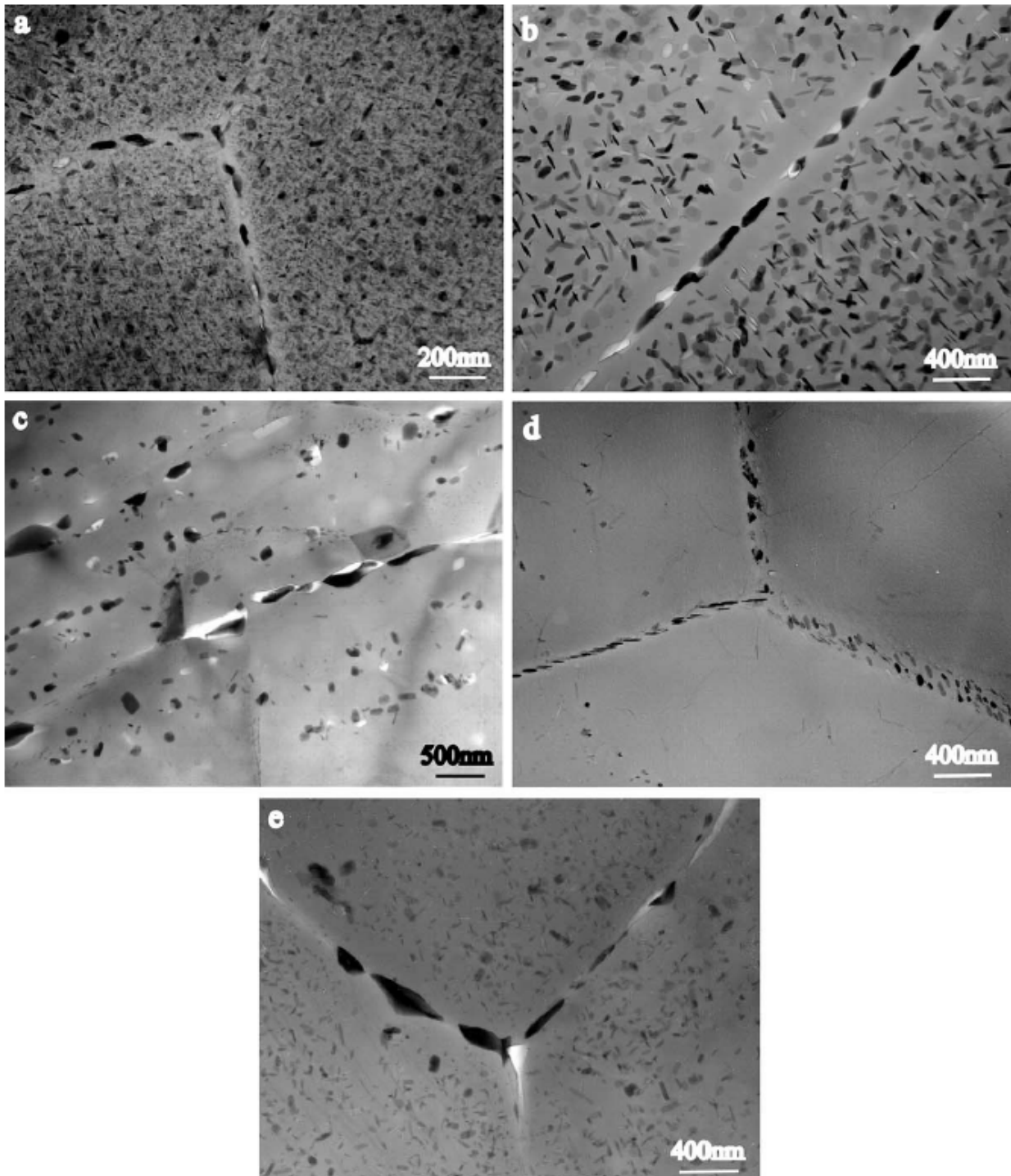


FIGURE 1.6 – Précipités dans les grains et le long des joints de grains de l’alliage 7075-T651 soudé par FSW (a) matériau de base, (b) ZAT, (c) ZATM I, (d) ZATM II, et (e) dans le noyau. [31]

Dans le cas des alliages d’aluminium de la série 7000, J.-Q. Su et al. [31] ont rapporté, dans leur étude sur les joints soudés par FSW, que les précipités durcissant dans l’alliage 7050-T651 sont les phases η' (Mg(Zn, Cu, Al)₂) et η (MgZn₂ et /ou Mg₃Zn₃Al₂) (figure 1.6).

L’analyse en microscopie électronique à transmission (MET) révèle une distribution très fine des précipités intragranulaires dans le matériau de base avec une taille inférieure à 50 nm (figure 1.6 (a)). Des précipités grossiers ont été mis en évidence dans les grains à grand angle et les joints des sous grains. Un petit nombre de zones sans précipité d’environ 25 nm de largeur sont présentes le long des joints de grains.

La figure 1.6(b) montre l’état de précipitation intragranulaire et dans les joints de grains dans la ZAT. La précipitation dans les grains reste homogène mais devient très grossière et le nombre des zones sans précipités augmente le long des

joints de grains d'un facteur 5. Les précipitations intragranulaires ont été identifiées et sont essentiellement formées des phases η et η' [31].

La précipitation la plus complexe qui se manifeste au cours du soudage est spécialement associée à la ZATM. On distingue deux cotés de cette zone (adjacent du côté de la ZAT (ZATM I) et du côté du noyau (ZATM II). La ZATM I présente deux types de précipitations hétérogènes : des précipitations intragranulaires grossières de l'ordre de 100 nm et assez fines de l'ordre de 10 nm, et une précipitation très grossière dans les joints de grains (figure 1.6 (c)). La ZATM II présente une petite quantité de précipités très fins, de l'ordre de 10 à 20 nm. Ces précipités sont présents dans les grains mais aussi aux joints de grains. Des précipités ont été, également, observés dans les sous grains (sur les dislocations). Cela explique qu'ils sont complètement dissous et reprécipités préférentiellement aux joints de grains, des sous grains et sur les dislocations pendant le refroidissement (figure 1.6 (d)).

Dans le noyau, les précipités sont complètement dissous durant le soudage. Leur redistribution dépend fortement de la structure et de la densité des dislocations. On note une forte concentration des précipités, de l'ordre de 60 à 100 nm, repartis de façon uniforme dans les grains à grande densité de dislocations. Les précipités dans les joints de grains sont plus larges et plus espacés. On note moins de précipités dans les joints à faible densité de dislocations (figure 1.6 (e)). Cela explique que les dislocations ou les sous grains sont les sites préférés des nucléations et des croissances des précipités.

E. Bousquet [9] et C. Genevois [28, 27] montrent que dans le cas du joint soudé par FSW en alliage 2024-T351, en allant du noyau vers la ZAT, la densité des intermétalliques décroît et la densité de la phase $S'(S)$ devient très faible au détriment des zones GPB. Dans le noyau, une faible densité de précipités riches en cuivre et en manganèse a été observée. Dans la ZATM, on note la présence de zones dénudées de précipités et quelques précipités principalement enrichis en cuivre ont été observés dans les joints de grains. En allant le long de la ZAT (de la ZATM vers le matériau de base), la densité des zones GPB diminue brusquement au détriment des phase $S'(S)$. Dans la zone proche de la ZATM, une fraction très élevée de la phase $S'(S)$ a précipité aux joints de grains. Ensuite, la précipitation des phases $S'(S)$ devient majoritairement intragranulaire en s'éloignant de la ZATM vers le matériau de base. Proche du matériau de base, la densité des zones GPB diminue légèrement ; le flux thermique ne permet pas la précipitation de la phase $S'(S)$. On montrera dans le prochain paragraphe l'influence de ces distributions de précipités sur les propriétés mécaniques des joints (microdureté, Rp0.2, Rm, A%...).

La figure 1.7 montre des observations MET (1 et 2) et MEB-FEG (3) qui illustrent la répartition des précipités le long d'un joint soudé en alliage 2024-T351. Dans le noyau, l'analyse a montré la faible fraction des précipités intragranulaires $S'(S)$ au détriment des zones GPB [9]. Dans la ZATM, la phase durcissante $S'(S)$ est répartie d'une manière homogène dans les grains. Le long des joints de grains, on observe la présence de quelques précipités intergranulaires de l'ordre de 600 nm [9]. Le long de la zone affectée thermiquement, on a observé une évolution des zones GPB au détriment de la phase $S'(S)$. Les deux processus, dissolution des zones GPB et précipitation de la phase $S'(S)$, sont en compétition [9, 28, 27]. Proche de la ZATM (figure 1.7-3), la précipitation intergranulaire est très importante. Elle augmente le long de la ZAT au détriment de la précipitation intragranulaire jusqu'à atteindre un maximum à la frontière ZAT/ZATM où elle forme des lignes continues de précipités le long des joints de grain [9]. La fraction de la phase $S'(S)$ reste élevée dans cette zone.

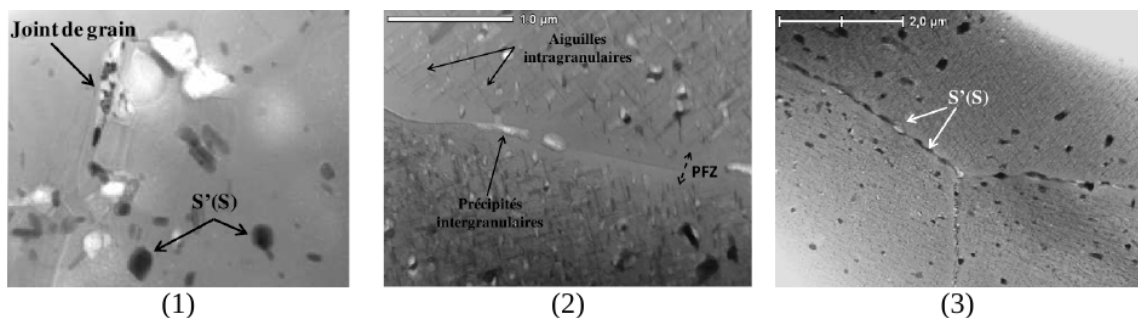


FIGURE 1.7 – Observations MET (1et 2) et MEB-FEG (3) de la précipitation intergranulaire et intragranulaire le long du joint soudé par FSW en alliage 2024-T351 : (1)Noyau (2) ZATM et (3)ZAT [9]

Pour les alliages aluminium-lithium, les principales séquences de précipitation à l'état de maturation naturelle T3 sont les phases GP, θ'' (Al_2Cu) et δ' (Al_3Li) [51]. La précipitation dans ces alliages est liée directement au traitement thermique subi. Le niveau de température ainsi que la durée du traitement thermique sont primordiales pour la formation de nouvelles séquences de précipitation comme la phase T1 (Al_2CuLi) qui devient la principale phase durcissante quand les conditions thermiques permettent sa nucléation. À l'état thermique T8, la séquence de précipitation prédominante est la phase T1 qui se forme dans la plage de température de 138 °C à 260°C [16] et précipite préférentiellement aux

sous joints de grains. Dans cette plage de température, la formation des phases θ' et θ'' se développe au détriment des zones GPB. Au cours du procédé de soudage par FSW, ces températures peuvent être facilement atteintes dans la ZAT. Dans la plage de température de 316 °C à 371°C, il a été observé une précipitation rapide des phases θ et θ' . Cette température peut être atteinte dans la ZATM et dans la ZAT proche de la ZATM de la soudure FSW.

Dans le cas du joint soudé en alliage 2050-T3 traité en post soudage à l'état T851, le procédé de soudage par FSW ne modifie pas la distribution du lithium le long du joint [9]. Celle-ci reste donc constante et égale à celle du matériau de base. La taille et la densité des intermétalliques, dans la ZAT, restent les mêmes que celles du matériau de base tandis que, dans la ZATM et le noyau, on note l'augmentation de la densité des petits composés intermétalliques dont la taille est inférieure au μm au détriment des plus gros. Une présence de despersoïdes en forme de bâtonnets de 200 à 500 nm de long et 200 nm de large a été observée le long de toute la soudure avec une distribution plus homogène dans la ZAT que dans la ZATM et le noyau. Le traitement thermique a permis l'accroissement et la coalescence des phases T1 déjà présentes dans l'état T3 et la formation d'autres de taille plus petite. La fraction relative des phases T1 est de l'ordre de 75%. Aux joints de grains, une ségrégation du lithium a été observée notamment dans la ZAT et des précipités riches en cuivre et en zinc dans la ZATM [9].

Synthèse

On retient dans cette partie du chapitre que le procédé de soudage par FSW modifie fortement la microstructure à travers les joints en termes de taille des grains, de leur orientation mais surtout de l'état de précipitation. Les précipités présents dans les différentes zones dépendent bien évidemment de la composition initiale des matériaux de base non soudés et du flux thermique qui dépend des conditions de soudage (épaisseur des plaques soudées, géométrie de l'outil, vitesse de rotation, vitesse de soudage, ...). Les températures atteintes durant le soudage permettent la reprécipitation des phases existantes (zones GPB, ...) mais aussi l'apparition de nouvelles phases durcissantes (phase $S'(S)$, T1, ...), leur distribution est très hétérogène à travers les joints. On retient également que dans le cas des alliages d'aluminium de la série 2000 la phase durcissante est essentiellement les zones GPB [28, 27, 2, 3] alors que dans le cas des alliages de la série 7000 les éléments principaux de durcissement sont les phases η et η' [31]. En ce qui concerne les alliages de la série 2000 avec ajout de lithium (AL-Li), on enregistre l'apparition de la phase T1 en plus des zones GPB.

Nous verrons dans le paragraphe 2.4 l'influence de ces distributions de précipités sur l'hétérogénéité des propriétés mécaniques de ces soudures.

1.4 Effet du procédé sur les propriétés mécaniques des joints soudés par FSW

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

1.4.1 Évolution de microdureté le long des joints soudés par FSW

La microdureté figure parmi les propriétés mécaniques des joints soudés par FSW qui sont largement traitées dans la littérature. Elle est le résultat direct de la modification de la microstructure causée par le procédé de soudage. La microdureté est l'une des propriétés mécaniques les plus affectées par les modifications de la taille des grains et de l'état de précipitation dû au procédé de soudage. L'étude de l'évolution de la microdureté le long des joints soudés a un intérêt particulier. En plus des informations qu'on peut en déduire sur les hétérogénéités de la microstructure le long des soudures, la microdureté est considérée comme un marqueur direct des propriétés mécaniques ($R_{p0.2}$, R_m , $A\%$, ...). C. Genevois et al. [27] ont montré qu'il existe une corrélation entre le profil de microdureté et le profil de ces propriétés le long des joints FSW.

La modification de la microstructure, de la précipitation et des contraintes résiduelles introduites au cours du procédé de soudage par FSW génère un profil de dureté très complexe le long du joint soudé ainsi qu'à travers son épaisseur. En général, le profil de dureté à travers le joint soudé par FSW prend une forme en W dans les alliages d'aluminium à durcissement structural [50] (voir figure 1.8). Le cycle thermique subi pendant le soudage provoque un ramollissement du matériau autour du centre du joint. Par conséquent, on enregistre une chute de dureté dans la ZAT et dans la ZATM causée essentiellement par l'état de précipitation plutôt que par la taille de grains et la structure des dislocations dans

le joint [3]. Ceci signifie qu'en plus de l'état initial du matériau de base, le profil de microdureté dépend également des paramètres de soudage.

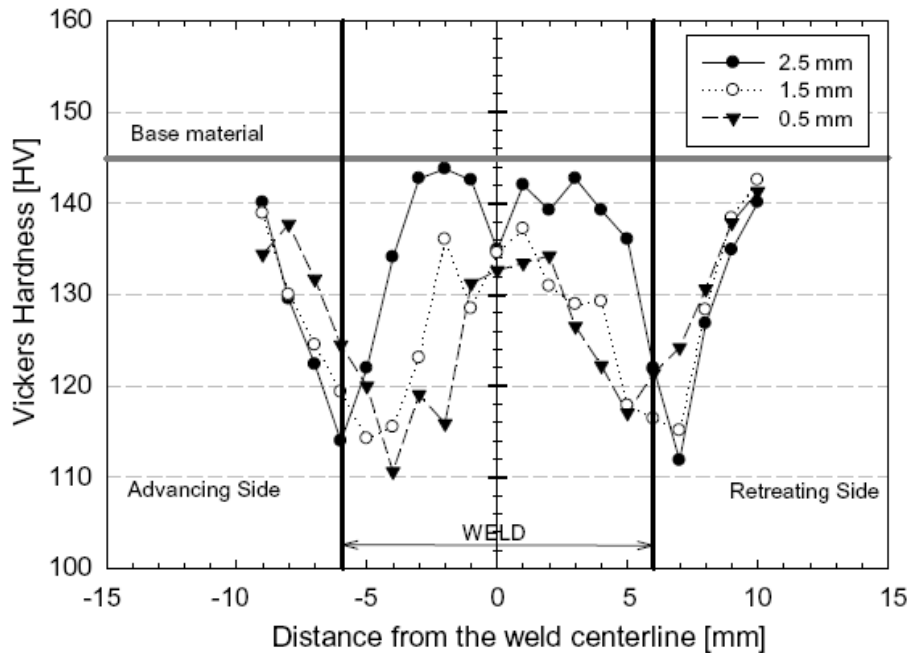


FIGURE 1.8 – Microdureté HV0.5 du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351[25]

L. Fratini et al. [25] estiment, dans leurs études sur les joints soudés en alliage 2024-T351, que la dureté mesurée chute le long de la section transversale ainsi que dans l'épaisseur des plaques soudées par FSW notamment dans la ZAT et la ZATM (figure 1.8). Ceci s'explique par le chargement thermique subi par ces zones et qui conduit à un état de précipitation très grossier. La dureté augmente dans le noyau et s'approche de la valeur du matériau de base (145 HV). Ceci est dû à la dissolution complète des éléments d'alliage et à leur précipitation après soudage et vieillissement du matériau.

Dans leur étude quantitative de la précipitation et des propriétés des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351, C. Genevois et al. [28], ont montré que la microdureté des joints soudés par FSW dépend de la composition chimique du matériau de base, du traitement thermique et de l'état de précipitation (de la taille et de la densité des précipités). Les résultats illustrés sur la figure 1.9 montrent que la densité des zones GPB évolue le long de la soudure. Le chargement thermique permet la dissolution des zones GPB et la formation des précipités de phase S'(S).

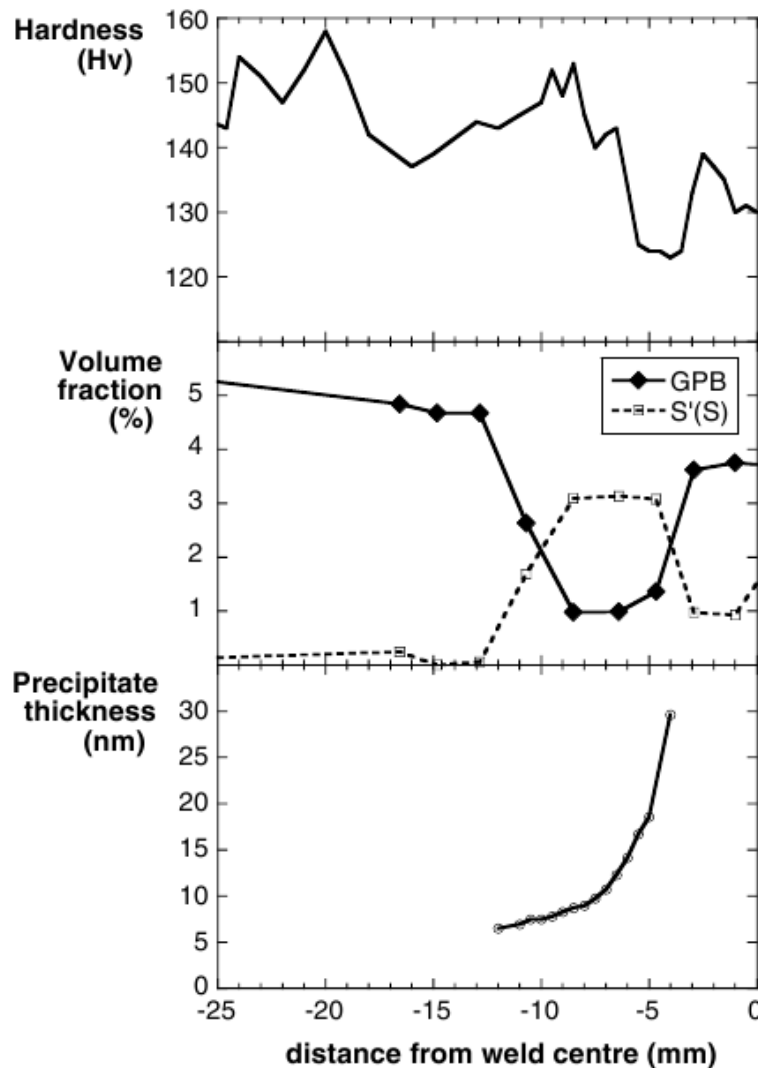


FIGURE 1.9 – Évolution de la microdureté, de la densité des zones GPB, de la fraction volumique des phases S'(S) et de la taille des précipités le long du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351[28]

Dans le noyau, les chargements thermique et mécanique permettent la formation d'une structure complètement recristallisée. Les températures atteintes dans cette zone permettent la dissolution des phases S'(S) et la reformation des zones GPB après le refroidissement. La structure fine et la formation des zones GPB permettent l'amélioration de la microdureté dans cette zone.

Dans la ZATM, la déformation plastique des grains engendre le durcissement du matériau par l'écrouissage malgré la dissolution des zones GPB et la formation des phases grossières S'(S).

Dans la ZAT, on remarque un gradient de densité des précipités en allant de la ZATM jusqu'au matériau de base. Près de la ZATM, le chargement thermique permet la dissolution des zones GPB et la formation, par coalescence, des phases S'(S) grossières. La valeur de la microdureté est minimale dans cette zone. Près du matériau de base, le chargement thermique subi permet la formation des phases S'(S) mais n'est pas suffisant pour leur coalescence. La microdureté remonte donc pour atteindre la valeur du matériau de base dont la phase durcissante est essentiellement constituée des zones GPB.

G. Bussu et al. [10], montrent que pour le joint en alliage 2024-T351, la valeur de la dureté le long du joint est maximale sur la face supérieure (côté épaulement de l'outil) du noyau (de l'ordre de 147 HV1) et minimale sur la face inférieure (côté opposé à l'épaulement) (de l'ordre de 137 HV1). La dureté minimale est mesurée à une distance de 6 mm du centre du joint sur la face inférieure et est de l'ordre de 103 HV1. La dureté augmente dans la ZAT et atteint une valeur maximale de 149 Hv1 à une distance de 22 mm du centre du joint et retrouve les valeurs de dureté du matériau de base à 52 mm du côté retreating et 44 mm du côté advancing. On précise que ces valeurs de microdureté et ces distances dépendent des paramètres de soudage utilisés dans cette étude (forme de l'outil, vitesses, ...). Ces paramètres sont hélas inconnus car confidentiels à Airbus UK ; seule l'épaisseur des plaques est connue (6,5 mm).

Des auteurs se sont intéressés à l'évolution de microdureté dans l'épaisseur des plaques soudées. Ali et al. [1] ont, dans leur étude de caractérisation du joint soudé en alliage 2024-T351, établi le profil de microdureté le long de 6 sections droites réalisées dans l'épaisseur du joint soudé par FSW à différentes distances du centre du joint (0, 3, 9, 14, 16 et 22 mm) . Les résultats montrent qu'en allant de la face supérieure (côté épaulement de l'outil) vers la face opposée, la valeur de la microdureté décroît à travers l'épaisseur des joint soudés dans le noyau, le Flow arm et la ZATM. Par contre, elle croît dans la ZAT et le matériau de base (figure 1.10).

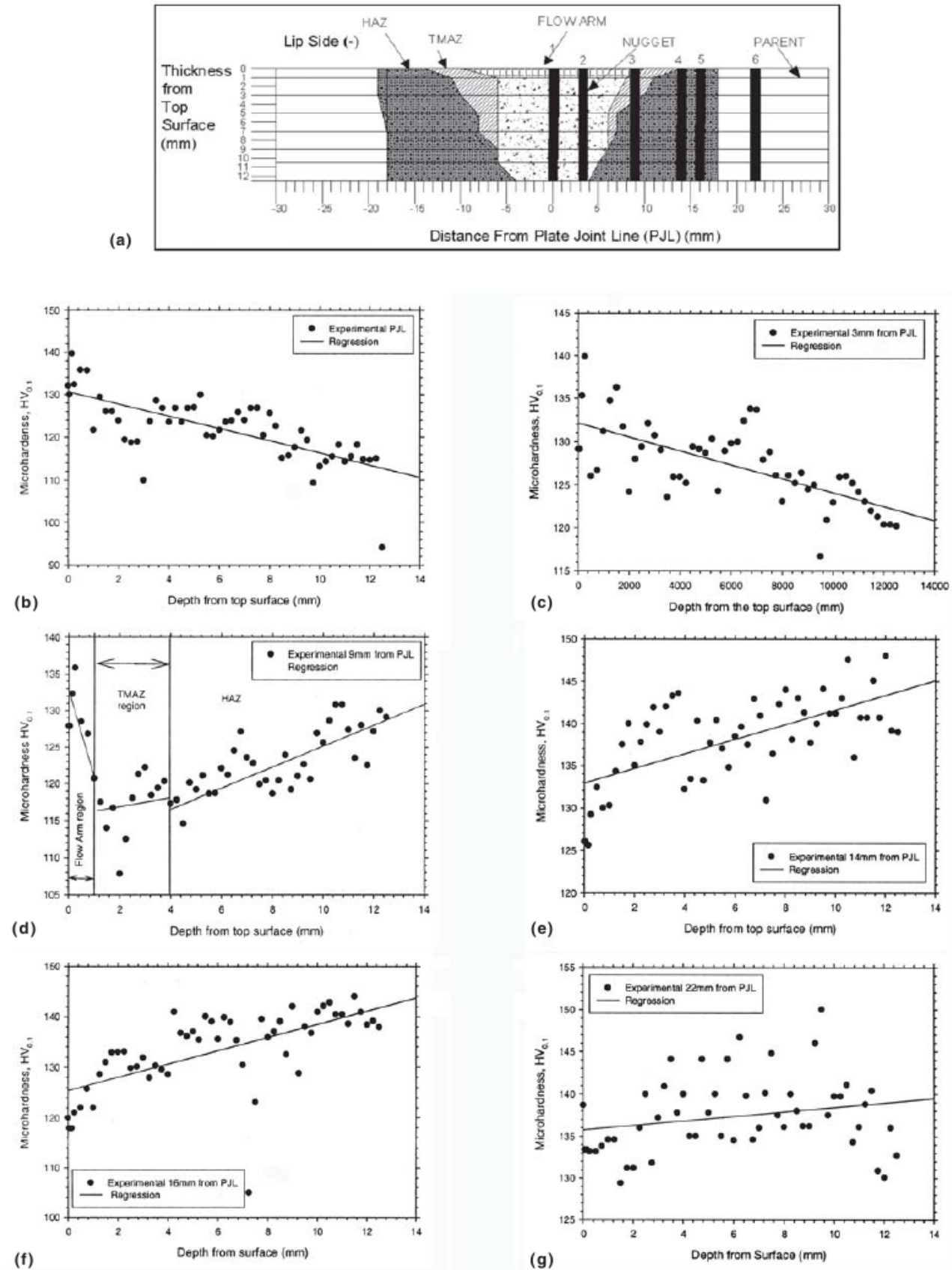


FIGURE 1.10 – Évolution des profils de microdureté à travers l'épaisseur d'un joint soudé par FSW en alliage 2024-T351 : (b) au centre du joint, (c) à 3 mm, (d) à 9 mm, (e) à 14 mm, (f) à 16 mm et (g) à 22 mm du centre du joint [2]

Ce gradient de microdureté dans l'épaisseur des plaques s'explique par le gradient de la microstructure (taille de grains, distribution des précipités,) engendré par le gradient de température lors du procédé de soudage [2].

Effet du traitement thermique sur la microdureté

Dans leur étude sur les effets des contraintes résiduelles et de la microstructure sur les propriétés mécaniques et la propagation de fissure en fatigue des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 2050-T851, G.Pouget et al. [50] ont montré que le profil de microdureté évolue en fonction du traitement thermique effectué après soudage (figure 1.11).

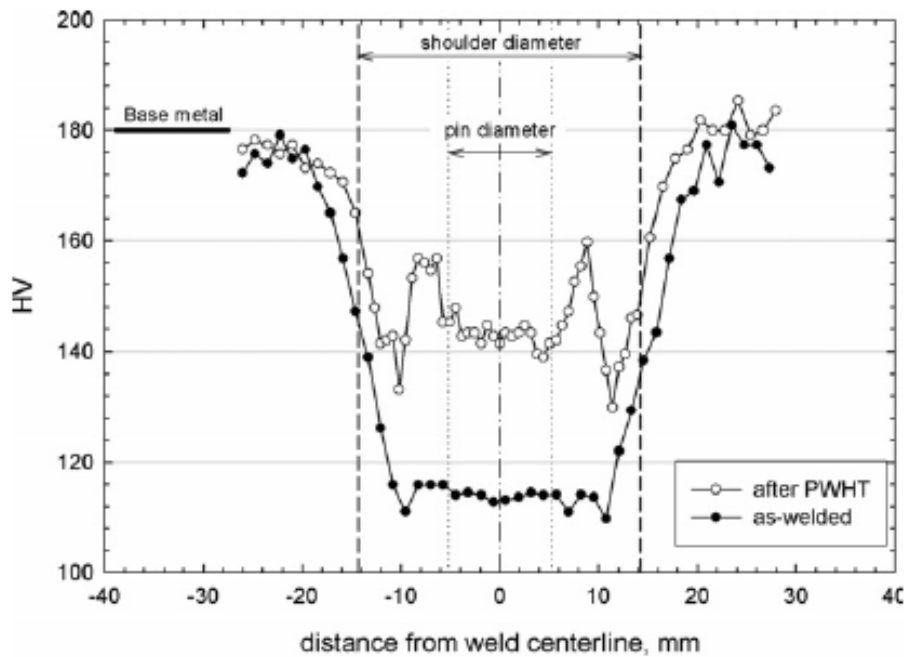


FIGURE 1.11 – Profil de microdureté du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2050-T851 (soudure brute et après traitement thermique de 160°C pendant 15h) : PWHT : post weld heat treatment (traitement thermique post soudage) [50]

En général, dans le cas des alliages aluminium-lithium, la microdureté évolue en fonction des conditions du traitement thermique (température, durée du traitement) [16][17] (figure 1.12). Par exemple, pour des températures de traitement thermique qui correspondent aux températures atteintes dans la ZAT des joints soudés par FSW, comprises entre 250 °F et 300 °F (135°C à 165°C), on remarque que la microdureté diminue jusqu'à une durée de traitement de 8h, puis elle commence à augmenter en fonction du temps (figure 1.12).

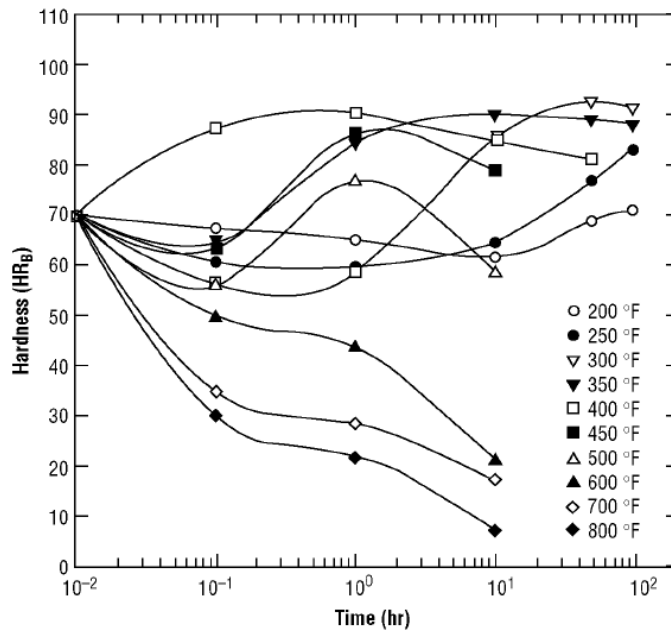


FIGURE 1.12 – Évolution de la microdureté en fonction des conditions du traitement thermique dans l’alliage Al-Cu-Li 2195 [16]

Synthèse

On retient de ce paragraphe qu’il existe une corrélation entre l’évolution de microdureté le long des joints soudés par FSW et l’état de précipitation dans chacune des zones les constituant. La microdureté dépend de la taille de grains, de l’état de précipitation ainsi que du traitement thermique subi par le matériau. On retient également qu’il existe une corrélation entre la distribution des phases durcissantes (GPB, S’(S), T1, η , η' ...) et le profil de microdureté le long des joints soudés par FSW des différents alliages d’aluminium à durcissement structural.

1.4.2 État de contraintes résiduelles à travers les joints soudés par FSW

Le procédé de soudage par FSW introduit des contraintes résiduelles complexes dans les joints. Leurs propriétés mécaniques peuvent en dépendre fortement, et particulièrement la résistance en fatigue. Contrairement aux contraintes résiduelles de compression, celles de traction peuvent engendrer l’amorçage de fissures et favoriser leur propagation, conduisant ainsi à la rupture des pièces soudées [18] notamment dans les condition de chargement cyclique de traction (rapport de charge positif). Il est donc particulièrement important de les caractériser dans chaque zone du joint soudé. Néanmoins, il est communément admis que ces contraintes sont moins importantes dans les soudures FSW que celles obtenues pour d’autres procédés de soudage conventionnels [41].

A. Ali et al.[1], dans leur étude sur l’alliage d’aluminium 2024-T351, ont analysé la distribution des contraintes résiduelles le long du joint soudé. La figure 1.13(b) montre les contraintes résiduelles longitudinales (dans le sens de soudage) sur les deux faces, supérieure (côté épaulement) et inférieure (côté opposé à l’épaulement), du joint soudé [2]. Les contraintes résiduelles ont été mesurées par la méthode du trou selon la norme ASTM E 837-99(2000). Les points 1 à 18 représentent les positions des jauges sur les deux surfaces de mesure.

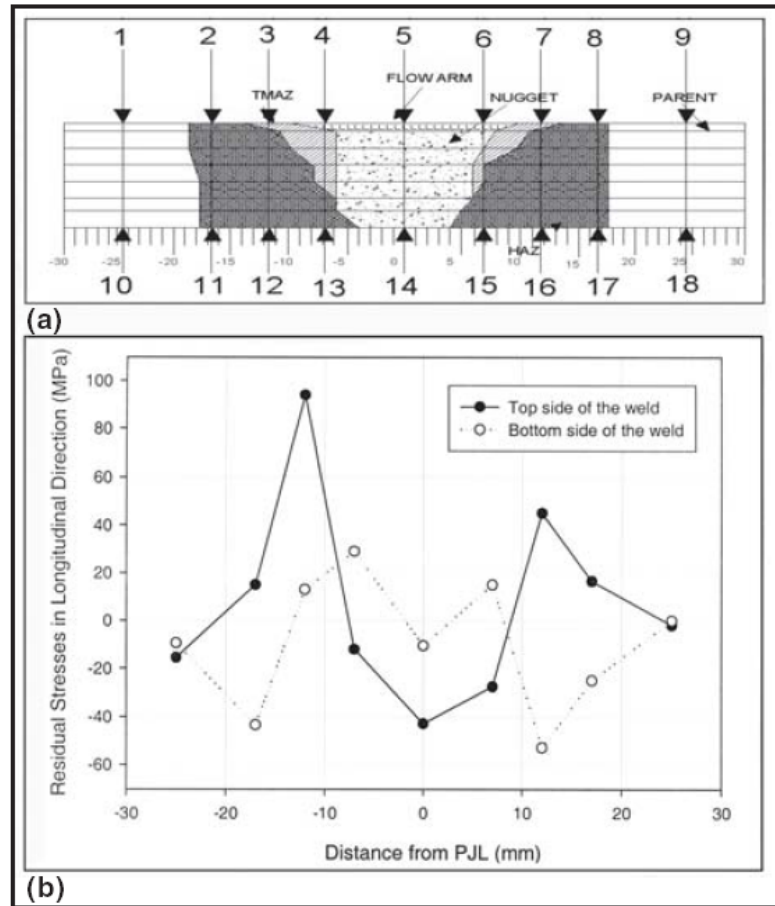


FIGURE 1.13 – Contraintes résiduelles le long d'un joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 [2]

Le profil des contraintes résiduelles dans le joint est caractérisé par une forme en 'M' ce qui est le cas dans plusieurs études de caractérisation des contraintes résiduelles dans une soudure FSW. Les contraintes mesurées sur les deux faces du joint ne sont pas similaires, des différences sont aussi à noter entre les deux côtés "advancing" et "retreating" sides. Sur la face supérieure, elles sont maximales de traction dans la ZATM, de l'ordre de 95 MPa, à 12 mm du centre du joint du côté RS et de l'ordre de 46 MPa du côté AS. Elles décroissent jusqu'à atteindre une valeur nulle dans le matériau de base. Dans le noyau, les contraintes résiduelles sont de compression et sont de l'ordre de -41 MPa. On note la non-existence de la ZATM sur la surface inférieure du joint. Les contraintes résiduelles sont de compression dans la ZAT, de l'ordre de -50 MPa du côté AS et -40 MPa du côté RS. À une distance de + 7 mm du centre du joint les contraintes résiduelles sont de traction (de l'ordre de 25 MPa). En général, les contraintes résiduelles décroissent d'une valeur maximale positive (de traction) sur la surface supérieure (côté épaulement de l'outil) et deviennent négatives (de compression) à partir de la mi-épaisseur des plaques soudées. Il est à noter que les valeurs numériques correspondent au cas particulier des joints réalisés avec les paramètres de soudage relatifs à cette étude. Néanmoins, l'évolution du profil des contraintes résiduelles le long des joints en alliage 2024-T351 peut être corrélée avec les hétérogénéités de la microstructure déjà discutées dans le paragraphe 2.3.

Dans leur étude sur le procédé FSW, R. Nandan et al. [45] ont montré que l'état des contraintes résiduelles dans le joint dépend fortement des paramètres de soudage, en particulier de la vitesse de soudage. Celle-ci pilote significativement l'état des contraintes de traction dans le joint. Les contraintes résiduelles de traction augmentent si la vitesse de soudage augmente [34].

James et Mahoney [44], dans leur étude sur les joints soudés en alliage d'aluminium 7050-T7451, montrent que les contraintes résiduelles sont maximales à l'interface entre le noyau et la ZATM et qu'en général, elles sont de traction dans le sens longitudinal (parallèle à la direction du soudage) et de compression dans le sens travers (normal à la direction de soudage) [41]. Le tableau 1.1 résume l'état de contraintes résiduelles sur les deux faces (supérieure et inférieure) à différentes distances du centre du joint soudé de l'alliage 7050Al-T7451.

Zone de mesure	Distance au centre du joint (mm)	Contraintes résiduelles dans le sens longitudinal (MPa)		Contraintes résiduelles dans le sens travers (MPa)	
		advancing side	advancing side	advancing side	retreating side
Surface supérieure	2	22	19	-33	-41
	4	39	35	-14	-27
	6	55	72	-21	-24
	7	64	48	-40	-47
	8	101	76	-99	-43
Surface inférieure	1	13	42	28±52	-12
	3	39±52	48±54	-71	-19
	5	61±30	55	-55±103	-48

TABLE 1.1 – Contraintes résiduelles dans le joint soudé 7050Al-T7451 [41]

On remarque, d’après le tableau 1.1, que les contraintes résiduelles sont plus importantes sur la face supérieure (côté épaulement) et qu’elles sont très faibles compte tenu des valeurs des incertitudes sur la surface inférieure. À noter également que les contraintes résiduelles sont de traction du côté AS et de compression du côté RS. La limite d’élasticité du matériau non soudé est de l’ordre de 560 MPa.

Synthèse

On retient de cette partie que le procédé de soudage par FSW introduit un champ de contraintes résiduelles multiaxial très hétérogène le long, à travers et dans l’épaisseur des joints. L’étude de l’évolution des contraintes résiduelles est importante dans le cadre de notre étude car elles jouent un rôle non négligeable dans la tenue en fatigue de ces structures notamment pour les chargements cycliques en traction-traction et peuvent être à l’origine d’amorçage de fissure.

1.5 Comportement mécanique en traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW

Le procédé de soudage par FSW introduit d’importants changements dans la microstructure à travers, dans et autour du joint. Nous avons illustré précédemment l’impact du procédé sur les différentes caractéristiques microscopiques, macroscopiques et mécaniques de la soudure. Cela conduit à des modifications des propriétés et du comportement mécanique local et global du cordon. De nombreux travaux de recherche [3, 7, 12, 37, 24, 29] ont été réalisés pour définir le comportement des joints soudés par FSW notamment en traction quasi-statique et en fatigue. Néanmoins, Le champ de contrainte local, dans chaque zone du joint, reste expérimentalement inaccessible. Des simulations numériques par éléments finis sont nécessaires pour quantifier les contraintes locales avec des méthodes inverses. À présent, la plupart des auteurs considèrent l’hypothèse d’équivalence des contraintes locales avec la contrainte nominale globale appliquée sur l’éprouvette. D’autre part, la question sur la zone d’amorçage des fissures dans la soudure n’est pas claire. Des justifications sont nécessaires pour expliquer pourquoi l’amorçage des fissures n’a pas lieu dans la zone à microdureté minimale, pourquoi les fissures peuvent s’initier dans le noyau, et le rôle de la macrostructure, de la microstructure, de la dureté, de l’état de précipitation et des contraintes résiduelles dans ce phénomène.

1.5.1 Évolution des propriétés mécaniques le long des joints soudés par FSW

William D al. [64] ont examiné les réponses mécaniques, globale et locale (en terme de déformation), des joints soudés par FSW en alliage 2024-T351 en utilisant la technique de corrélation d’images (le principe de cette méthode sera présenté dans la section 1.7). 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. Les abattement des propriétés mécaniques du joint par rapport à celles du matériau de base sont résumées dans le tableau 1.2.

	Matériau de base	Joint soudé	Abattement / MB
Rp0,2 (MPa)	380	272	28%
Rm (MPa)	490	426	13%
allongement total(A%)	17	8.6	49%

TABLE 1.2 – Propriétés mécaniques du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 [64]

Le comportement à l'échelle locale à travers le joint est déterminé en utilisant la technique de corrélation d'images numériques (CIN). La figure 1.14 montre la courbe de traction du matériau de base, la courbe de comportement global du joint ainsi que les courbes des comportements locaux (contrainte globale-déformation locale) dans les zones constituant le joint FSW, précisément dans le noyau et la ZAT³. On considère ici que la contrainte locale dans chaque zone est équivalente à la contrainte de l'ingénieur F/S_0 .

On remarque, d'après la figure 1.14 que la réponse mécanique est différente dans chaque zone. La limite d'élasticité est plus faible (de l'ordre de 250 MPa) dans la ZAT que dans le noyau (de l'ordre de 300 MPa). On note également que pour le même niveau de contrainte globale, la déformation est maximale dans la zone affectée thermiquement (ZAT).

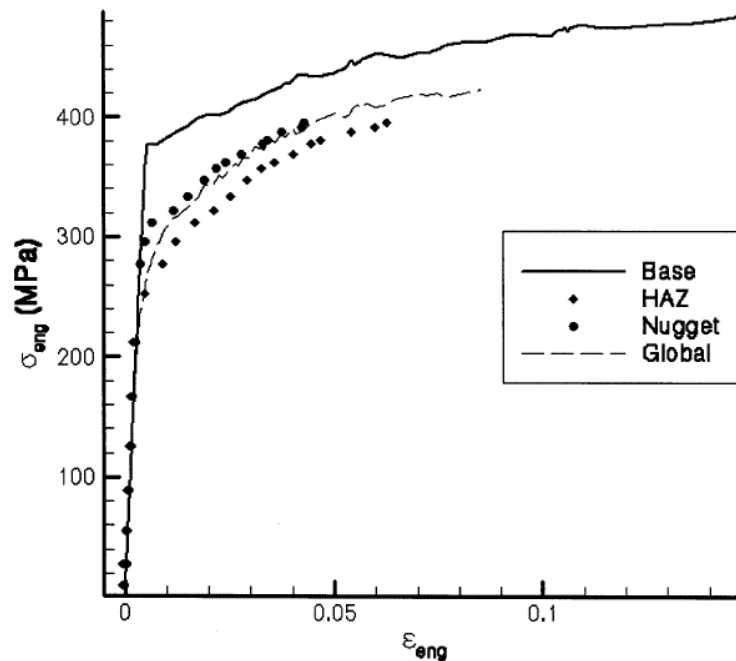


FIGURE 1.14 – Courbe contrainte-déformation de l'alliage 2024-T351. La courbe du matériau de base et du joint FSW (global) sont obtenues par un essai de traction standard. Les courbes des comportements locaux (dans le noyau et dans la ZAT) sont déterminées à l'aide de la corrélation d'images ($\sigma_{locale} \iff F/S_0$) [64].

C. Genevois et al. [29] ont comparé, dans leur étude sur plusieurs alliages d'aluminium, le comportement à l'échelle locale avec le comportement global des joints soudés par FSW en traction monotone quasi-statique. Des essais ont été réalisés sur des micro-éprouvettes prélevées dans les différentes zones du joint et les résultats sont comparés avec ceux obtenus sur des éprouvettes macroscopiques. 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. La figure 1.15 montre l'évolution des propriétés mécaniques (Rm, Rp0,2 et A%) à travers les différentes zones du joint soudé.

3. On fait remarquer que les courbes des comportements locaux dans le noyau et dans la ZAT illustrées sur la figure 1.14 sont incomplètes. Ayant posé l'hypothèse d'équivalence des contraintes locales avec la contrainte de l'ingénieur (F/S_0), le chargement subi par les deux zones (noyau et ZAT) doit être le même que celui subi par l'éprouvette. Or les courbes locales s'arrêtent avant d'atteindre le chargement global maximal.

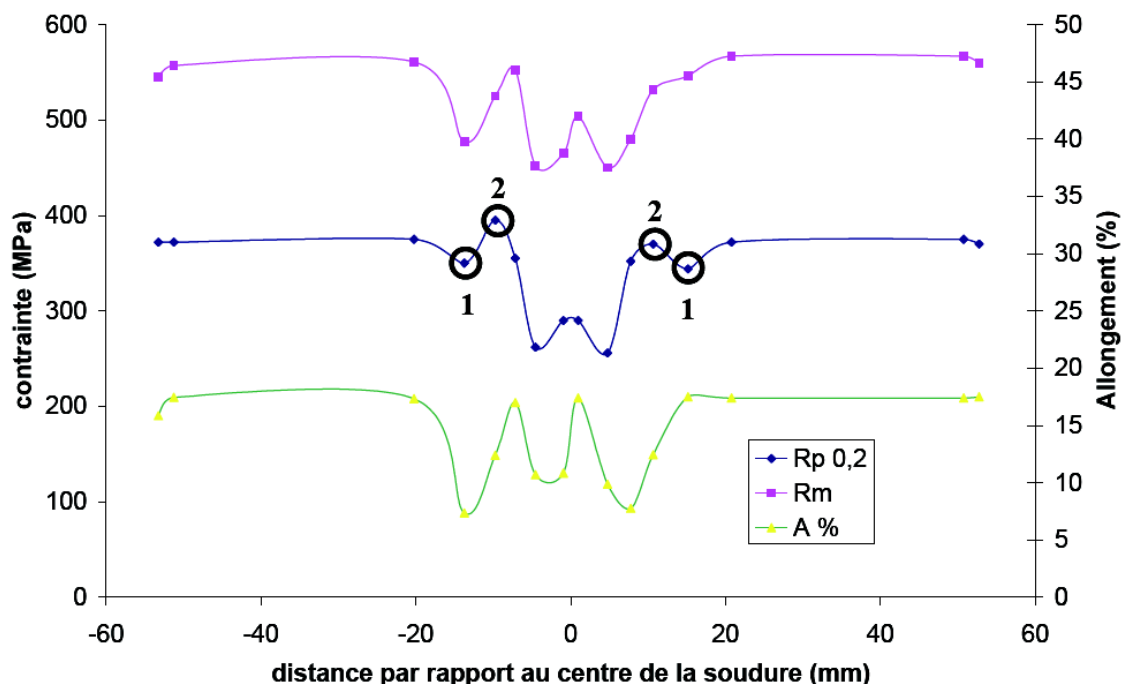


FIGURE 1.15 – Évolution des propriétés mécaniques à travers un joint soudé en alliage 2024-T351 [27]

Le profil de la limite d'élasticité pour le joint soudé en alliage 2024-T351 correspond bien à celui de la microdureté (voir figure 1.8). Sa valeur minimale est obtenue dans la ZATM. Le noyau montre des extrema locaux de la résistance à rupture (Rm) et de la limite d'élasticité dus à la formation des zones GPB après le procédé de soudage. Le maximum de la limite d'élasticité est obtenu dans la ZAT correspondant à l'état de précipitation fin S'(S) et la dissolution des zones GPB durant le soudage. Le profil de la résistance maximale en traction (Rm) est similaire à celui de la limite élastique avec une petite différence entre les valeurs de chaque zone du joint soudé. Cependant, la contrainte à rupture (Rm) minimale est supérieure à la valeur maximale de la limite d'élasticité (Rp0,2) mesurée le long du joint soudé. Ceci permet de conclure que la rupture du joint se passe après plastification de toutes les zones de la soudure. En termes d'allongement à rupture (A%), la valeur minimale est enregistrée dans la ZATM.

D. Bolser et al [18] se sont intéressés à l'étude du comportement en traction, en cisaillement et en fatigue des joints soudés en alliage d'aluminium 7050-T751. Des essais ont été réalisés sur le joint 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. 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).

P. Cavaliere et al. [12] ont mené une étude sur des joints soudés dissemblables de nuances différentes d'alliages d'aluminium 2024 et 7075. Le joint réalisé est parallèle à la direction du laminage de l'alliage 7075 et perpendiculaire à celle de l'alliage 2024 pour simuler la configuration la plus sévère et les conditions les plus défavorables de la soudure. Des essais de traction simple perpendiculairement à la direction de soudage ont été réalisés.

Le joint présente de bonnes propriétés mécaniques en termes de limite d'élasticité et de ductilité par rapport à celles des matériaux de base. Néanmoins, la soudure présente une chute de la limite d'élasticité conventionnelle (Rp0,2) et d'allongement à rupture (A%). Les caractéristiques mécaniques du joint sont récapitulées dans le tableau 1.3. L'ensemble des éprouvettes testées a cassé à côté de la zone affectée thermiquement (ZAT) du côté de l'alliage 2024 [12] et non pas à l'interface entre les deux matériaux.

Matériau	σ_y (MPa)	Rm(MPa)	A(%)	E(GPa)
AA2024	380	490	17	72.4
AA7075	503	572	11	71
2024-7075 FSW	325	424	6	54

TABLE 1.3 – Propriétés mécaniques du joint soudé 7075-2024 comparées à celles des matériaux de base [12]

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, figure 1.9), le profil de microdureté et l'évolution des propriétés mécaniques le long des soudures FSW.

1.5.2 Effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des joints soudés par FSW

Le traitement thermique post-soudage joue un rôle très important sur l'évolution des propriétés mécaniques des alliages d'aluminium à durcissement structural en général car il modifie l'état de précipitation dans ces alliages. Il en est donc de même pour les joints soudés par FSW.

M.W. MAHONEY et al. [44] ont mené une étude sur les propriétés des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 7075-T651. Des essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées dans les sens longitudinal et travers de la soudure avant et après traitement thermique (vieillessement à 121°C pendant 24h). Les résultats montrent que l'ensemble des éprouvettes testées dans le sens travers casse dans la ZAT. Les propriétés du joint en termes de limite d'élasticité, de contrainte à rupture et d'allongement à rupture sont résumées dans le tableau 1.4.

	sens longitudinal			sens travers		
Condition	σ_y (MPa)	Rm(MPa)	A(%)	σ_y (MPa)	Rm(MPa)	A(%)
MB	571	622	14.5	571	622	14.5
joint soudé	365	525	15	312	468	7.5
joint soudé vieilli	455	496	3.5	312	447	3.5

TABLE 1.4 – Propriétés mécaniques du joint soudé FSW en alliage d'aluminium 7075-T651- effet du traitement thermique post-soudage [44]

Dans le sens longitudinal, le joint soudé présente dans les deux états thermiques des dégradations de la limite élastique et de la contrainte à rupture mais l'allongement à rupture n'est pas affecté à l'état soudé. Cependant, *le traitement thermique post-soudage permet d'améliorer significativement la limite d'élasticité mais au détriment de la contrainte et de l'allongement à rupture (perte de ductilité)*. L'élimination des dislocations préexistantes et la modification de l'état de précipitation sont à l'origine de la chute des propriétés mécaniques de la soudure.

Dans le sens travers, le joint soudé (vieilli ou non) présente une chute de toutes les propriétés mécaniques. Le traitement thermique (vieillessement à 121°C pendant 24h) non seulement ne restaure aucune propriété mais il réduit notablement l'allongement à rupture.

C. Genevois et al. [27] montrent que le traitement thermique peut modifier l'évolution des propriétés mécaniques le long des joints FSW. Des observations sur des joints en alliage 2024-T351 traités thermiquement à l'état T6 montrent que les profils de limite d'élasticité et de contrainte à rupture évoluent par rapport à l'état T351 (figure 1.15). La différence des valeurs peut atteindre 200 MPa. Le minimum de Rm est enregistré dans la ZATM et dans le noyau. Cependant, Rm augmente rapidement dans la ZAT pour atteindre la valeur du matériau de base. Elle est contrôlée par la précipitation S'(S) initialement présente dans le matériau de base. La précipitation grossière dans la ZATM et le noyau induit une grande capacité d'écrouissage et présente une ductilité plus grande que celle du matériau de base. On note dans ce cas que le maximum de la résistance à rupture dans la ZATM et le noyau est inférieur à la limite élastique dans le matériau de base. Il est donc clair que ces zones présentent plus de risque de rupture que l'ensemble de la soudure.

T.S. Srivatsan et al. [55] ont mis en évidence l'influence des paramètres du procédé, en particulier l'état de conduction thermique dans les plaques soudées, sur le comportement en traction monotone quasi-statique des joints soudés en alliage d'aluminium 2024. Ils ont remarqué que la ductilité des joints diminue en augmentant la vitesse de dissipation de la chaleur générée par le procédé. Les deux configurations (le joint A avec une faible vitesse de refroidissement et le joint B avec une vitesse de refroidissement élevée) ont été testées en traction quasi-statique et les résultats ont été comparés au matériau non soudé (figure 1.16).

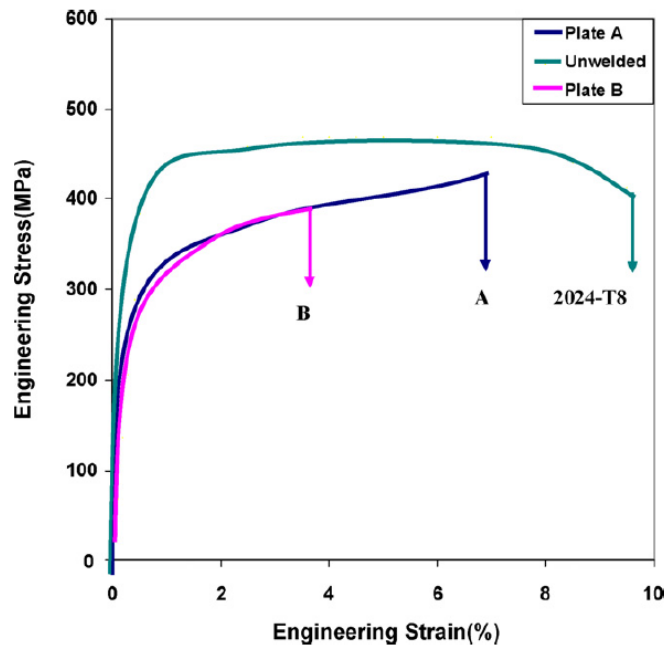


FIGURE 1.16 – Comportement en traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW et du matériau de base en alliage 2024-T8 ($\sigma = F/S_0$) [55]

On constate une dégradation des propriétés mécaniques des joints soudés par rapport à celles du matériau de base, en particulier une chute de la limite d'élasticité de 27%. La contrainte à rupture a été dégradée de 16% pour la plaque B et seulement de 8% pour la plaque A. Il est clair que l'allongement à rupture est nettement plus faible dans les joints par rapport à l'allongement du matériau de base. On enregistre une chute de 25% sur les éprouvettes prélevées dans la plaque A et de 60% sur celles prélevées dans la plaque B.

1.5.3 Analyse des faciès de rupture en traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW

L'analyse microscopique et l'observation des faciès de rupture à différentes échelles (macroscopique et microscopique) sont nécessaires pour caractériser les modes d'endommagement et les mécanismes de rupture. L'examen des faciès de rupture fournit des informations pertinentes concernant le rôle et/ou la contribution de la microstructure dans la dégradation des propriétés mécaniques des joints soudés.

Dans leur étude sur l'alliage 2024-T8, T.S. Srivatsan et al. [55] ont conduit une analyse bien détaillée des surfaces de rupture du matériau de base ainsi que celles des joints soudés testés en traction monotone quasi-statique. À l'échelle macroscopique, la rupture des éprouvettes en matériau de base a lieu sur le plan de cisaillement maximum (à 45° par rapport à l'axe longitudinal de l'éprouvette). Des observations à grand grossissement révèlent *globalement une rupture de nature transgranulaire*. À l'aide d'un microscope électronique à balayage, les auteurs ont observé une distribution aléatoire de microfissures très fines et une population de microporosités de différentes tailles et formes à travers les faciès de rupture. Dans la région de rupture transgranulaire on a observé des particules de seconde phase fissurées et la présence de cavités et de microporosités. La présence de cavitation et de microporosités fines de différentes tailles indiquent que *la rupture est localement ductile*.

Dans le cas des joints soudés, la rupture est particulièrement fragile et perpendiculaire à l'axe de traction. A des grands grossissements, un faciès en "toit d'usine" a été observé définissant ainsi une rupture locale fragile. Dans la région à rupture transgranulaire, des marches de déchirure et des microfissures ont été observées. Ceci définit les mécanismes de rupture ductile et fragile. La zone d'amorçage présente des cavités étirées et des microporosités isolées définissant une rupture localement ductile (figure 1.17).

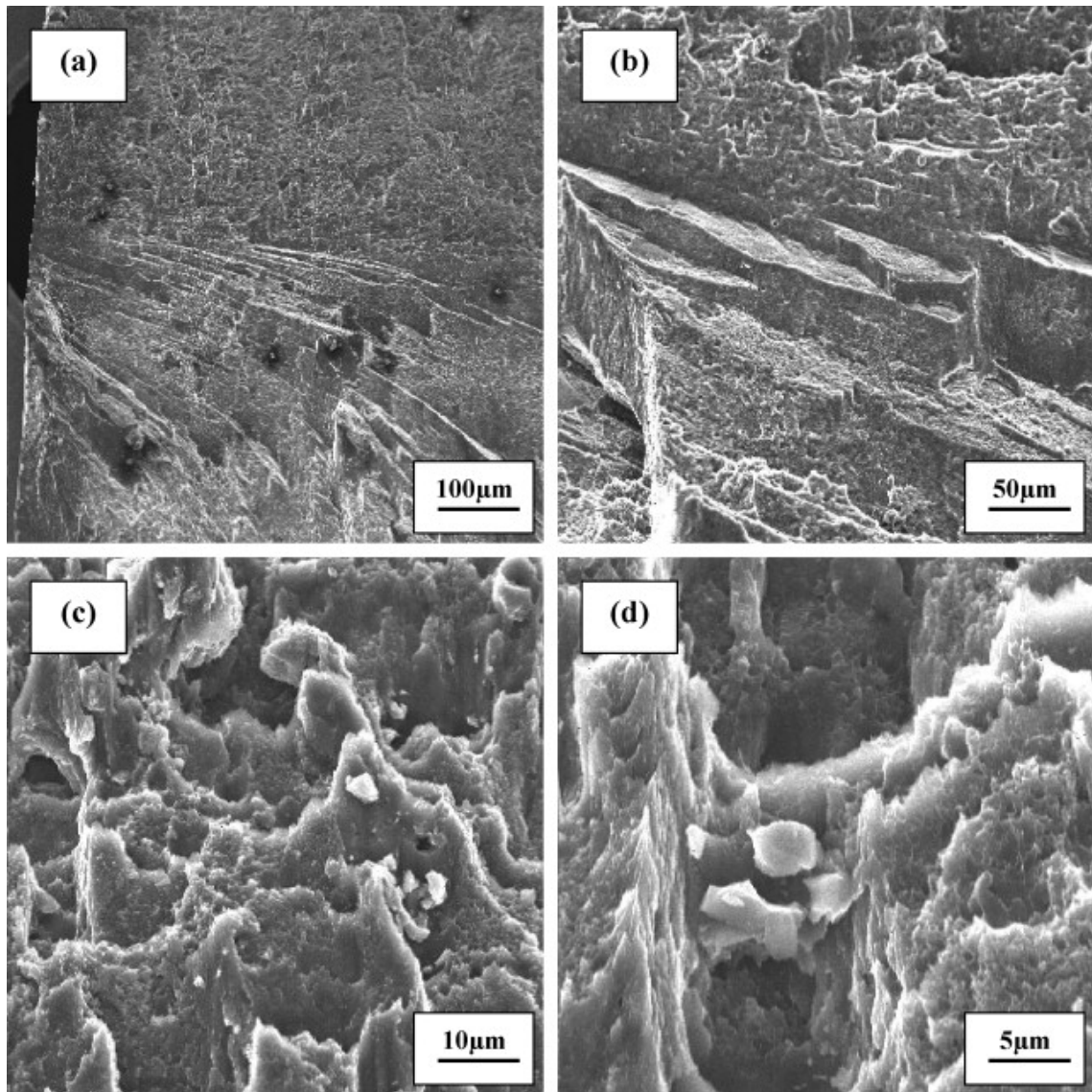


FIGURE 1.17 – Observation MEB (Différents grossissements) d'un faciès de rupture en traction monotone quasi-statique d'un joint soudé par FSW en alliage 2024-T8 [55]

Ce mécanisme d'endommagement s'explique par le cisaillement des précipités durcissants. Ceci provoque une concentration de contrainte et de déformation conduisant à la formation de microfissures et/ou de rupture en "toits d'usine". 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.

H.J. Liu et al. [36] ont mis en évidence, dans leur étude sur les joints en alliage d'aluminium 2017-T351, l'influence de la vitesse du soudage sur la zone d'amorçage de fissures. Ils ont observé que la rupture se manifeste soit du côté AS soit dans le noyau mais jamais du côté RS. La rupture se manifeste dans une zone très étroite au voisinage du noyau et dépend de la vitesse de soudage. Pour de faibles vitesses d'avance, de l'ordre de 0,002 mm/t, l'amorçage apparaît à 4,1 mm du centre du joint. En augmentant la vitesse, à 0,07 mm/t, la zone de rupture est enregistrée à 1,9 mm du centre du joint. Quand la vitesse de soudage est supérieure ou égale à 0,27 mm/t, les auteurs ont observé que tous les joints se cassent dans le centre du joint. Cette relation s'explique par l'existence de défauts dans le joint soudé en fonction des paramètres du soudage notamment la vitesse d'avance de l'outil. Il a été démontré que pour des vitesses de soudage supérieures à 0,13 mm/tr, des porosités se forment à l'intérieur du joint. Elles sont causées par l'insuffisance du flux thermique généré durant le procédé et transmis dans le joint.

M.W. MAHONEY et co-auteurs [44], dans leur étude sur les joints soudés en alliage 7075 T651, ont caractérisé le mécanisme d'endommagement des soudures testées en traction quasi-statique dans deux directions (longitudinale et transverse) du joint. L'examen fractographique des faciès de rupture des éprouvettes longitudinales montre la présence

d'une fracture rugueuse contenant des traits de dimensions équivalentes à celles des grains du noyau dans les deux états de traitement thermique (l'état avant soudage et l'état de traitement thermique post-soudage). L'état du joint à l'état soudé est distingué par la présence de bords de déchirure ductile, cela reflète le pouvoir du matériau à supporter le chargement en traction après le début de la coalescence des microporosités. En l'absence de ces bords, la rupture est observée au début de la coalescence des porosités. Les microporosités observées à l'état soudé sont plus petites que celles observées après traitement thermique en post-soudage. L'investigation de la zone de rupture des éprouvettes avec traitement thermique montre l'existence de zones sans précipités (Precipitate Free Zones, PFZ) au niveau des joints de grains contrairement à celles testées à l'état soudé (sans traitement thermique).

La rupture ductile aux joints de grains a été largement étudiée par Vasudevan et Doherty [62, 63] qui démontrent que les alliages traités thermiquement jusqu'au développement des PFZ sont plus ductiles que les mêmes sans PFZ mais restent moins ductiles que les mêmes avec une précipitation sur les joints de grains. Les PFZ sont plus ductiles que l'intérieur des grains et contribuent significativement au comportement en traction du matériau. La rupture dans ces zones est causée par la coalescence des microporosités. La déformation en traction des joints est directement pilotée par le comportement de ces petites zones.

L'observation des faciès de rupture révèle des ruptures intergranulaires qui ont tendance à suivre des lignes développées dans le noyau du joint soudé. L'analyse métallographique montre que ces lignes sont liées à la forme de l'outil et aux paramètres du procédé. Elles sont caractérisées par des bandes alternées convenant à des tailles de grains fines (5 à 10 μm) et très fines (3 à 5 μm). Les bandes à grains fins présentent une fraction volumique des dispersoïdes de chrome et des précipités MgZn_2 plus petites que celles à grains très fins. À l'aide d'un microscope à transmission, les auteurs ont identifié la rupture des éprouvettes dans deux états de traitement thermique dans la zone à grains très fins. À l'état soudé, les dispersoïdes du chrome et les précipités MgZn_2 , de l'ordre de 100 nm, sont répartis uniformément dans la matrice. Néanmoins, l'absence de précipitation très fine conduit à une limite élastique plus faible mais un allongement à rupture plus grand que les résultats obtenus avec le traitement thermique. La rupture ductile intergranulaire se manifeste par la coalescence des microporosités sur les joints de grains. La présence des précipités très fins (5 nm) dans le joint qui a subi un traitement thermique contribue à son faible allongement à rupture. La présence des PFZ dans cet état thermique constitue des zones moins résistantes à la rupture intergranulaire.

La rupture des éprouvettes testées dans le sens travers du joint s'est produite par un cisaillement à 45° dans la zone affectée thermiquement (ZAT) au minimum de la température atteinte durant le procédé de soudage. Les sites d'amorçage des fissures correspondent aux zones où la précipitation est grossière. L'analyse fractographique montre que les faciès de rupture sont caractérisés par une forme en marches correspondant à des grains allongés séparés par des bords caractéristiques de la déchirure ductile. L'analyse détaillée de ces surfaces plates révèle l'existence de microporosités très fines.

A.A. Zadpoor et co-auteurs [66] rapportent, dans leur étude sur les joints soudés en alliage d'aluminium 7075-T6, que toutes les éprouvettes testées et prélevées à différentes épaisseurs de la plaque soudée se cassent dans la zone affectée thermiquement (ZAT). Les observations microscopiques des faciès de rupture montrent une combinaison d'endommagement ductile et fragile. Cependant, la présence de cavités et des bords de déchirure caractérisant la rupture ductile est prédominante sur les faciès de rupture (figure 1.18).

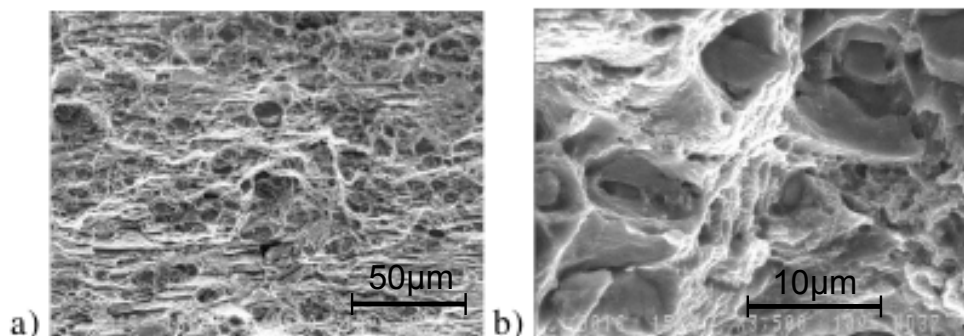


FIGURE 1.18 – Observation MEB d'un faciès de rupture d'un joint soudé par FSW en alliage 7075-T6 après essai de traction monotone quasi-statique [66]

P. Cavaliere et al. [12] montrent, dans leur étude sur les joints soudés de deux nuances (2024 et 7075), que toutes les éprouvettes testées ont cassé à côté de la zone affectée thermiquement (ZAT). L'analyse fractographique des faciès de rupture des éprouvettes du joint 2024-7075 testées en traction montre qu'une large population de microporosités de tailles et de formes différentes recouvre les faciès. Des observations au microscope à effet de champs (FEG-SEM)

révèlent une forte présence de cavités confirmant ainsi la rupture ductile localisée.

Synthèse

On retient de cette partie que les joints soudés par FSW présentent des propriétés mécaniques, en termes de limite d'élasticité et d'allongement à rupture très hétérogènes dans les différentes zones les constituant. Cela signifie que pour des démarches de dimensionnement de ces structures, il est judicieux de prendre en compte les comportements mécaniques locaux de chaque zone, en particulier si on veut prévoir la rupture de joints soudés réalisés sur des pièces comprenant des concentrations de contraintes (accidents géométriques) voisines de la soudure. Néanmoins, l'hypothèse d'équivalence entre les contraintes locales et la contrainte nominale globale reste forte et nécessite plus d'analyse.

On note, également, qu'il existe une concordance entre les propriétés mécaniques, le profil de microdureté le long des joints soudés et la distribution des précipités dans ces soudures.

Dans le cas des essais de traction monotone quasi-statique, il est difficile de définir l'origine de la rupture et d'identifier le mécanisme d'endommagement. Les observations microscopiques des faciès de rupture permettent d'imaginer le scénario de rupture qui consiste essentiellement à la coalescence de microporosités dans la zone de rupture ductile.

1.6 Résistance en fatigue des joints soudés par FSW

1.6.1 Durée de vie des joints soudés par FSW

La tenue en fatigue des assemblages soudés par FSW est considérée comme l'une des propriétés les plus cruciales dans le domaine de l'aéronautique. Cependant, le comportement en fatigue des joints reste encore mal compris. Les hétérogénéités de microstructure le long et à travers les soudures rendent complexe l'identification des comportements locaux dans chaque zone. Peu de travaux de recherche ont été réalisés sur l'étude du comportement mécanique cyclique et sur la tenue en fatigue des assemblages soudés par FSW. Des questions restent encore ouvertes notamment l'effet du procédé de soudage sur la tenue en fatigue de ces assemblages, la part d'influence de chaque paramètre du procédé sur les comportements mécaniques cycliques, global et local, de ces structures et leur corrélation avec l'évolution de la microstructure induite par le procédé.

Dans leur étude comparative entre les propriétés en fatigue des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 2024-T4 et celles du matériau de base, S. Di et al. [19] ont réalisé 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 $R=0,1$.

La comparaison des courbes (S-N) caractéristiques des joints soudés par FSW et de celles du matériau de base montre que la tenue en fatigue des joints soudés est nettement inférieure à celle du matériau de base à l'exception de quelques points dans le domaine des grandes durées de vie (figure 1.19) [19].

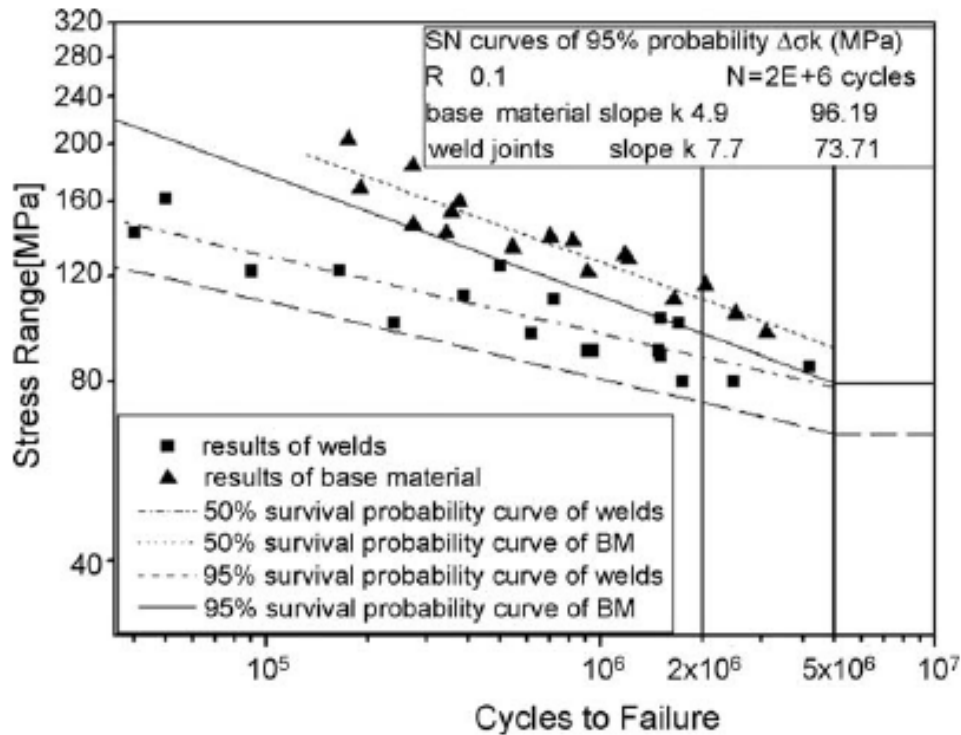


FIGURE 1.19 – Comparaison des courbes S-N des joints soudés par FSW en alliage d’aluminium 2024-T4 avec celle du matériau de base [19]

La figure 1.19 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.

En plus de la dégradation, par le procédé, de la tenue en fatigue des joint soudés par FSW, l’état de surface a un effet non négligeable. A. Ali et al. [1] montrent dans leur étude sur la tenue en fatigue des joints soudés en alliage 2024-T351 que le polissage des éprouvettes peut améliorer considérablement leur tenue en fatigue, notamment dans le régime des grandes durées de vie (figure 1.20).

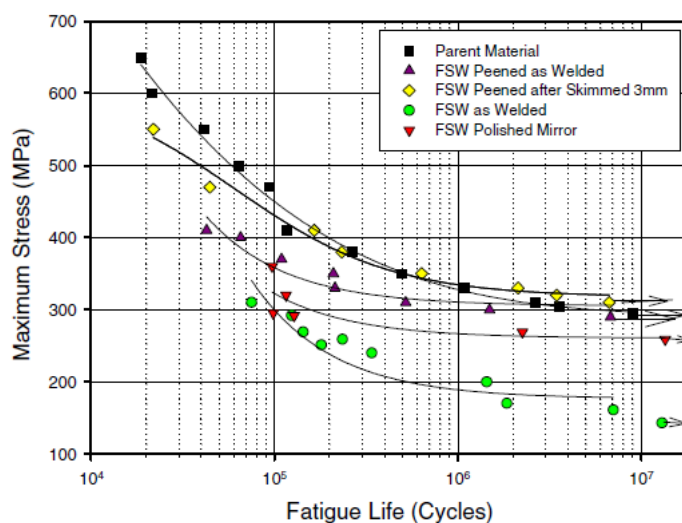


FIGURE 1.20 – Comparaison des courbes S-N des joints soudés par FSW en alliage d’aluminium 2024-T351 avec celles du matériau de base [1]

D’autre part, A. Ali et al. [2], dans leur étude sur les joints soudés en alliage d’aluminium 2024-T351, ont caractérisé les propriétés mécaniques de fatigue, en flexion pure, de ces joints en terme de contrainte élastique et d’écrouissage

cyclique, et ont comparé ces propriétés à celles du matériau de base. Les essais à déplacement imposé ont été réalisés de façon à avoir une déformation comprise entre 0.1% et 2.5%. Les valeurs de déformation cyclique totale, ε , et de la contrainte en surface de l'éprouvette, σ , ont été calculées selon les équations 1.1 et 1.2 :

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

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

où y est la distance verticale au centre de l'éprouvette, Φ le demi-angle de flexion pure, L la longueur utile de l'éprouvette, M le moment de flexion pure, n l'exposant d'écrouissage et b l'épaisseur de l'éprouvette. Les résultats d'essais sur les quatre éprouvettes testées sont résumés dans le tableau 1.5.

Zone du joint soudé	module d'élasticité E (GPa)	n (exposant d'écrouissage)	Constante d'écrouissage H (MPa)	limite d'élasticité cyclique (Rp0,2)(MPa)
MB	68	0,086	770	370
ZAT	68	0,05546	719	448
ZATM (35% ZATM + 65%ZAT)	68	0,1266	800	272
Noyau	68	—	—	—

TABLE 1.5 – Résultats d'essais cycliques en flexion pure sur des joint soudés par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 selon [39]

Le tableau 1.5 montre que la ZATM présente une limite d'élasticité cyclique significativement réduite par rapport à celle du matériau de base et un exposant d'écrouissage cyclique plus grand. En revanche, la valeur de limite d'élasticité dans la ZAT est supérieure à celle du matériau de base et celle d'exposant d'écrouissage cyclique inférieure à celle du matériau de base.

Il est vrai que les essais de flexion pure ne sont pas adaptés à la caractérisation mécanique à cause du gradient de contrainte dans l'épaisseur des éprouvettes néanmoins il démontre que dans différentes conditions d'essais, le procédé de soudage dégrade les propriétés en fatigue de ces joints.

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

Les mécanismes d'endommagement et l'origine de l'amorçage des fissures en fatigue sont parmi les sujets les moins abordés dans la littérature. Très peu d'études se sont intéressées à l'identification des mécanismes d'amorçage de fissure en fatigue des joints soudés par FSW.

A. Ali et al. [1] ont conclu, à partir des observations microscopiques, que l'origine de l'amorçage de fissure dans les joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351, lors des essais dont les résultats sont montrés sur la figure 1.20 est principalement influencée par le niveau de contrainte maximale et l'état de surface des éprouvettes. L'analyse fractographique des faciès de rupture montre, en régime de fatigue oligocyclique (LCF) à une contrainte maximale de 292 MPa, la présence de nombreuses microfissures. L'amorçage de fissure est causé par la coalescence de ces microfissures. Les auteurs ont remarqué la nucléation de la fissure à 1mm du centre du joint (dans la zone Flow Arm) et deux amorçages à 15 mm et 17 mm du centre du joint (dans la ZAT) (figure 1.21).

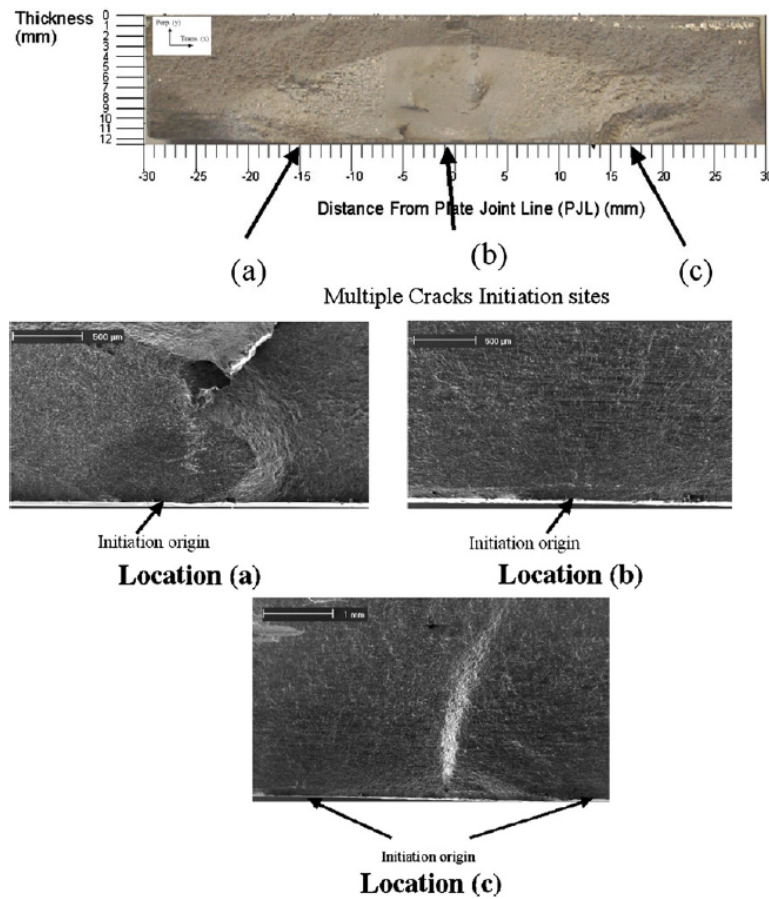


FIGURE 1.21 – Fractographie des faciès de rupture du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 en régime LCF à $\sigma_{max} = 292$ MPa et $R=0,1$ [1]

En diminuant le niveau de contrainte maximale à 270 MPa, l'amorçage de fissure est observé à 13 mm du centre du joint (à la frontière de la ZATM) et à 1 mm du centre du joint (dans le Flow Arm) (figure 1.22).

Sur les éprouvettes polies miroir, les sites d'amorçage de fissure ont été enregistrés à 5,5 mm et 6 mm du centre du joint. C'est la fin de la zone "Flow Arm" ou le début de la ZATM.

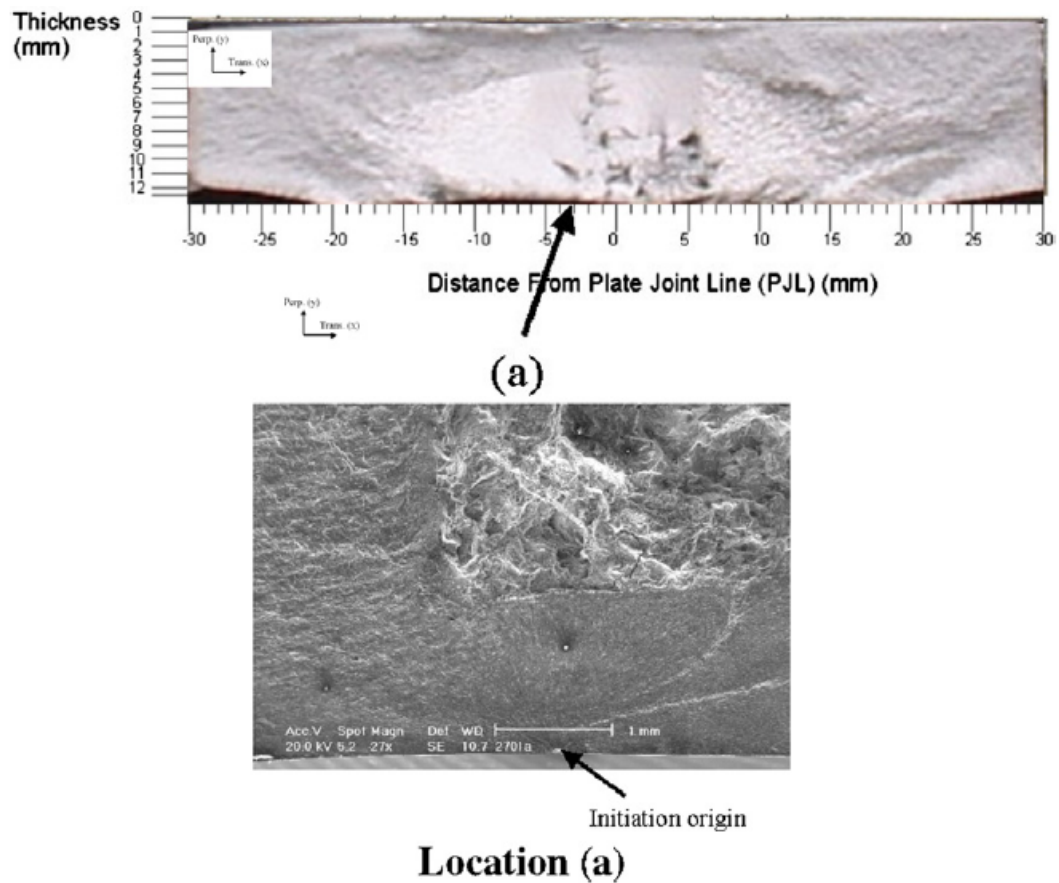


FIGURE 1.22 – Fractographie des faciès de rupture du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 à $\sigma_{max} = 270$ MPa et $R=0,1$ (pour une durée de vie de l'ordre de $1,3 \cdot 10^5$ cycles) [1].

Dans leur étude du comportement en fatigue des joints soudés en alliage d'aluminium 2024-T351, D. Booth et I. Sinclair [7] ont observé deux types d'amorçage de fissure sur les cinq éprouvettes testées en flexion cyclique quatre points : un amorçage à l'intérieur du joint soudé " rupture dans noyau " et un amorçage à l'extérieur du noyau (dans la ZAT ou dans la ZATM). L'amorçage de fissure dans le noyau pourrait être dû à des porosités. L'amorçage de fissure dans la ZATM/ZAT est dû à la présence de grosses particules intermétalliques. Il est à noter que l'amorçage de fissure n'est pas enregistré au minimum de la microdureté.

S. Di et al. [19] ont quant à eux observé que l'origine principale des amorçages de fissure dans les soudures en alliage 2024-T4 (résultats illustrés sur la figure 1.19) est la présence d'oxydes de type Al_2O_3 .

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 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. D'où l'intérêt que nous souhaitons porter sur les méthodes de mesure de champ de déformation par corrélation d'images numériques afin de mesurer les champs locaux dans les joints.*

1.7 Corrélation d'images numériques

Parmi les techniques de mesure de déplacements et/ou de déformations locales actuelles [56], celles basées sur l'analyse d'images numériques font partie des plus intéressantes et aussi des plus faciles à mettre en œuvre [5]. Les techniques classiques de mesure de déformation donnent accès à des mesures moyennes sur une ligne (cas des extensomètres à couteaux ou à laser) ou à des mesures moyennes locales (jauge de déformation). Une technique expérimentale de mesure de déformation de plus en plus utilisée est la corrélation d'images. L'avantage de cette technique est d'obtenir non pas des mesures scalaires, mais des champs de déformations sur une zone. Contrairement à d'autres méthodes qui nécessitent une préparation spécifique et quelque fois minutieuse (ex. les jauges de déformations), celle-ci a uniquement besoin d'une caméra CCD, ou même d'un appareil photographique numérique, relié à un ordinateur afin de pouvoir acquérir et traiter les prises de vues réalisées.

La corrélation d'images appliquée à la mécanique est une méthode de mesure optique 2D qui permet de mesurer des champs de déplacements [61, 6]. L'intérêt de cette méthode est double. Elle permet de mesurer, sans contact, les déplacements et, d'en déduire par dérivation, les déformations voire des champs de vitesse par extrapolation [60]. Elle permet aussi, selon la résolution utilisée (nombre de pixels par millimètre), de faire apparaître d'éventuelles hétérogénéités de comportement mécanique si elles existent dans la zone étudiée.

1.7.1 Principe de la corrélation d'images numériques

L'hypothèse de petites déformations entre deux images consécutives nous permet de dire que les zones d'intérêt (ZOI) n'ont subi qu'une déformation faible [6], que nous négligerons. Le logiciel Correlli-Q4 contient un algorithme qui détermine le déplacement de chacune de ces zones entre l'image de référence et l'image déformée. Pour comprendre le fonctionnement de l'algorithme, intéressons-nous à un problème similaire dans un cas plus simple unidimensionnel. Supposons que la partie supérieure de la figure 1.23 représente une zone d'intérêt de l'image de référence et que la partie inférieure de la figure 1.23 représente cette même zone d'intérêt dans une configuration déformée. Nous pouvons remarquer que la zone de référence s'est déplacée de 3 pixels vers la droite. Pour déterminer ce déplacement, il faut créer une fonction discrétisée spatialement en codant chaque niveau de gris [6].

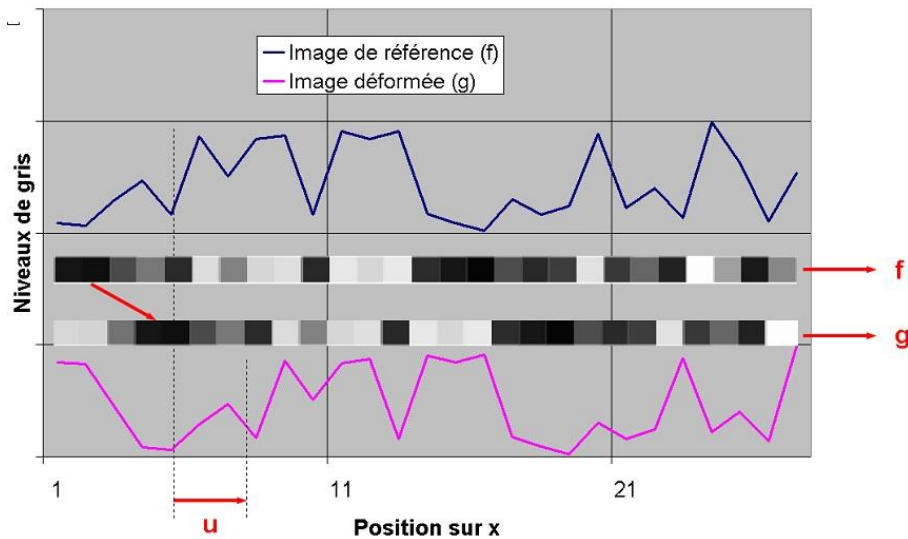


FIGURE 1.23 – Schéma de la corrélation monodimensionnelle

Introduisons maintenant une fonction de corrélation qui va permettre de déterminer le déplacement entre l'état de référence et l'état déformé. Soit f la fonction discrétisée de l'état de référence et g la fonction discrétisée de l'état déformé (figure 1.23). Si u représente le déplacement suivant l'axe de notre exemple uniaxial, nous devons avoir : $g(x_0) = f(x_0 - u)$

Nous pouvons donc introduire une norme à minimiser : $\Gamma = \sum_{\text{pixels}} (g(x_0) - f(x_0 - u))^2$

En supposant que le déplacement u reste petit et se développe sur une base continue, linéaire ou quadratique par morceaux (correlliQ4), nous pouvons développer l'expression précédente comme suit :

$$\Gamma = \sum_{\text{pixels}} (g(x_0) - f(x_0) + \nabla f(x_0))^2$$

$$\Gamma = \sum_{\text{pixels}} (g(x_0) - f(x_0) + (a_i x + b_i y + c_i) \cdot \nabla f(x_0))^2$$

On peut trouver les coefficients (a_i, b_i, c_i) du champ de déplacement qui minimisent la fonction coût Γ par la méthode des moindres carrés par exemple, ce qui revient à minimiser l'erreur de corrélation et donc à maximiser la fonction d'auto-corrélation.

Deux conditions majeures doivent être respectées pour appliquer cette méthode sur des images bidimensionnelles. Tout d'abord, la surface étudiée doit présenter un motif aléatoire avec une dynamique de niveaux de gris maximale. Ensuite, le capteur optique doit être parallèle à la région d'intérêt (ROI, Region Of Interest) pour éviter tout déplacement hors-plan responsable d'artefact de mesure.

D'un point de vue mathématique, la corrélation d'images est basée sur la comparaison de deux signaux (champ de niveaux de gris sur une ZOI) appelés : image de référence $f(\underline{x})$ et image déformée $g(\underline{x})$. La variable $\underline{x}$ est utilisée pour désigner les coordonnées 2D (x, y) . L'objectif est de rechercher la transformation ϕ telle que $g(\underline{x}) = f(\phi(\underline{x}))$. Un grand nombre de travaux [5, 61] se limite à un mouvement de translation pour la transformation ϕ et c'est le choix que nous ferons également. Pour calculer le déplacement entre les deux images, un vecteur déplacement est recherché tel que :

$$g(\underline{x}) = f(\underline{x} + \underline{u}) + b(\underline{x}) \quad (1.3)$$

où $b(\underline{x})$ caractérise le bruit de mesure et le bruit numérique.

Le problème consiste à minimiser la différence entre $g(\underline{x})$ et $f(\underline{x} + \underline{u})$ selon la norme 2 des fonctions de carré sommable.

$$\begin{aligned} \min_{\underline{u}} \|g - f(\underline{x} + \underline{u})\| &\iff \min_{\underline{u}} \int [g(\underline{x}) - f(\underline{x} + \underline{u})]^2 d\underline{x} \\ &\iff \min_{\underline{u}} \left[\int_{\geq 0} g^2(\underline{x}) d\underline{x} + \int_{\geq 0} f^2(\underline{x} + \underline{u}) d\underline{x} - 2 \int g(\underline{x}) f(\underline{x} + \underline{u}) d\underline{x} \right] \end{aligned} \quad (1.4)$$

La résolution de l'équation 1.4 revient à chercher le déplacement $\underline{u}$ qui maximise la fonction d'intercorrélation :

$$\max_{\underline{u}} \left[\int g(\underline{x}) f(\underline{x} + \underline{u}) d\underline{x} \right] = \max_{\underline{u}} [(g \star f)(\underline{u})] \quad (1.5)$$

où $\star$ est le produit d'intercorrélation.

Notons que la sensibilité de la mesure dépend fortement du motif aléatoire (texture ou mouchetis) des images enregistrées [42, 60].

1.7.2 Description de la méthode

On voit que dans l'équation précédente apparaît le gradient des niveaux de gris de l'image de référence. Il faut donc que ce gradient soit non nul sur chaque zone de l'image analysée. Pour cela on réalise sur l'image un mouchetis de peinture noire et blanche pour créer un maximum de gradient de niveau de gris. Plus cette texture initiale de l'image est aléatoire, plus la dynamique de niveau de gris est maximale et plus la méthode est performante. Deux échelles spatiales interviennent donc dans le problème, l'échelle de la pixellisation et l'échelle du mouchetis.

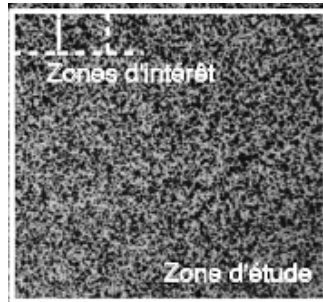


FIGURE 1.24 – Schéma de zone d'étude répartie en petites zones d'intérêt (ZOI)

La surface de l'éprouvette observée par la caméra est rectangulaire. Ses dimensions sont comptées en pixels. La détermination du champ de déplacement est effectuée en trois étapes :

1. Définir la zone d'étude qui n'est pas nécessairement toute l'image acquise : dans notre étude, cette zone correspond à la surface de l'éprouvette délimitée par les couteaux de l'extensomètre
2. Découper la zone d'étude en "zones d'intérêt" (ou imagerie) plus petites : La zone d'étude est divisée en petite zone d'intérêt de taille 2^n pixels (8, 16, 32, ...) pour optimiser le calcul de corrélation par la transformée de Fourier rapide (FFT).
3. Corréler les imagerie : l'appariement des zones homologues sur l'image de référence et les images déformées se fait à l'aide de la fonction d'inter-corrélation.

La méthode tente de retrouver la position du motif qui ressemble le plus à chaque imagerie de référence, sur l'image déformée. Cette étape est la plus délicate à traiter. Pour obtenir de bons résultats, il faut que la surface soit le moins uniforme possible, et que les déformations restent petites [60].



FIGURE 1.25 – Principe de calcul de déplacement ; (a) :Imagerie de référence non déformée et (b) : Imagerie déformée

1.7.3 Étude de l'histogramme des niveaux de gris

L'histogramme des niveaux de gris fournit une information globale sur la texture de l'image. Il permet d'avoir des informations relatives à la distribution des niveaux de gris des images prises durant l'essai. Leur distribution dépend du mouchetis réalisé sur la surface de l'éprouvette. Le nombre de niveaux de gris (du noir (0) au blanc (2^n)) quant à lui représente la dynamique des images exprimée en nombre de bits n (où $n = 8$ bits, 16 bits...) (figure 1.26)

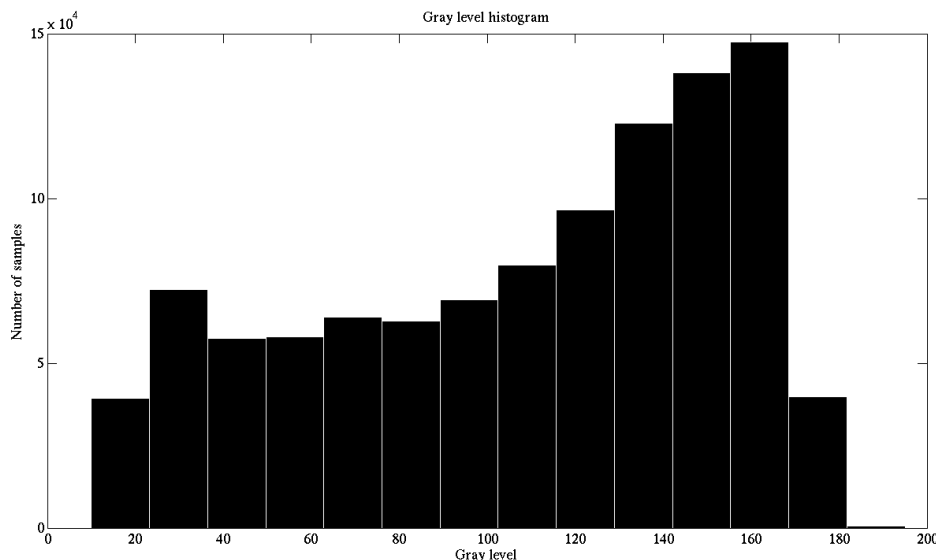


FIGURE 1.26 – Histogramme de niveaux de gris de la zone de corrélation réalisé au cours des essais de traction monotone quasi-statique

Le meilleur histogramme (riche en informations) est celui qui présente le maximum d'échantillons à tous les niveaux de gris possibles (de 0 à 2^n)

1.7.4 Mise en œuvre de la corrélation d'images numériques

La corrélation d'images numériques nécessite plusieurs étapes :

1. Préparation de la surface de l'éprouvette en réalisant un mouchetis par pulvérisation de peintures noire et blanche afin de créer le maximum de gradient de niveaux de gris,
2. Réglage de la caméra avant le démarrage de l'essai : il est très important que le capteur de la caméra soit parallèle au plan de l'éprouvette observée. Ceci évite toute déviation et/ou déplacement hors plan qui introduit des erreurs de calcul supplémentaires [58, 57].
3. Acquisition des images en cours d'essai,
4. Traitement des images par corrélation

1.8 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 [2, 39, 1, 3, 12, 29, 36, 44, 64]. 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 [11, 35, 41]. 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 [2, 28, 43, 31].

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 [12, 29, 64, 38], 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.

Chapitre 2

Matériaux étudiés, conditions et démarche expérimentales

Sommaire

2.1	Composition des alliages d'aluminium étudiés	38
2.2	Traitements thermiques des matériaux de base et des joints soudés étudiés	38
2.3	Étude de la macrostructure et de la microstructure des joints soudés par FSW	39
2.3.1	Micrographie des joints semblables en alliages 2050-T851	40
2.3.2	Micrographie du joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851	41
2.3.3	État de précipitation dans les joints soudés par FSW	43
2.3.3.1	Joint soudé en alliage 2024-T351	43
2.3.3.2	Joint soudé en alliage 2050-T851	44
2.3.3.3	Joint soudé en alliage 7449-T79	45
2.3.3.4	Joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851	46
2.3.4	Microdureté	48
2.3.4.1	Système de mesure de microdureté et conditions de mesure	48
2.3.4.2	Microdureté du joint soudé en alliage 2024-T351	49
2.3.4.3	Microdureté du joint soudé en alliage 2050-T851	50
2.3.4.4	Microdureté du joint soudé par FSW en alliage 7449-T79	51
2.3.4.5	Microdureté des joints dissemblables en alliages 7449-T79/2024-T351 et 7449-T79/2050-T851	52
2.4	Démarche expérimentale	54
2.5	Géométries des éprouvettes	54
2.5.1	Éprouvette de traction monotone quasi-statique	54
2.5.2	Éprouvette lisse de fatigue (dites FPE20A)	56
2.5.3	Éprouvette trouée T10	57
2.6	Prélèvement des éprouvettes dans les plaques soudées par FSW	58
2.6.1	Prélèvement des éprouvettes lisses (de traction monotone et de fatigue)	58
2.6.2	Prélèvement des mini-éprouvettes	59
2.6.3	Prélèvement des éprouvettes trouées T10 (Kt=2,3)	61
2.7	Conditions d'essais	63
2.7.1	Essais de traction monotone quasi-statique	63
2.7.2	Essais de fatigue	64
2.8	Conclusion	65

Trois nuances d'alliages d'aluminium ont fait l'objet de cette étude : deux de la série 2000 dont l'élément d'alliage principal est le cuivre (alliages aluminium-cuivre) : l'alliage 2024-T351 (Al-Cu) et l'alliage 2050-T3 (Al-Cu-Li) traité après soudage à l'état T851 et un alliage de la série 7000 dont l'élément d'alliage principal est le Zinc (alliage aluminium-zinc). Il s'agit de l'alliage 7449-TAF (Al-Zn-Mg-Cu) traité après soudage à l'état T79. Les alliages des séries 2000 et 7000 sont des alliages à durcissement structural par précipitation de phases durcissantes à partir des éléments d'alliage que contient chaque matériau. L'alliage 2050 est assez nouveau, il se caractérise par l'ajout du lithium dont les conséquences sur les caractéristiques microstructurales et mécaniques se sont avérées très importantes [51, 16, 46]. Les alliages des séries 2000 et 7000 sont largement utilisés dans le domaine aéronautique pour leur faible densité et leurs bonnes propriétés mécaniques.

Les alliages sélectionnés pour cette étude sont destinés à la fabrication des voilures d'avion FALCON de DASSAULT AVIATION. Les joints soudés par FSW en alliage 2024-T351 sont destinés à la réalisation des panneaux intrados, le joint soudé en alliage 2050-T351 traité T851 pour les panneaux extrados et l'alliage d'aluminium 7449-TAF traité T79 pour les nervures et les longerons [30]. Les plaques soudées sont issues d'ébauches laminées de 15 mm d'épaisseur réalisées par Constellium au centre de recherche et de développement de Voreppe - France. Après un surfacage de la zone soudée, des plaques de 1100 mm de longueur, 200 mm de largeur et 12 mm d'épaisseur ont été destinées à la réalisation des soudures homogènes en alliages 2024-T351, 2050-T351/T851 et 7449-TAF/T79 représentatifs des revêtements et d'autres d'épaisseur 7 mm destinées à la réalisation des soudures dissemblables en alliages 7449-T79/2024-T351 et 7449-T79/2050-T851 représentatives des liaisons revêtement/longerons ou nervures [30]. Les épaisseurs des plaques à souder sont représentatives de l'épaisseur moyenne des revêtements (12 mm) et des raidisseurs (7 mm) d'une voilure.

2.1 Composition des alliages d'aluminium étudiés

Pour des raisons de confidentialité, les compositions chimiques de chacun des alliages d'aluminium étudiés ne sont pas données dans ce manuscrit.

AA	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr	Pb	Ag	Li	Al
2024	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Bal.
2050	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Bal.
7449	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Bal.

TABLE 2.1 – Composition chimique (% massique ou ppm) des alliages d'aluminium 2024, 2050 et 7449

L'alliage d'aluminium 7449 est marqué par une forte fraction du zinc. L'ajout du zinc permet à cet alliage d'avoir de meilleures propriétés mécaniques en termes de microdureté, de limite d'élasticité ($R_{p0,2}$) et de contrainte à rupture (R_m) en traction monotone quasi-statique. Le passage de l'état TAF à l'état T79 conduit à la précipitation de la phase η ($MgZn_2$) [31] permettant l'amélioration de ces propriétés mécaniques [22].

L'élément d'alliage principal pour la nuance 2024 est le cuivre. En plus du cuivre, l'alliage d'aluminium 2050 contient du lithium. L'ajout du lithium permet d'améliorer des propriétés mécaniques comme le module d'élasticité [46] mais aussi de réduire la densité de cet alliage [14]. Par ailleurs l'ajout du lithium dans les alliages aluminium-cuivre modifie l'état de précipitation et améliore le durcissement structural grâce à la précipitation de la phase δ' ($AlLi$) [14, 4]. Ces caractéristiques font de ces alliages des matériaux très intéressants pour le domaine aéronautique. En revanche, leur prix de revient constitue le principal obstacle pour leur large utilisation.

2.2 Traitements thermiques des matériaux de base et des joints soudés étudiés

À l'état brut de livraison, les alliages 2024 et 2050 étaient à l'état T351. Ce dernier comprend une mise en solution solide, une trempe à l'air, un écrouissage par traction puis une maturation à température ambiante. *Les joints soudés en alliage 2024 n'ont subi aucun traitement thermique après soudage.* Par contre les soudures en alliage 2050 ont subi un traitement thermique pour passer à l'état T851. Ce traitement consiste en un revenu à une température constante durant 18h. L'alliage d'aluminium 7449 à l'état brut de trempe était à l'état W51. Un revenu a été appliqué durant 22h pour passer à l'état TAF de soudage suivi d'un revenu durant 17h après le soudage pour passer à l'état d'utilisation T79. Le tableau 2.2 récapitule les états des matériaux de base soudés ainsi que les traitements thermiques après soudage.

Joint FSW	2024/2024	2050/2050	7449/7449	7449/2024	7449/2050
État de soudage	T351/T351	T351/T351	TAF/TAF	T79/T351	T79/T851
État après soudage	T351/T351	T851/T851	T79/T79	T79/T351	T79/T851

TABLE 2.2 – État de traitements thermiques de soudage et après soudage des joints FSW étudiés

Nota : Les tôles en alliages d'aluminium 2050 et 7449 qui ont servi pour la réalisation des joints dissemblables ont été soudées directement dans les états thermiques finaux (ie T851 pour le 2050 et T79 pour le 7449). Nous précisons que les soudures FSW ont été réalisées dans la direction du laminage (L) des plaques soudées et que les paramètres de soudage sont confidentiels.

2.3 Étude de la macrostructure et de la microstructure des joints soudés par FSW

Les joints soudés étudiés ont été réalisés par la société Constellium-Voreppe à partir de plaques laminées de 12 mm d'épaisseur. L'analyse de la micrographie des joints soudés par FSW en alliages d'aluminium de l'étude menée a été réalisée à l'aide des observations microscopiques avec un microscope optique Olympus PGM-3 et un microscope électronique à balayage à effet de champ haute résolution (MEB-FEG) au centre de ressources en microscopie électronique et microanalyse (CREMEM) de l'université de Bordeaux. Les observations au microscope optique ont permis de déterminer la morphologie des joints FSW et d'estimer la taille de grains dans chaque zone les constituant. Le microscope électronique à balayage haute résolution permet d'évaluer la population d'inclusions dans chaque zone.

Les échantillons ont été prélevés dans le sens travers long (TL) des plaques soudées par FSW (plan d'observation TL-TC). La préparation des échantillons pour les observations optiques consistait en un polissage mécanique fini miroir avec une suspension diamantée de granulométrie 1 μm suivi d'une attaque chimique avec le réactif de Keller (2,5% HNO_3 , 1,5% HCl , 1% HF et 95% H_2O) durant environ 12s. Avant les observations, les échantillons ont été nettoyés à l'aide d'un bac à ultrasons dans de l'éthanol. Les échantillons observés au MEB ont été légèrement attaqués avec le réactif de Keller (environ 3s). Dans cette étude, nous nous intéressons à la caractérisation de la microstructure à mi-épaisseur des plaques soudées (zone de prélèvement des éprouvettes). La figure 2.1 montre la structure du joint soudé en alliage d'aluminium 2050-T851. La microstructure des autres soudures est présentée dans l'annexe .1.

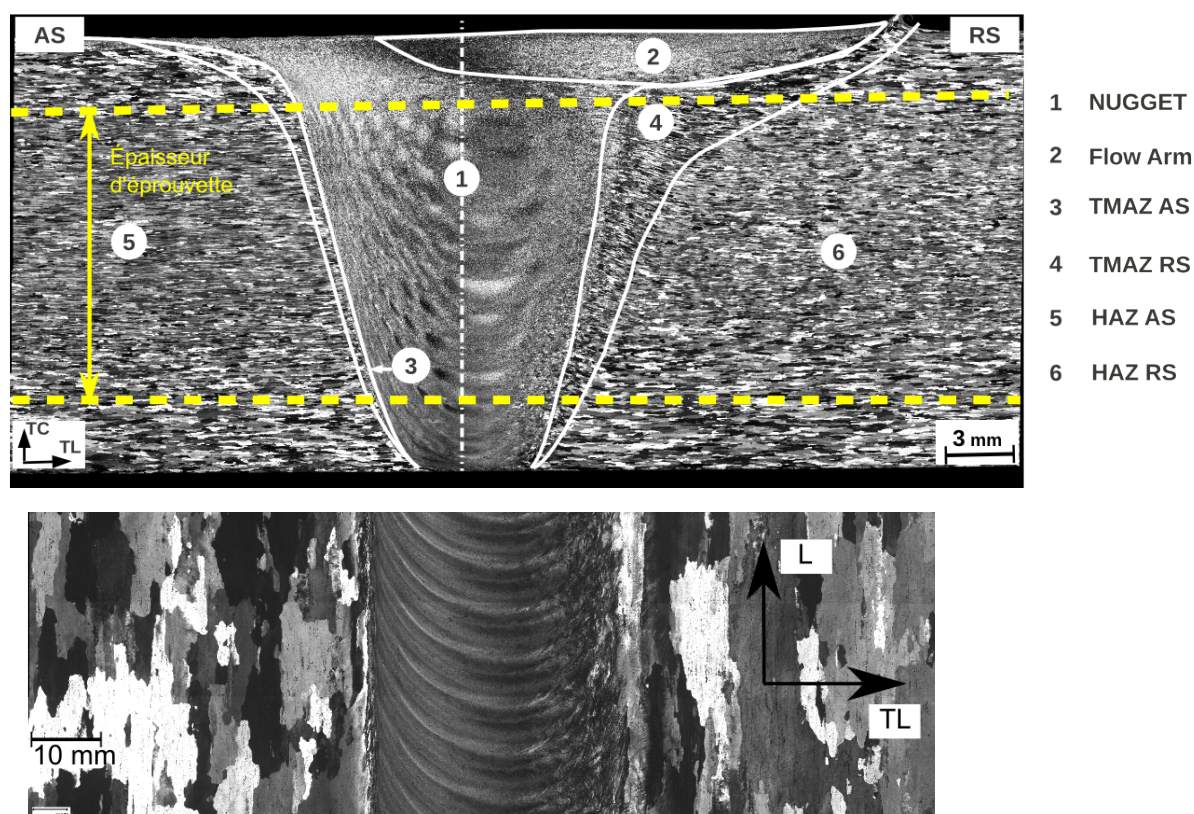


FIGURE 2.1 – Macrostructure du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2050-T851

Comme discuté dans le chapitre 1, les joints soudés FSW présentent une macrostructure très hétérogène le long de la soudure. Six zones à microstructures différentes sont distinguées dans le joint soudé par FSW [41, 2, 28] : le noyau de la soudure, le “Flow arm”, les zones affectées thermomécaniquement ZATM (AS et RS) et les zones affectées thermiquement ZAT (côtés AS et RS). À noter que le “Flow arm” n’est pas considéré par tous les auteurs comme étant une zone à part entière. Dans la plupart des cas, on l’associe au noyau.

On remarque sur la figure 2.1 que la géométrie du joint soudé par FSW ne présente aucune symétrie que ce soit le long de la soudure ou dans l’épaisseur des plaques soudées. Les dimensions, à mi-épaisseur, de chaque zone des trois soudures homogènes ont été définies par rapport à la microstructure et aux profils de microdureté. Les résultats sont récapitulés dans le tableau 2.3.

	Noyau (mm)	ZATM-AS (mm)	ZATM-RS (mm)	ZAT-AS (mm)	ZAT-RS (mm)
2024-T351	11,37	1,9	3,78	9,31	6,72
2050-T851	9	0,55	3,8	8,33	8,33
7449-T79	10	1,4	4	10,15	9,23

TABLE 2.3 – Dimensions des zones à mi-épaisseur des soudures FSW

Les dimensions rapportées dans le tableau 2.3 ont été mesurées à mi-épaisseur des plaques soudées par FSW. Elles représentent la largeur (dans le sens TL) de chacune des zones.

2.3.1 Micrographie des joints semblables en alliages 2050-T851

Les différentes zones constituant le joint FSW présentent des microstructures assez distinctes le long des soudures. En raison des similitudes macroscopiques entre les mêmes zones des trois soudures FSW semblables¹ étudiées, on se contente de présenter, dans ce chapitre, des micrographies du joint FSW en alliage d’aluminium 2050-T851. Les micrographies des soudures en alliages 2024-T351 et 7449-T79 seront présentées dans l’annexe (.1). La principale différence de macrostructure entre les trois nuances est la taille des grains² dans chaque zone représentative des joints soudés. La figure 2.2 illustre des observations au microscope optique de chaque zone le long du joint soudé par FSW en alliage d’aluminium 2050-T851.

La figure 2.2-a présente le noyau de la soudure 2050-T851. On observe une microstructure fine formée de grains équiaxiaux de 5 à 12 μm . Les chargements, thermique et mécanique, subis au cours du procédé de soudage ont conduit à la recristallisation complète de cette zone. Dans la ZATM-AS (figure 2.2-b), les chargements, thermique et mécanique, subis provoquent une forte déformation plastique et une orientation des grains dans le sens de rotation de l’outil. La taille de grains dans cette zone est de 350 à 500 μm . On remarque que l’élongation des grains dans la ZATM est moins importante du côté RS (figure 2.2-c) que du côté AS(2.2-c). La taille de grains est de 350 à 450 μm . Dans la zone affectée thermiquement (ZAT) (figures 2.2-d et 2.2-e) la structure granulaire est identique à celle du matériau de base. La taille de grains dans cette zone est donc similaire à celle du matériau de base, elle est de l’ordre de 350 à 400 μm . Par contre, le procédé de soudage modifie significativement l’état de précipitation dans cette zone.

1. On appelle des soudures “semblables” des soudures réalisées avec deux plaques du même alliage. Les soudures “dissemblables” sont celles réalisées avec deux plaques de deux alliages différents.

2. La taille de grains donnée ici représente la largeur des grains dans le sens TL des plaques soudées

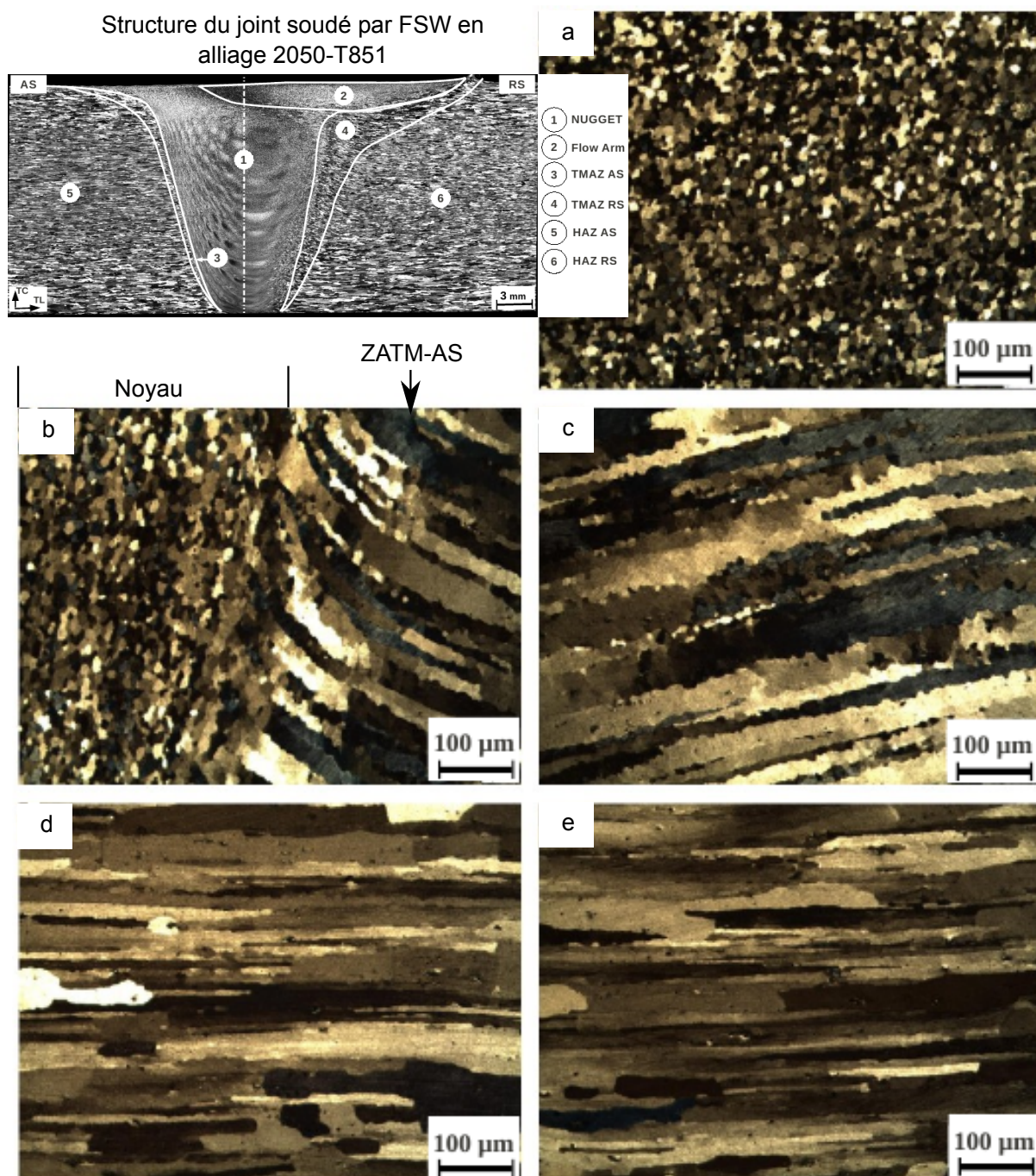


FIGURE 2.2 – Micrographie des zones à mi-épaisseur du joint soudé par FSW en AA 2050-T851 : (a) Noyau, (b) ZATM AS, (c) ZATM RS, (d) ZAT AS et (e) ZAT RS

2.3.2 Micrographie du joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851

Dans cette étude, pour les joints dissemblables en alliages d'aluminium 7449-T79/2024-T351 et 7449-T79/2050-T851, l'alliage d'aluminium 7449-T79 est toujours placé du côté AS de la soudure. On retrouve la structure habituelle des joints soudés par FSW présentant différentes zones avec des macrostructures distinctes, à savoir : le noyau, la ZATM (AS et RS), la ZAT (AS et RS) et les matériaux de base (figure 2.3).

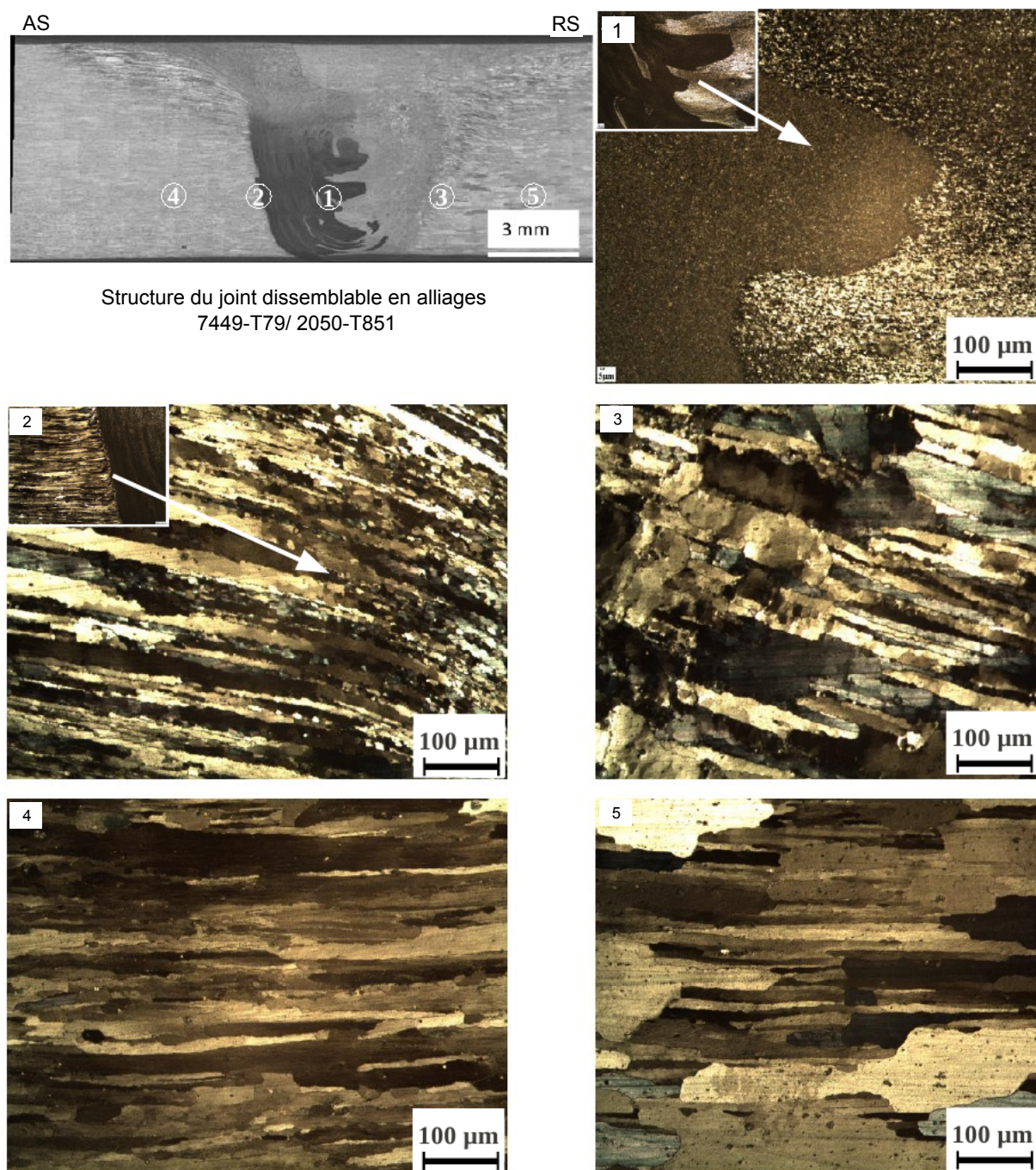


FIGURE 2.3 – Micrographie des zones à mi-épaisseur du joint soudé par FSW en AA 7449-T79/2050-T851 : (1) Noyau, (2) ZATM AS, (3) ZATM RS, (4) ZAT AS et (5) ZAT RS

L'un des aspects remarquables de ces assemblages dissemblables est que l'on peut clairement distinguer l'interface entre les deux alliages assemblés. Les conditions de soudage étant différentes de celles utilisées pour les soudures semblables, on observe une légère différence de tailles de grains entre les mêmes zones des joints dissemblables et celles des joints semblables. La figure 2.3-1 montre le noyau du joint soudé en alliages 7449-T79/2050-T851. On remarque que l'interface entre les deux matériaux est nettement marquée et la taille de grains est différente entre le côté AS (alliage 7449-T79) et le côté RS (alliage 2050-T851). La taille de grains est de l'ordre de 2 à 8 µm du côté AS et de 10 à 25 µm du côté RS. La ZATM présente une taille de grain de 150 à 250 µm du côté AS (figure 2.3-2) et de 300 à 450 µm du côté RS.

Les tailles de grains mesurées dans chaque zone des joints soudés par FSW pour les cinq configurations de soudage étudiées sont récapitulées dans le tableau 2.4.

	2024-T351	2050-T851	7449-T79	7449-T79/ 2024-T351	7449-T79/ 2050-T851
Noyau (µm)	5 à 10	5 à 12	2 à 6	2 à 8 /10 à 15	2 à 8 /10 à 25
ZATM-AS (µm)	200 à 400	350 à 500	150 à 250	150 à 250/	150 à 250/
ZATM-RS (µm)	150 à 300	350 à 450	150 à 250	/150 à 300	/300 à 450
ZAT-AS (µm)	150 à 250	350 à 400	150 à 200	150 à 200/	150 à 200/
ZAT-RS (µm)	150 à 250	350 à 400	150 à 200	/150 à 250	/350 à 400

TABLE 2.4 – Tailles de grains des zones constituant les joints FSW semblables en alliages 2024-T351, 2050-T851 et 7449-T79 et dissemblables en alliages 7449-T79/2024-T351 et 7449-T79/2050-T851

Nota : la taille de grains dans les matériaux de base est similaire à celle mesurée dans les zones affectées thermiquement (ZAT). On rappelle que la taille de grains mesurée représente la largeur des grains dans le sens TL des plaques soudées.

2.3.3 État de précipitation dans les joints soudés par FSW

En plus de la taille de grains, le procédé de soudage par FSW modifie non seulement la taille et la distribution des précipités mais aussi la précipitation de nouvelles phases durcissantes. En effet la distribution des intermétalliques, des inclusions et des précipités joue un rôle déterminant sur les propriétés mécaniques de chaque zone constituant ces soudures [28, 43, 31, 2]. Ces hétérogénéités de microstructure introduites par le procédé sont à l'origine des hétérogénéités des propriétés mécaniques des joints FSW. La précipitation dans les soudures traitées dans le cadre de cette étude a été étudiée par E. Bousquet, dans le cadre de sa thèse qui s'inscrit dans le même projet que cette étude [9]. À l'aide d'un microscope électronique à effet de champ JEOL JSM-6700F une analyse qualitative des précipités intergranulaires et intragranulaires a montré que le procédé de soudage par FSW modifie fortement l'état de précipitation le long et à travers les joints soudés [9]. Dans cette partie, des observations au microscope électronique à balayage MEB-FEG permettront de voir, à l'échelle micrométrique, la distribution des intermétalliques et des inclusions dans chacune des zones qui constituent les joints soudés par FSW.

2.3.3.1 Joint soudé en alliage 2024-T351

La figure 2.4 illustre la répartition des intermétalliques et des inclusions le long du joint soudé en alliage 2024-T351. Les composés intermétalliques présents le long du joint soudés sont les mêmes que ceux observés dans le matériau de base à savoir, les séquences $S(Al_2CuMg)$ et $Al-Cu-Fe-Mn$ [9]. Dans le noyau, les intermétalliques sont orientées par la rotation du pion (figure 2.4-1). Le procédé FSW génère une modification de la taille et de la densité des intermétalliques dans cette zone. Sous l'effet du malaxage, les composés intermétalliques sont broyés donnant naissance à des agrégats plus petits de l'ordre de 2 à 4 µm et d'autre de l'ordre de 6 à 8 µm. Dans la ZATM ces composés suivent l'orientation des grains qui, à cause de la déformation plastique, subissent des rotations pouvant atteindre 90° (figure 2.4-2). La taille des composés intermétalliques dans cette zone varie pour les plus petits de l'ordre de 5 µm, près du noyau, à 8 à 15 µm pour les plus gros. Dans la ZAT, les composés intermétalliques sont de taille plus grande de l'ordre de 10 à 20 µm (figure 2.4-3). Ils sont orientés dans le sens du laminage des plaques soudées.

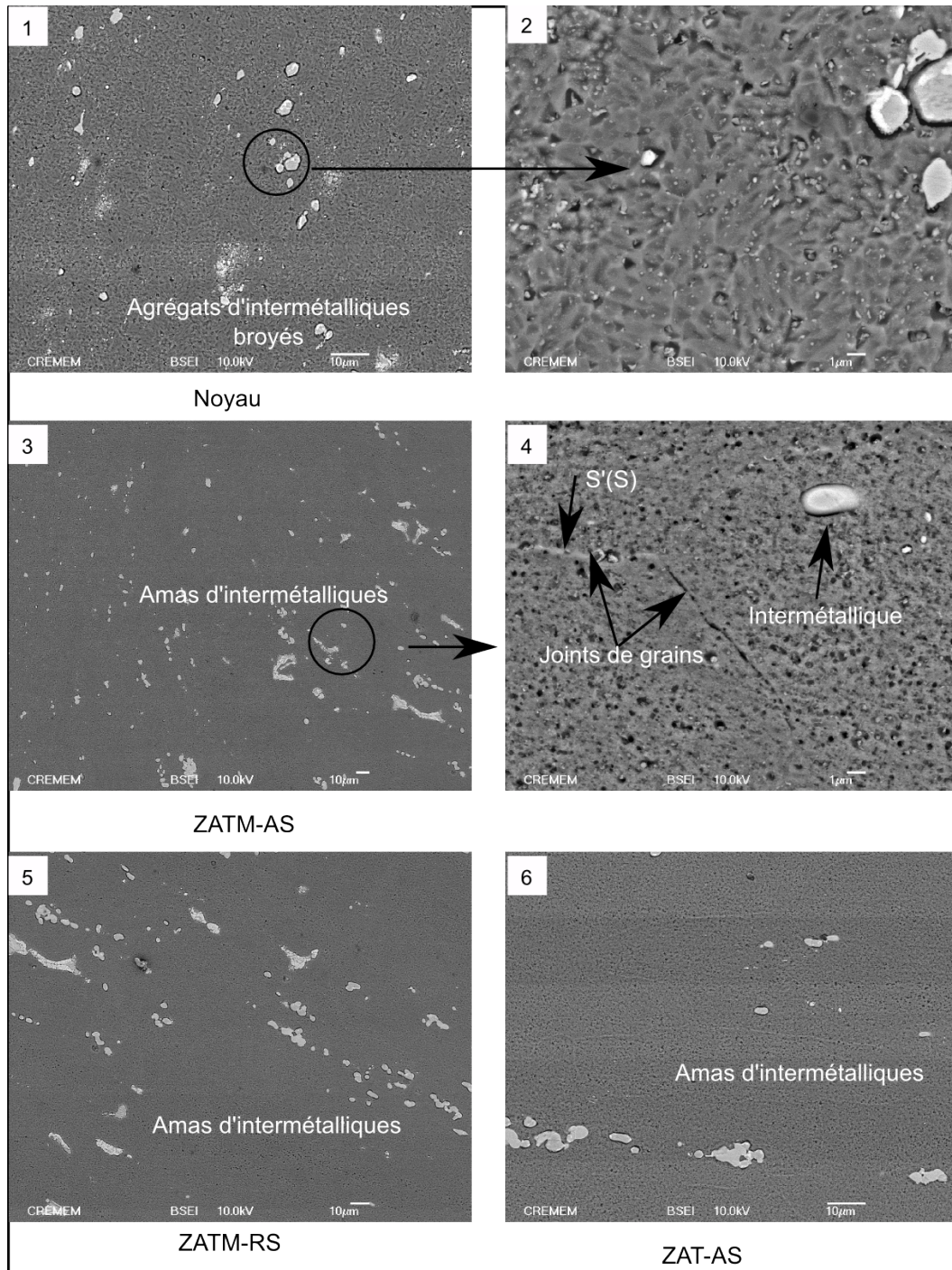


FIGURE 2.4 – Observation MEB-FEG de la distribution des précipités intermétalliques et des dispersoïdes le long du joint soudé par FSW en alliage 2024-T351

En plus des composés intermétalliques, nous avons observé la présence des dispersoïdes Al-Cu-Mn [9] sur les joints de grains ainsi que dans les grains. Ces dispersoïdes sont distribués d'une manière homogène dans les grains et sont orientés dans le sens du laminage dans le matériau de base et dans la ZAT. Mais sous l'effet de la friction et du malaxage, ils prennent des orientations aléatoires dans le noyau et suivent la rotation des grains dans la ZATM. Il a été rapporté, dans la littérature, que ces dispersoïdes prennent une forme de bâtonnets de 200 à 500 nm de long sur 100 nm de large. Leur projection dans le plan TL-TC correspond à des cercles de 100 nm de diamètre [9].

2.3.3.2 Joint soudé en alliage 2050-T851

La précipitation dans le joint en alliage 2050-T851 apparaît plus fine que celle observée sur le joint en alliage 2024-T351. On note la présence des particules intermétalliques aux joints de grains et une précipitation fine dans les grains

(figure 2.5).

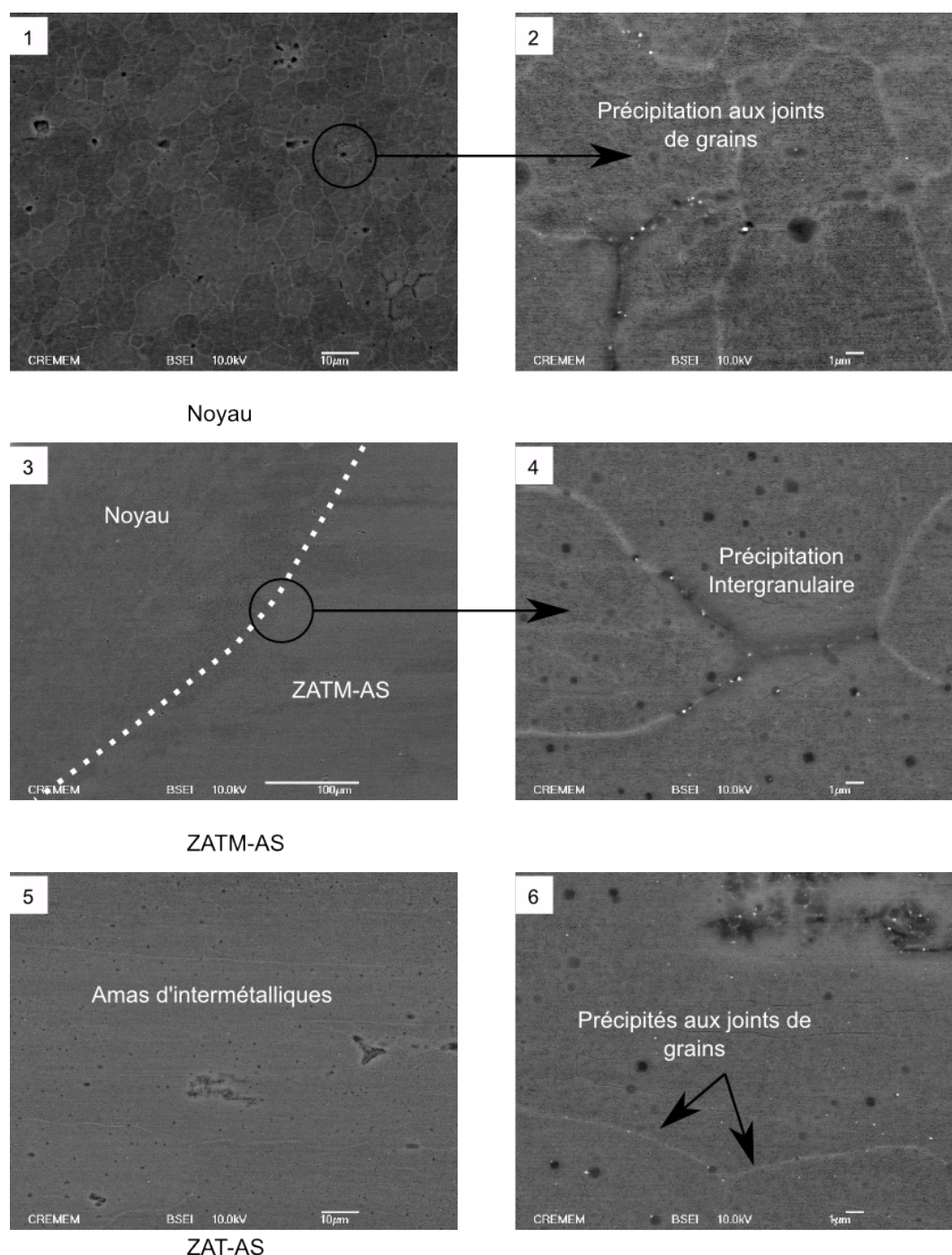


FIGURE 2.5 – Observation MEB-FEG de la distribution des précipités intermétalliques et des dispersoïdes le long du joint soudé par FSW en alliage 2050-T851

2.3.3.3 Joint soudé en alliage 7449-T79

Le joint soudé en alliage 7449-T79 présente une forte concentration d'intermétalliques par rapport aux joints en alliage 2050-T851 et 2024-T351. D'après D. Dumont [21] les deux phases (claire et sombre) correspondent à deux types d'intermétalliques : les intermétalliques au fer/cuivre (phase claire) de type Al_7Cu_2Fe ou Al_2CuMg (phase S) et les intermétalliques au silicium (phase sombre) de type Mg_2Si .

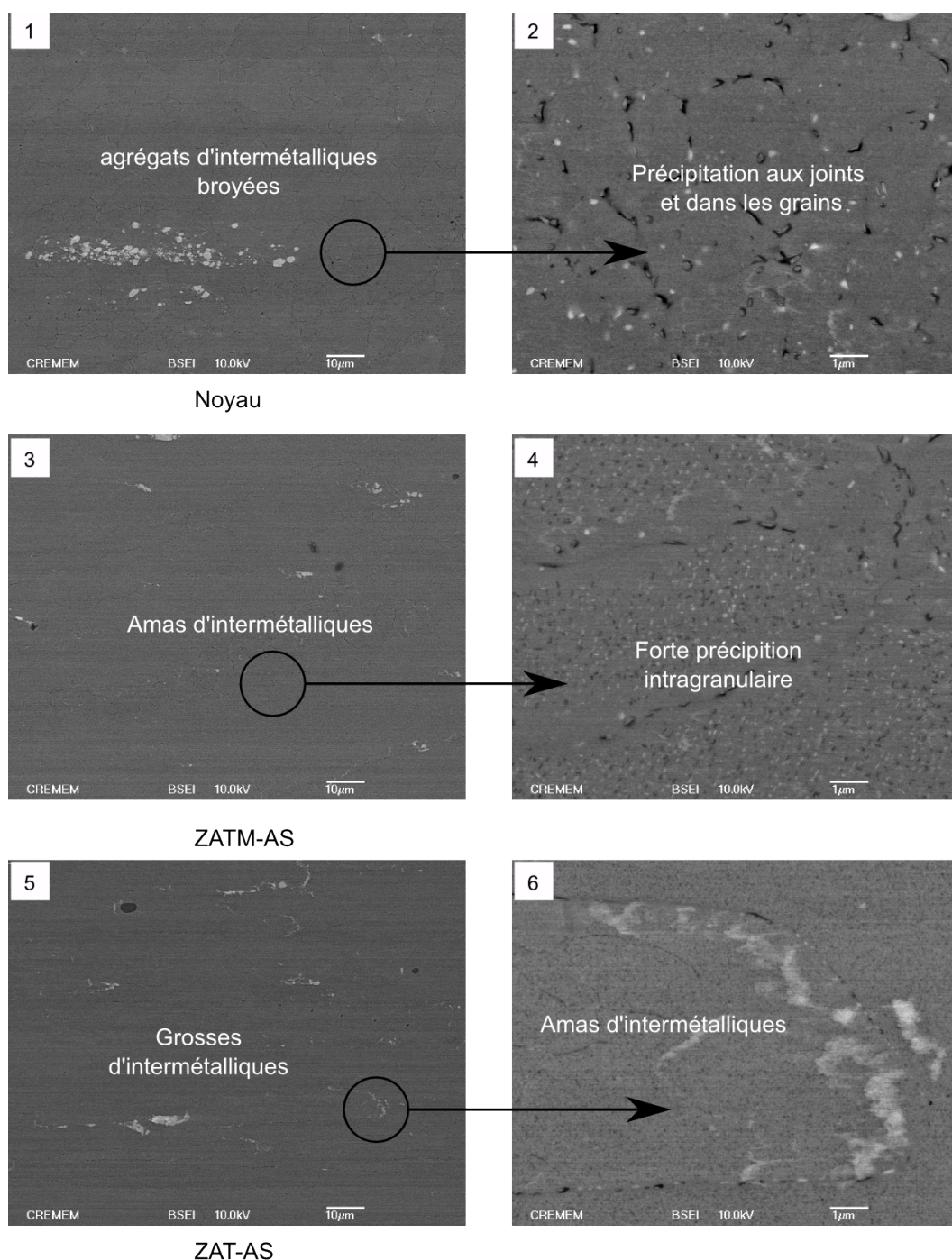


FIGURE 2.6 – Distribution des précipités intermétalliques et des dispersoïdes le long du joint soudé par FSW en alliage 7449-T79

On observe des agrégats d'intermétalliques broyés dans le noyau et une répartition relativement homogène des précipités. Dans la ZAT et la ZATM, on remarque la présence d'amas de grosses particules intermétalliques (figure 2.6).

2.3.3.4 Joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851

Dans le cas du joint dissemblable en alliage 7449-T79/ 2050-T851, l'interface entre les deux matériaux est très claire. Cette interface est marquée à cause de l'interdiffusion du cuivre entre ces deux alliages [9]. On remarque que la concentration des précipités dans l'alliage 7449-T79 est plus grande que celle observée du côté de l'alliage 2050-T851 où on enregistre la présence de grosses particules intermétalliques dispersées (figure 2.7).

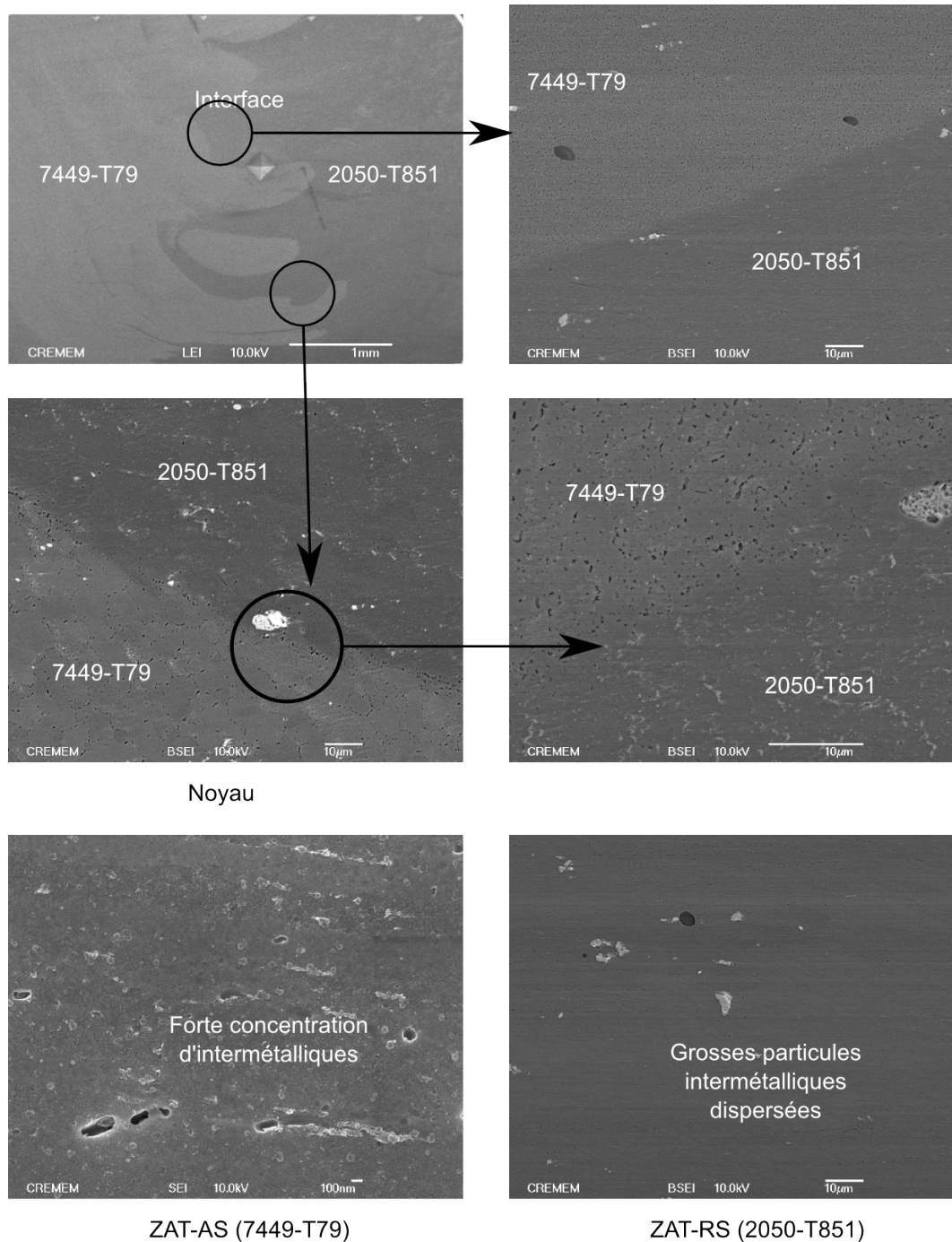


FIGURE 2.7 – Distribution des particules intermétalliques et des dispersoïdes le long du joint soudé par FSW en alliages 7449-T79/2050-T851

Synthèse

On retient de cette partie que le procédé de soudage modifie fortement la microstructure des alliages assemblés. La taille de grains, la distribution des précipités ainsi que la précipitation de nouvelles phases durcissantes jouent très probablement un rôle essentiel sur les propriétés mécaniques de ces joints.

Les dimensions des zones constituant les joints abordés dans cette étude sont différentes d'une nuance d'alliage à l'autre. La forme du joint, la taille de grains et la distribution des particules intermétalliques sont caractéristiques de chacune des soudures.

L'interface nette entre les deux matériaux soudés dans le cas des soudures dissemblables laisse penser que cette zone est critique vis à vis de la résistance mécanique de ces assemblages. Ce point sera repris dans les chapitres 3 et 4.

2.3.4 Microdureté

La modification de la microstructure et de l'état de précipitation induits par le procédé de soudage par FSW génère un profil de dureté très complexe le long du joint soudé et à travers son épaisseur. En général, le profil de dureté à travers le joint prend une forme caractéristique en "W" dans les alliages d'aluminium à durcissement structural [50]. Le cycle thermique subi par le métal pendant le soudage provoque un ramollissement du matériau autour du centre du joint. Par conséquent, on enregistre une chute de dureté dans la ZAT et la ZATM causée essentiellement par l'état de précipitation plutôt que par la taille des grains et la structure des dislocations le long du joint [3]. Ceci signifie que le profil de dureté dépend particulièrement de l'état initial du matériau de base ainsi que des paramètres du procédé de soudage. Dans cette partie, l'évolution du profil de microdureté le long des joints sera discutée en tenant compte de la microstructure dans chacune des zones constituant les joints.

2.3.4.1 Système de mesure de microdureté et conditions de mesure

Les mesures de microdureté HV0.5 ont été réalisées à l'aide d'un duromètre automatique de marque Struers de type Duramin-A300D illustré sur la figure 2.8. Les mesures ont été faites selon la norme NF EN ISO 6507-1 (Essai de dureté Vickers - partie 1 méthode d'essai) avec une charge de 500 g appliquée durant 10s. Le pas entre deux points de mesure est de 0.5 mm.

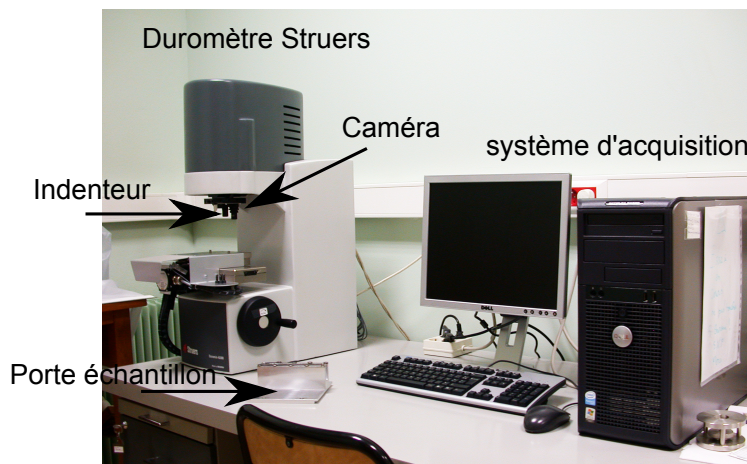


FIGURE 2.8 – Système de mesure de microdureté

En admettant que la microstructure des joints ne varie pas dans la direction de soudage (sens L), les mesures de microdureté ont été réalisées dans le plan TL-TC des plaques soudées. On a pris soin de prélever les échantillons dans la zone où le processus de soudage est en régime stationnaire en excluant le début et la fin du cordon (figure 2.9).

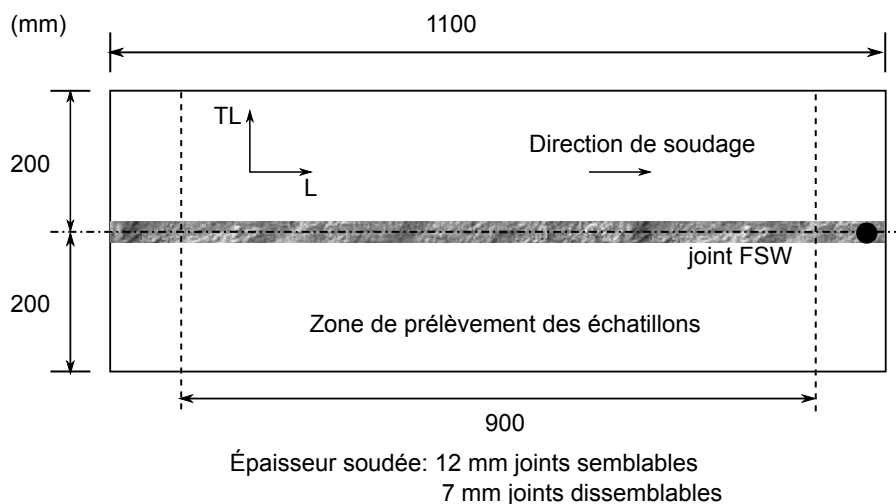


FIGURE 2.9 – Zone de prélèvement des échantillons dans les plaques soudées par FSW

2.3.4.2 Microdureté du joint soudé en alliage 2024-T351

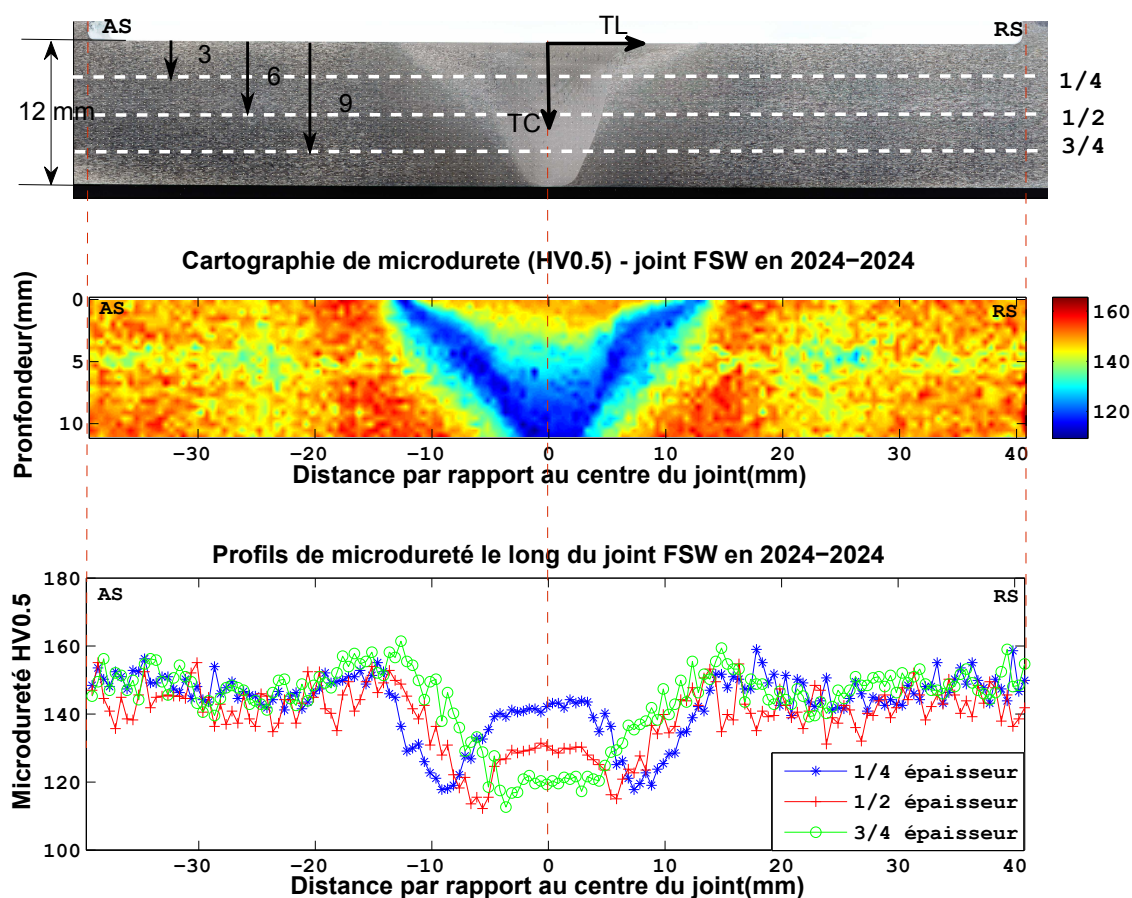


FIGURE 2.10 – Cartographie de microdureté HV0.5 du joint soudé en alliage 2024-T351

Le joint soudé par FSW en alliage 2024-T351 présente un profil de microdureté en forme de “W” (figure 2.10). À mi-épaisseur des plaques soudées et partant de la valeur de dureté du matériau de base de 150 HV, la valeur de la dureté diminue dans la ZAT près du matériau de base entre -30 mm et -25 mm du côté AS et entre +24 mm et +34 mm du côté RS par rapport au centre du joint puis elle augmente pour atteindre une valeur maximale de 156 HV à une distance (par rapport au centre du joint) de -15 mm du côté AS et de +13 mm du côté RS. Ensuite, le profil de microdureté chute rapidement de la ZAT à travers la ZATM jusqu’à atteindre une valeur minimale 112 HV dans la ZATM à -6 mm du côté AS et +7 mm du côté RS par rapport au centre de la soudure. Dans le noyau, le profil de microdureté augmente pour atteindre une valeur stable de 130 HV.

Nous nous appuyons ci-après sur les résultats de la littérature pour expliquer le lien existant entre l’évolution de la microdureté et l’état de microstructure (précipitation, taille de grains, chargement thermique, ...) dans chaque zone des joints soudés par FSW.

La microdureté à travers le joint soudé par FSW dépend fortement de l’état de précipitation [65, 28, 31, 41]. Les éléments d’alliage jouant le rôle de durcissement structural des alliages d’aluminium, ils conduisent à des séquences de précipitation qui évoluent en fonction du traitement thermique subi. En plus de l’échauffement notable, le procédé de soudage génère de fortes déformations plastiques dans le joint notamment dans le noyau et dans la ZATM.

La microdureté évolue le long de la ZAT en partant du matériau de base jusqu’à la ZATM. Cette évolution est la conséquence du gradient thermique généré lors du soudage essentiellement par le frottement entre l’épaulement de l’outil et les plaques à souder. Près du matériau de base, la diminution de la microdureté s’explique par la dissolution d’une partie des zones GPB (phases durcissantes dans le matériau de base) [41, 27, 28, 13]. La température atteinte dans cette zone ne permet pas la formation de la séquence S’(S). En s’approchant de la ZATM, l’augmentation de la dureté est due aux niveaux de températures atteintes qui permettent une précipitation assez conséquente de la phase

S'(S) fine qui est cohérente avec la matrice³. Après avoir atteint cette valeur maximale, la microdureté chute dans la ZAT proche de la ZATM. La fraction volumique relative de la séquence S'(S) dans cette zone reste constante [9] mais les niveaux de températures atteintes induisent la croissance et la coalescence des précipités S'(S) qui deviennent incohérents avec la matrice.

La microdureté continue à chuter à travers la ZATM pour atteindre une valeur minimale d'environ 110 HV. Trois phénomènes concurrents entrent en jeu. Deux censés conduire à l'amélioration de la microdureté en l'occurrence l'écroutissage du matériau, dû à la forte déformation plastique des grains, et la formation, après refroidissement, des zones GPB à partir des précipités S'(S) dissouts par la température assez haute atteinte dans cette zone. Mais cela reste insuffisant pour une amélioration significative de la dureté. Le troisième phénomène conduit à la chute de la microdureté. Il est associé à la coalescence et la dissolution partielle de la phase S'(S) [28].

Dans le noyau, le procédé de soudage provoque une recristallisation dynamique totale du matériau. Les températures atteintes dans cette zone permettent la dissolution de la grande majorité des précipités S'(S) ainsi les zones GPB sont reformées après refroidissement. La microstructure à grains fins et la reformation des zones GPB permettent l'amélioration de la microdureté pour atteindre une valeur stable de 130 HV à mi-épaisseur mais qui reste inférieure à celle du matériau de base. Ceci est dû à la présence de phases grossières des précipités S'(S) qui n'ont pas permis la reformation des zones GPB. On notera que la dureté évolue également à travers l'épaisseur des joints soudés. Elle remonte à une valeur de 140 HV au 1/4 de l'épaisseur alors qu'elle baisse à ~120 HV à 3/4 de l'épaisseur. La cartographie de microdureté (figure 2.10) montre un abattement d'environ 22 HV entre le haut et le bas de la soudure.

2.3.4.3 Microdureté du joint soudé en alliage 2050-T851

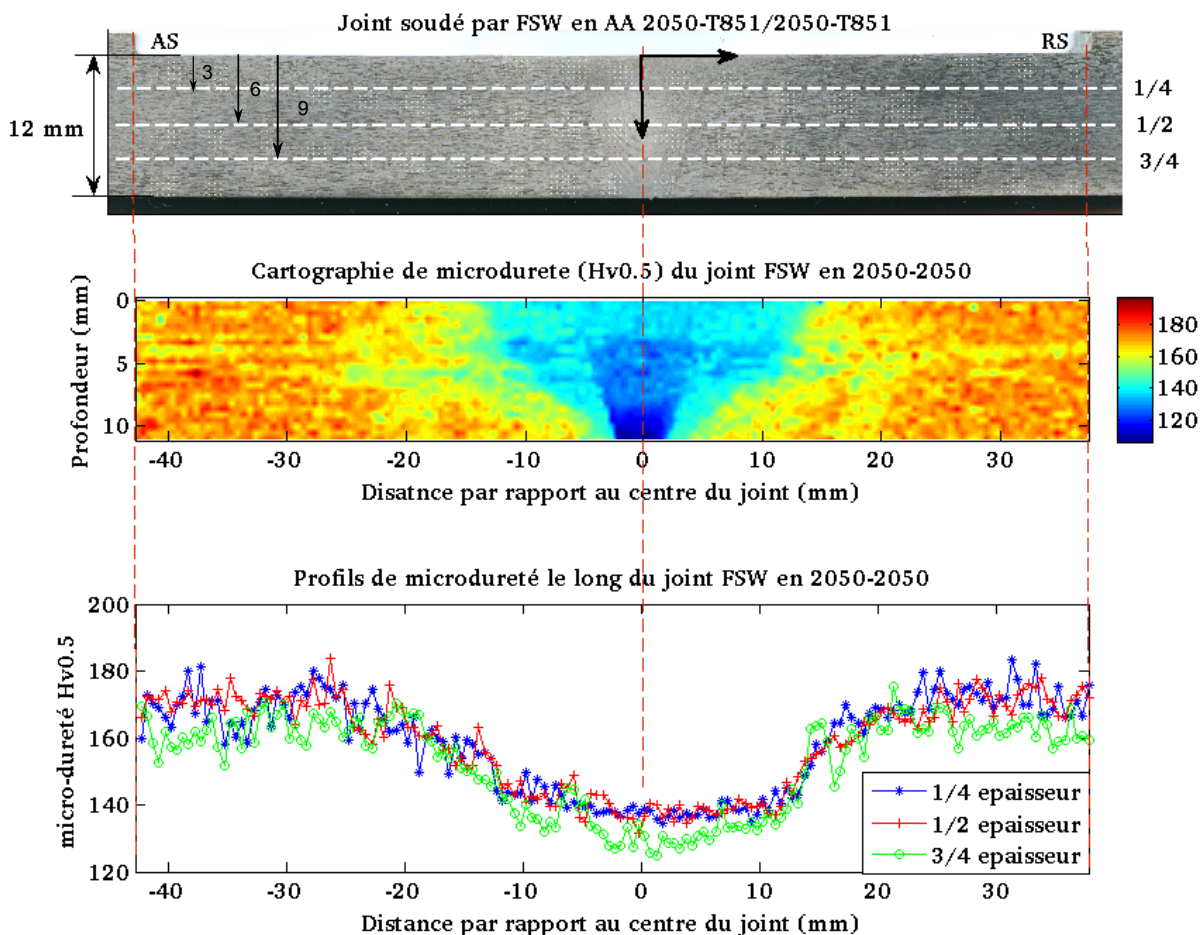


FIGURE 2.11 – Cartographie de microdureté HV0.5 du joint soudé en alliage d'aluminium 2050-T851

3. La température de précipitation de la séquence S'(S) est autour de 290 °C et celle de dissolution est d'environ 510 °C [27] [9]

Contrairement au joint soudé en alliage 2024-T351, la soudure en alliage 2050-T851 présente un profil de microdureté en forme de “U”. En partant du côté AS de la soudure, la microdureté diminue de la valeur du matériau de base (172 HV) à travers la ZAT et la ZATM jusqu’à atteindre une valeur minimale de 135 HV dans le noyau. Le profil de microdureté remonte du côté RS à travers la ZAT et la ZATM pour atteindre la valeur du matériau de base. La chute de la microdureté dans la zone soudée est principalement due à la dissolution ou à la croissance des phases durcissantes durant le cycle thermique subi lors du soudage [23]. Le traitement thermique à l’état T8 (revenu de 18h à 155 °C) permet une amélioration nette de la microdureté [23, 9] notamment dans le matériau de base qui n’a subi aucun chargement thermique par le procédé. Ceci s’explique par la précipitation de la phase principale de durcissement T1 [9, 23]. L’amélioration de la microdureté l’est moins dans les zones affectées par le procédé. Des analyses au microscope électronique à transmission (MET) ont montré que la chute de la microdureté dans le noyau est essentiellement due à la dissolution des phases durcissantes ($T1$, θ' , S') et à la précipitation de la phase δ' [54]. Dans la ZATM, il a été observé une dissolution partielle des phases T1, leur croissance aux sous joints de grains, la dissolution complète des phases θ' , S' et la précipitation de la phase δ' . La présence de zones sans précipités a été également observée dans la ZATM.

Dans la zone affectée thermiquement, la dissolution des phases θ' et S' est la raison de la chute de la microdureté par rapport au matériau de base. La taille des précipités T1 y est légèrement réduite dans cette zone par rapport au matériau de base [54].

Dans l’épaisseur du joint soudé par FSW en alliage 2050-T851, on constate que la valeur de microdureté diminue un peu moins dans la profondeur des plaques que pour l’alliage 2024-T351 ; les profils de microdureté le long de la soudure restent assez proches. La cartographie de microdureté (figure 2.11) montre un abattement de l’ordre de 15 HV entre le haut et le bas de la soudure.

2.3.4.4 Microdureté du joint soudé par FSW en alliage 7449-T79

Dans le cas du joint soudé par FSW en alliage 7449-T79, le principal élément de durcissement est la phase $\eta(\eta')$ ($MgZn_2$) [26, 22, 33]. D’autres séquences comme la phase s et θ peuvent précipiter avec de très faibles concentrations

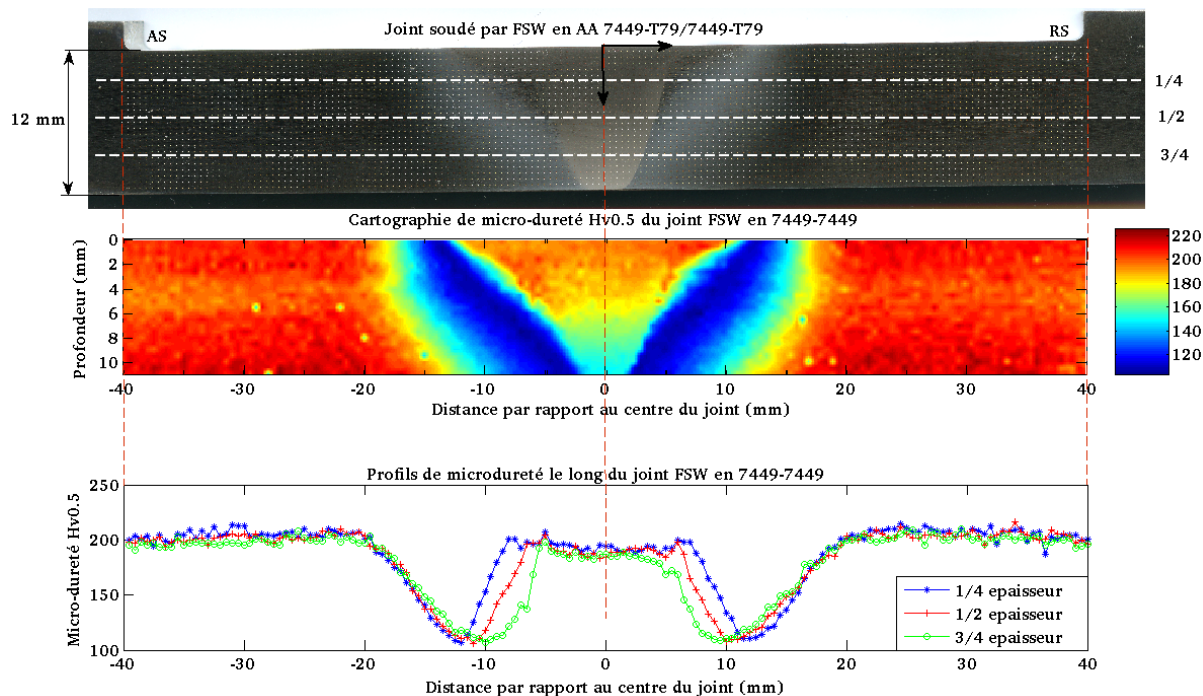


FIGURE 2.12 – Cartographie de microdureté HV0.5 du joint soudé en alliage 7449-T79

Le long des plaques soudées par FSW et partant de la valeur de microdureté du matériau de base de 200 HV, le profil de microdureté chute rapidement le long de la ZAT jusqu’à atteindre une valeur minimale de 105 HV dans la ZAT proche de la ZATM à -12 mm du centre du joint (côté AS) et à 11 mm du centre du joint (côté RS). La microdureté augmente le long de la ZATM pour atteindre une valeur stable de 190 HV, dans le noyau, voisine de celle du matériau de base.

La chute graduelle de la microdureté dans la ZAT est causée par la réduction de la fraction volumique des phases durcissantes, causée par leur dissolution partielle [26, 22].

Près de la ZATM, en plus de la dissolution partielle des précipités, les températures atteintes dans cette zone permettent également leur croissance et donc une chute très nette de leur fraction volumique [22].

Dans la ZATM, les températures atteintes permettent la dissolution des phases $\eta(\eta')$ [22, 26] et la précipitation partielle des zones GPB. De gros précipités en forme de disques de 50 nm de diamètre et de 15 nm d'épaisseur ont été observés dans cette zone [9]. Les chargements, thermique et mécanique, subis permettent la nucléation de quelques précipités le long des lignes de dislocations.

Le chargement thermique subi par le matériau dans le noyau conduit à une dissolution complète des phases durcissantes $\eta(\eta')$. La solution super-saturée permet la nucléation des zones GPB [9, 27]. Cela explique l'amélioration de la microdureté dans cette zone [22].

Dans l'épaisseur du joint soudé par FSW en Alliage 7449-T79, on constate que la valeur de dureté diminue dans la profondeur des plaques notamment à travers la ZATM. Les profils sont assez proches le long des ZAT et du noyau. Bien que les conditions de soudage soient probablement différentes (inconnues pour des raisons de confidentialité), la cartographie de microdureté illustrée sur la figure 2.12 montre une très bonne corrélation avec la cartographie de distribution de la fraction volumique et de la taille des phases durcissantes $\eta(\eta')$ observée par Dumont et al. [22] à travers le joint soudé par FSW en alliage 7449-T79 (figure 2.13).

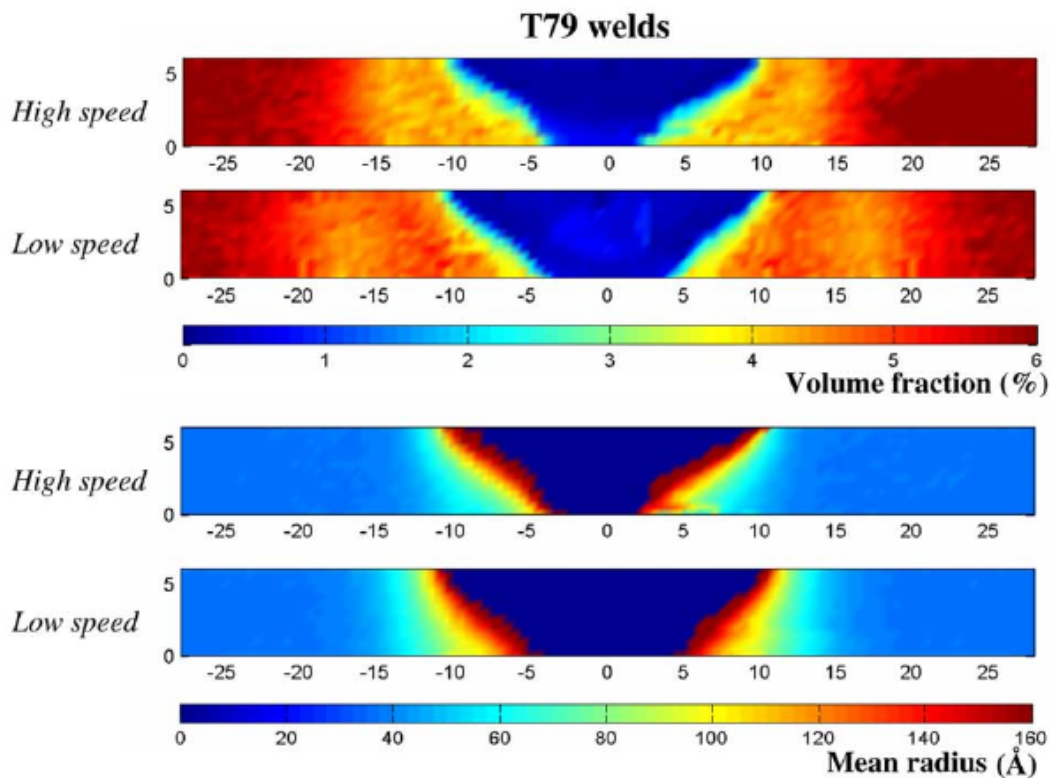


FIGURE 2.13 – Fraction volumique et taille des précipités η dans le joints soudé par FSW en alliage d'aluminium 7449-T79 d'après Dumont et al. [22].

2.3.4.5 Microdureté des joints dissemblables en alliages 7449-T79/2024-T351 et 7449-T79/2050-T851

Nous rappelons que les joints soudés par FSW en alliages dissemblables 7449-T79/2024-T351 et 7449-T79/2050-T851 ont été réalisés à partir de plaques d'épaisseur 7 mm. Dans les deux configurations, l'alliage 7449-T79 est placé du côté AS de la soudure.

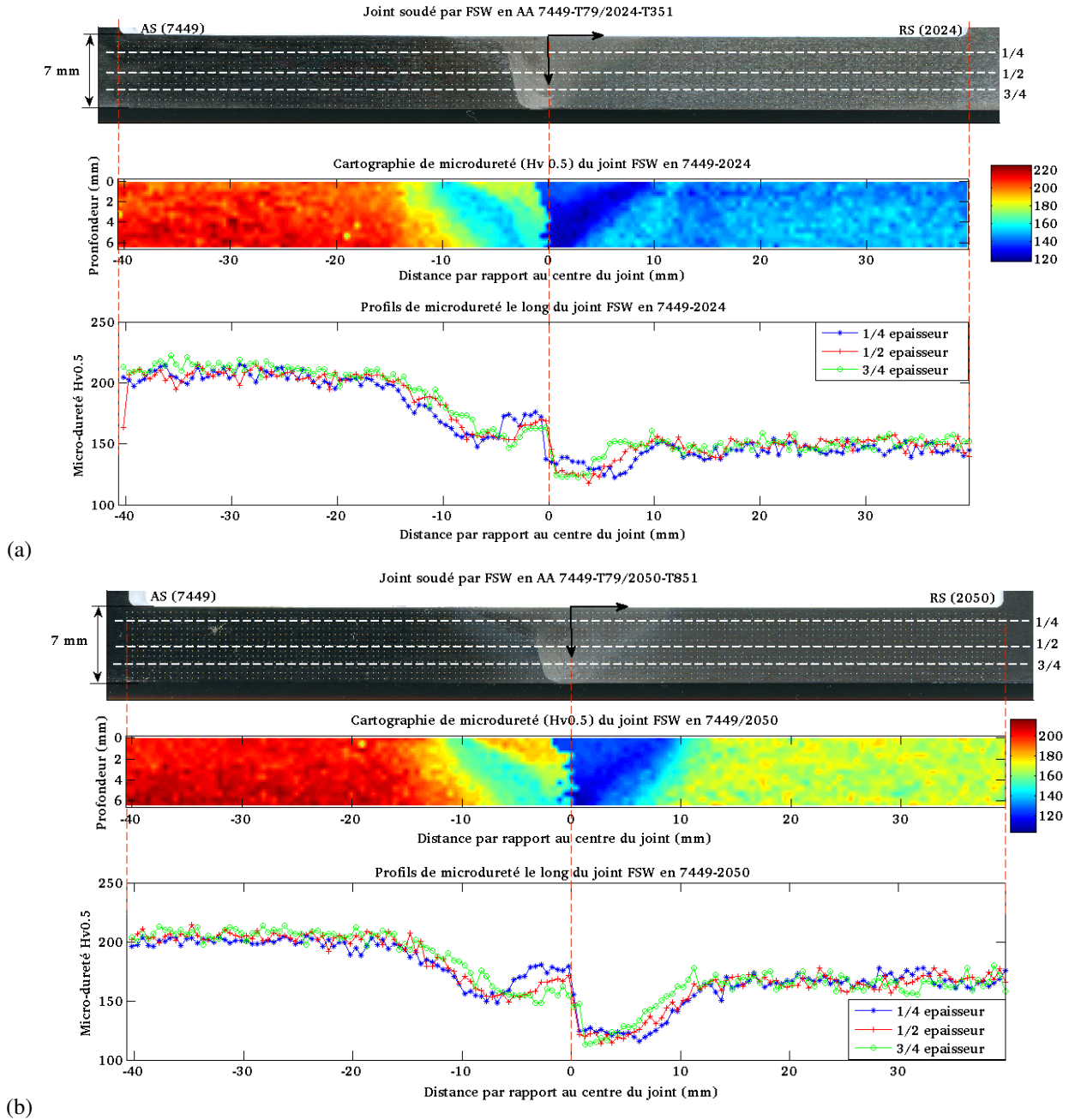


FIGURE 2.14 – Cartographie de microdureté HV0.5 des joints dissemblables (a) en alliages 7449-T79/2024-T351 et (b) en alliages 7449-T79/2050-T851

Nous remarquons sur la figure 2.14 que les profils de microdureté sont la composition des deux profils types des matériaux composant le joint. Dans le cas du joint dissemblable en 7449-T79/2024-T351, le profil est composé de deux parties : le côté AS en 7449-T79 correspond à la moitié (AS) du profil du joint homogène en alliage 7449-T79. Le côté RS, quant à lui, est composé de l'alliage 2024-T351 (figure 2.14-a). Le profil correspond à celui du joint homogène du matériau 2024-T351. Sur la cartographie de microdureté, l'interface entre les deux matériaux soudés est très marquée ; on enregistre une chute brusque de la valeur de microdureté dans cette zone. Les mêmes remarques peuvent être faites concernant le joint soudé des deux alliages d'aluminium 7449-T79 avec le 2050-T851 (figure 2.14-b). La différence entre les valeurs minimales de la microdureté mesurée du côté RS des soudures dissemblables (correspondant aux alliages 2024-T351 et 2050-T851) avec celle des soudures semblables en ces deux alliages (environ 15 HV dans pour le 2024-T351 et 25 HV pour le 2050-T851) pourraient s'expliquer par l'influence des paramètres du procédé sur l'évolution de la microstructure et l'état de précipitation le long des joints.

2.4 Démarche expérimentale

Le but de cette étude réalisée en collaboration avec Dassault Aviation est de déterminer la tenue mécanique des soudures FSW dans les conditions les plus proches de celles du fonctionnement de pièces de structures aéronautiques. L'objectif de ce projet est double : déterminer la durée de vie dans le domaine oligocyclique (10^4 à 10^5 cycles) en traction-traction ($R=0,1$) et comprendre le comportement mécanique cyclique et sous chargement de traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW.

Notre démarche expérimentale consiste à utiliser des méthodes de mesure de champs de déplacement et de déformation par la technique de corrélation d'images numériques (CIN) lors des essais de traction monotone quasi-statique et des essais de fatigue sur des éprouvettes standards dont la zone utile est centrée sur l'axe des joints soudés par FSW. Cela permettra, en plus des mesures usuelles globales par extensomètres, d'accéder aux champs cinématiques mesurés localement dans chacune des zones qui constituent ces soudures. L'objectif de ces essais est d'identifier les propriétés mécaniques de ces soudures d'une part, et de déterminer le comportement mécanique global de la structure (joints FSW entier) et le comportement mécanique local dans chaque zone des soudures FSW étudiées. Ces comportements locaux ont été déterminés dans un premier temps en considérant que la contrainte locale dans chacune des zones qui constituent le joint soudé est équivalente à la contrainte nominale appliquée sur l'éprouvette. Cette hypothèse est très forte vu les hétérogénéités du comportement mécanique introduit par le gradient de microstructure le long et à travers ces soudures. Pour pallier à ce problème, des essais de traction monotone quasi-statique ont été réalisés sur des mini-éprouvettes prélevées dans chaque zone et à différentes profondeurs des joints soudés (1/4, 1/2 et 3/4 d'épaisseur des plaques soudées). Cela permet, d'une part, de caractériser le comportement mécanique (contrainte vraie - déformation vraie) des différentes zones de la soudure, et, d'autre part, de confronter ces résultats à ceux obtenus dans les mêmes zones lors des essais sur les joints entiers en considérant l'hypothèse (sur la contrainte) précédemment citée. Enfin, la comparaison des résultats d'essais sur les joints soudés par FSW à ceux obtenus sur les matériaux de base permettra d'estimer l'influence du procédé de soudage sur les propriétés mécaniques de ces matériaux.

Le programme d'essais comprend des essais de traction monotone quasi-statique, des essais de fatigue sur des éprouvettes élémentaires lisses (sans entaille) avec une partie utile rectangulaire et des essais structures sur des éprouvettes trouées représentatives d'accidents de géométrie (trou de rivets). Les essais de traction monotone quasi-statique permettent de déterminer les propriétés mécaniques des soudures FSW ; ainsi, les niveaux de chargements imposés lors des essais cycliques sont définis. Les essais de fatigue sur les éprouvettes lisses permettent d'une part, de définir la zone critique des joints vis à vis de l'amorçage des fissures de fatigue et d'autre part, de définir le comportement mécanique cyclique global et local (dans chaque zone) des joints FSW. Le positionnement du trou par rapport à l'axe du joint sur les éprouvettes trouées T10 est défini de façon à avoir le fond du trou tangent à la zone critique vis à vis de l'amorçage des fissures observées sur les éprouvettes lisses. La concentration de contraintes est ainsi obtenue dans la zone la plus critique des soudures FSW. Cela est représentatif des conditions de fonctionnement les plus défavorables.

Ce programme d'essais de caractérisation de base est complété par des essais sur des éprouvettes technologiques pour la caractérisation de nœuds architecturaux représentatifs d'un caisson de voilure d'aéronef.

Enfin, des observations microscopiques permettront d'identifier les mécanismes d'endommagement qui sont à l'origine de l'amorçage des fissures conduisant à la ruine de ces structures soudées.

2.5 Géométries des éprouvettes

2.5.1 Éprouvette de traction monotone quasi-statique

Le plan de définition des éprouvettes de traction est illustré sur la figure 2.15. La partie utile des éprouvettes est centrée par rapport à l'axe du joint soudé. On note que l'axe de traction (TL) est perpendiculaire à la direction de soudage (L).

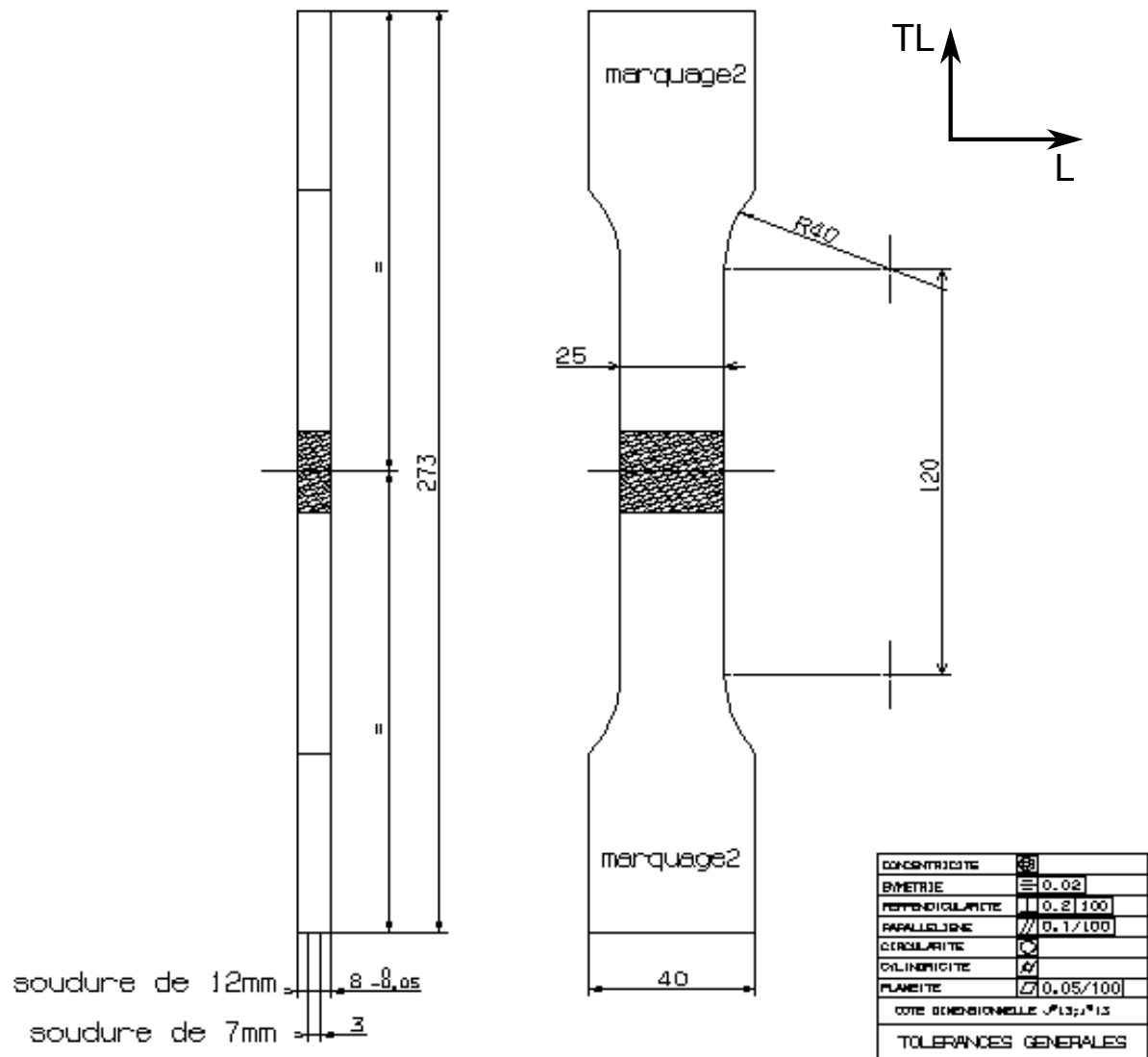


FIGURE 2.15 – Plan de définition des éprouvettes de traction monotone quasi-statique

Les éprouvettes de traction présentent une partie utile de 120 mm. Pour les soudures semblables, l'épaisseur des éprouvettes est de 8 mm ; et pour les soudures dissemblables, elle est de 3 mm compte tenu de la plus faible épaisseur des tôles assemblées. Elles ont été prélevées à mi-épaisseur des plaques soudées.

Le plan de définition des mini-éprouvettes est illustré sur la figure 2.16. Ces éprouvettes présentent une zone utile rectangulaire de 5 mm x 3 mm et une épaisseur de 2 mm.

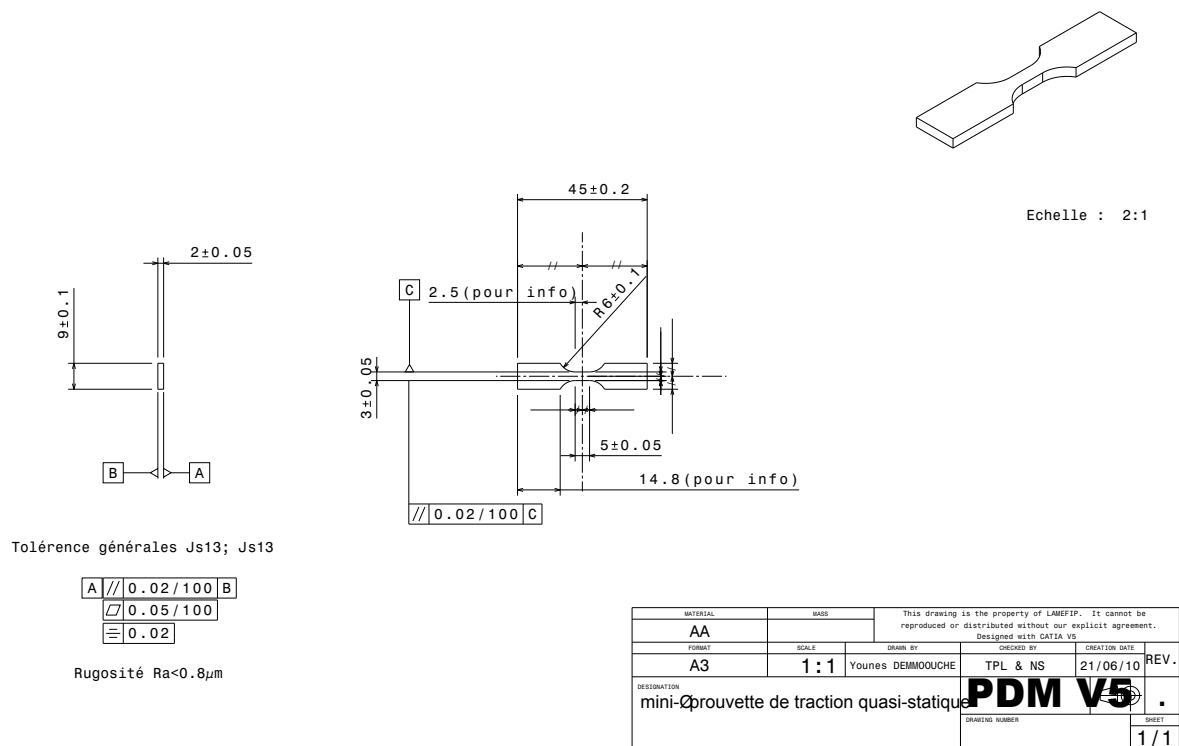


FIGURE 2.16 – Plan de définition des mini-éprouvettes de traction monotone quasi-statique

2.5.2 Éprouvette lisse de fatigue (dites FPE20A)

Ces éprouvettes de fatigue présentent une zone utile centrale rectangulaire de 50 mm x 20 mm et une épaisseur de 3 mm. L'objectif de cette géométrie est de déterminer, pour le même niveau de chargement, la zone critique vis à vis de l'amorçage de fissure de fatigue. Le facteur de concentration de contrainte aux congés de raccordement (tête - partie utile) est $K_t=1,036$ en traction.

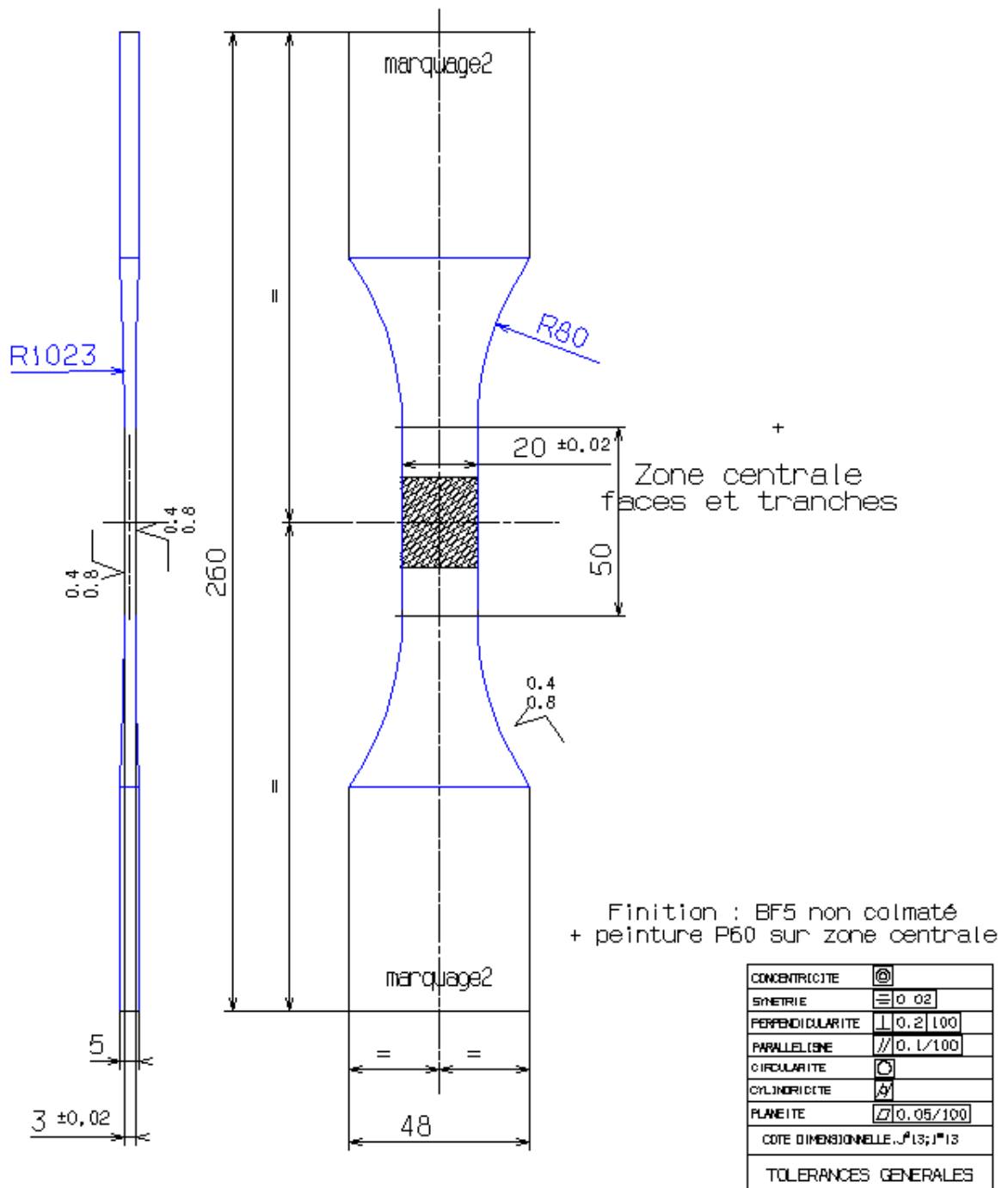


FIGURE 2.17 – Plan de définition des éprouvettes lisses de fatigue

2.5.3 Éprouvette trouée T10

L'objectif de cette géométrie est d'étudier la résistance en fatigue des joints soudés par FSW dans des conditions que peuvent subir des structures aéronautiques en fonctionnement. La combinaison de la soudure et de l'entaille (trou de rivets dans la soudure) représente la configuration la plus défavorable à la tenue en fatigue de ces assemblages. Le diamètre du trou est de 10 mm et le facteur théorique de concentration de contrainte en traction est $K_t=2,3$. Ces éprouvettes ont été préparées comme de vraies pièces aéronautiques : elles ont subi une oxydation anodique chromique non colmatée (OAC) suivie d'une couche de peinture. Nous revenons sur le principe du traitement OAC dans la section 4.4.2.



FIGURE 2.18 – Plan de définition des éprouvettes de fatigue trouées T10 ($K_t=2,3$)

2.6 Prélèvement des éprouvettes dans les plaques soudées par FSW

2.6.1 Prélèvement des éprouvettes lisses (de traction monotone et de fatigue)

Des plaques laminées en alliages d'aluminium de 15 mm d'épaisseur ont été réalisées par Constellium au Centre de Recherche et de Développement (CRD) de Voreppe (France). Les plaques à souder ont été surfacées du côté de l'épaulement et du côté de la surface opposée (schéma illustré sur la figure 2.19) juste avant la réalisation des cordons pour minimiser l'oxydation de la surface des plaques assemblées. Comme cela a été précisé en introduction, trois types de soudures FSW semblables (mêmes matériaux) en alliages 2024-T351, 2050-T851 et 7449-T79 et deux types de soudures dissemblables (deux matériaux différents) en alliages 7449-T79/2024-T351 et 7449-T79/2050-T851 ont été réalisés. Dans le cas des joints semblables, les épaisseurs à souder sont représentatives de l'épaisseur moyenne des revêtements de voilure (12 mm) tandis que dans le cas des joints dissemblables, elles sont représentatives de

l'épaisseur moyenne des raidisseurs (de 7 mm). La figure 2.19 représente le schéma de surfaçage des plaques avant la réalisation des soudures FSW.

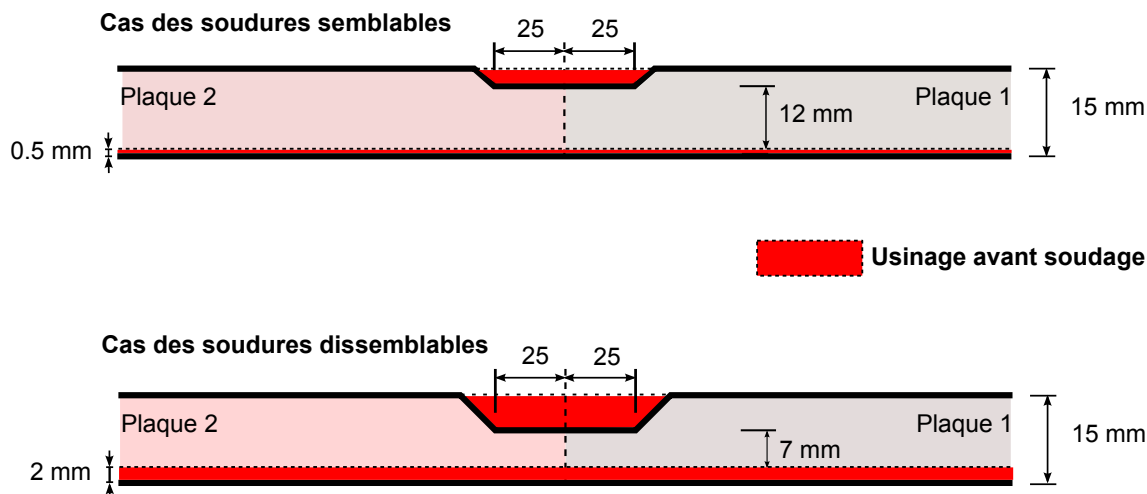


FIGURE 2.19 – Préparation des plaques avant le soudage

Les éprouvettes de traction monotone quasi-statique et les éprouvettes de caractérisation en fatigue ont été prélevées à mi-épaisseur des plaques soudées et orientées dans la direction TL (travers long) des plaques soudées par FSW (figure 2.20). Les éprouvettes sont sollicitées de façon à ce que l'axe de traction soit perpendiculaire à la direction du soudage (figure 2.20). Dans ce qui suit l'épaisseur des plaques sera considérée équivalente aux épaisseurs soudées (12 mm dans le cas des soudures semblables et 7 mm dans le cas des soudures dissemblables). La partie utile des éprouvettes est centrée par rapport à l'axe de la soudure.

Nota : le prélèvement des éprouvettes à mi-épaisseur des plaques soudées se justifie compte tenu de l'application aéronautique visée pour laquelle il est envisagé de surfaçer les soudures FSW sur les deux faces pour s'affranchir des défauts surfaciques et de leurs effets sur les propriétés mécaniques des assemblages.

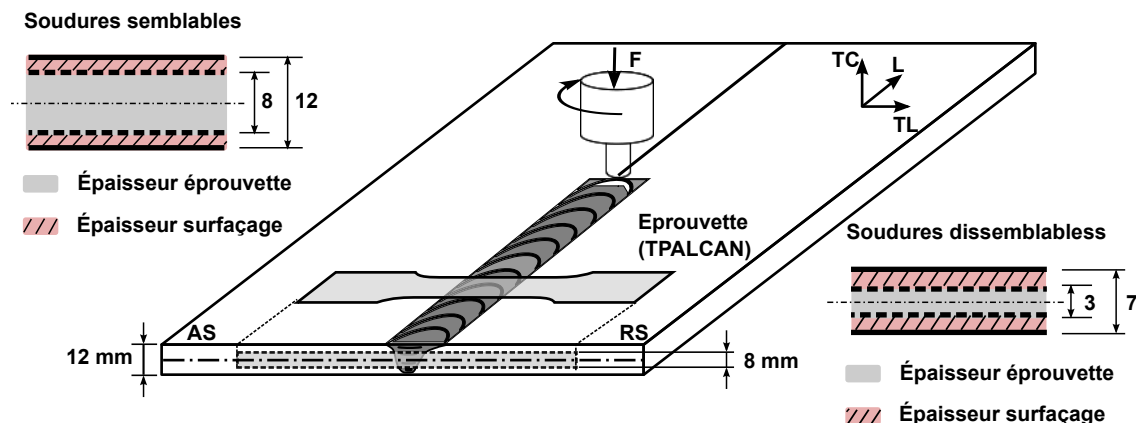


FIGURE 2.20 – Schéma de prélèvement des éprouvettes de traction monotone et de fatigue dans les plaques soudées par FSW

La figure 2.20 illustre le schéma de prélèvement des éprouvettes de traction monotone dans les ébauches soudées par FSW. Les éprouvettes de fatigue de 3 mm d'épaisseur ont été prélevées de la même façon à mi-épaisseur des plaques.

2.6.2 Prélèvement des mini-éprouvettes

Neuf mini-éprouvettes ont été prélevées par électro-érosion à fil à trois profondeurs (au quart, à mi-épaisseur et aux trois quarts de l'épaisseur) des plaques soudées (figure 2.22). Afin de réduire les effets d'hétérogénéité de microstructure à travers l'épaisseur des joints, les mini-éprouvettes ont été prélevées dans le sens L (schéma illustré sur la figure

2.21). On pourra donc considérer que la microstructure est homogène dans chaque zone du joint contenue dans le volume (3 mm x 2 mm x 5 mm) de la zone utile de ces éprouvettes.

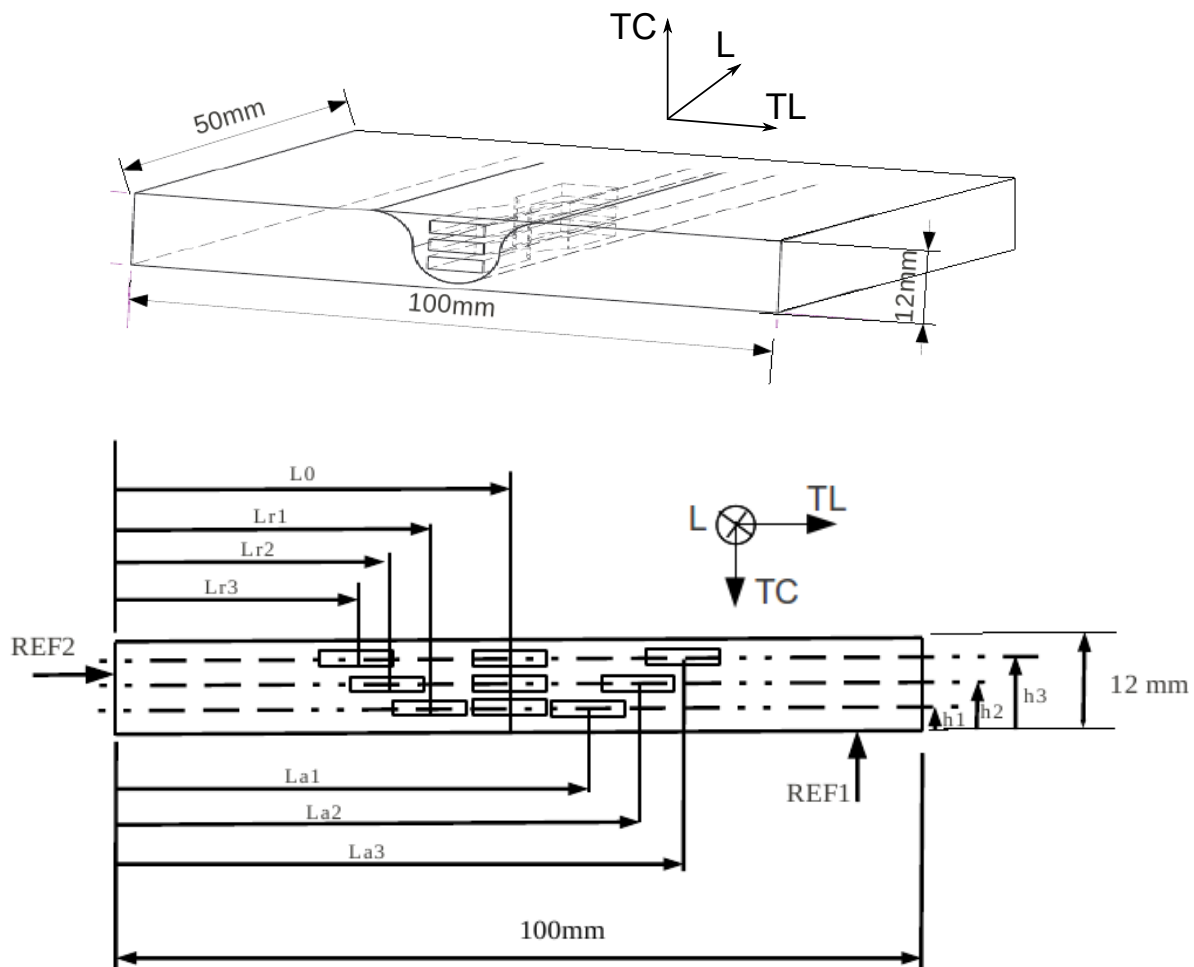


FIGURE 2.21 – Définition des positions de prélèvement des mini-échantillons dans les joints soudés par FSW

La position du centre de chaque éprouvette est définie par rapport à une surface de référence (figure 2.21) de telle façon que les éprouvettes prélevées dans le noyau soient centrées sur l'axe du joint et celles prélevées dans les ZAT (AS et RS) soient prélevées aux minima des profils de microdureté mesurés à 3 mm, à 6 mm et à 9 mm de profondeur dans l'épaisseur (plan TL-TC) des soudures FSW.

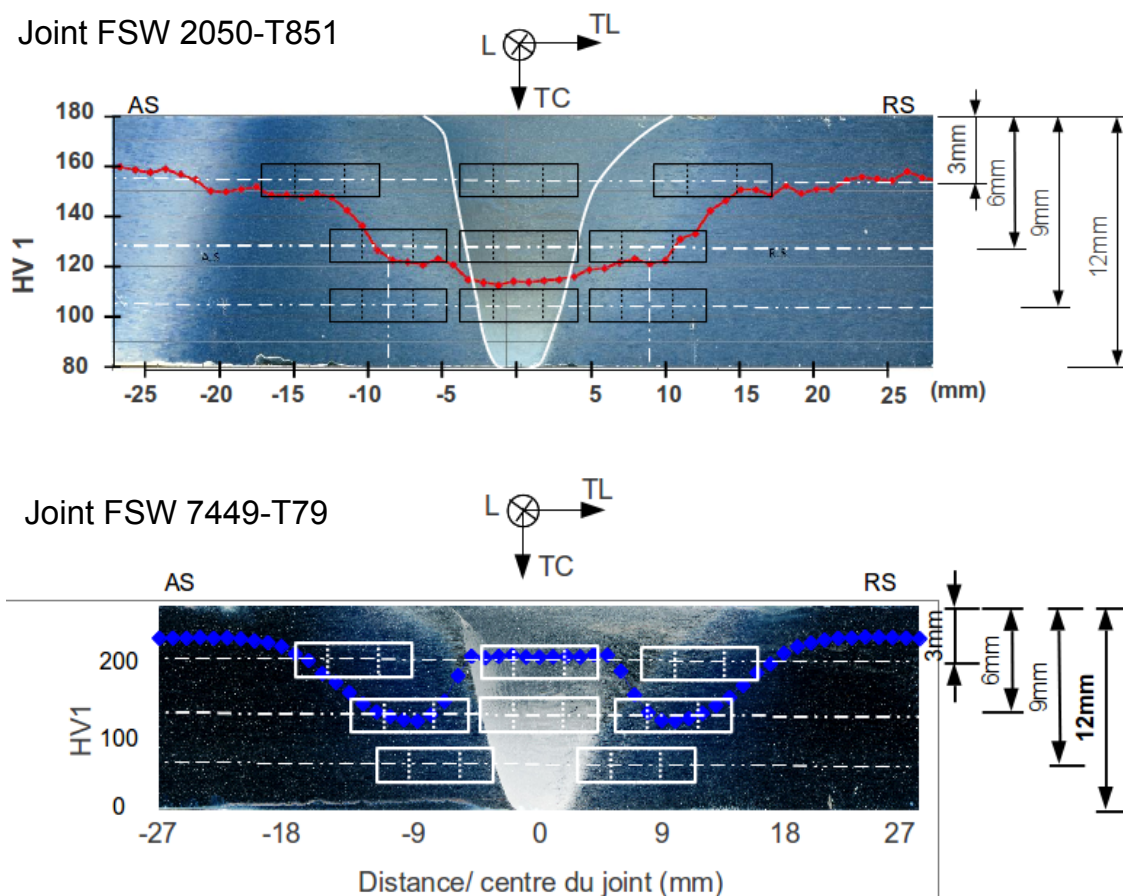


FIGURE 2.22 – Schéma de prélèvement des mini-éprouvettes dans l'épaisseur des joints soudés par FSW

La figure 2.22 montre le schéma de prélèvement des mini-éprouvettes dans l'épaisseur des joints soudés semblables en alliages 2050-T851 et 7449-T79.

Nota : Les joints soudés en alliage 2024-T351 ont été largement étudiés dans la littérature [29, 27, 38, 55, 10, 64, 2]. Pour cette raison nous nous sommes intéressés aux joints soudés en alliages 2050-T851 et 7449-T79.

2.6.3 Prélèvement des éprouvettes trouées T10 ($K_t=2,3$)

Les essais sur les éprouvettes trouées T10 ont été réalisés sur les matériaux de base ainsi que sur les joints soudés par FSW. Afin d'étudier un éventuel effet d'anisotropie dû au laminage des tôles assemblées, les éprouvettes de 3 mm d'épaisseur ont été prélevées dans le *sens longitudinal* (L) et dans le *sens travers long* (TL) à mi-épaisseur des plaques ; 7 éprouvettes ont été prélevées dans chacun des sens (L et TL) pour chaque configuration (matériaux de base et joints soudés).

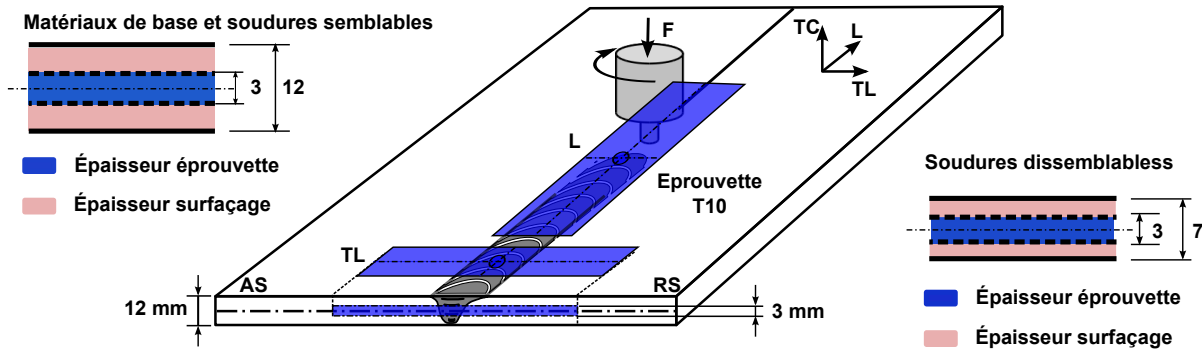


FIGURE 2.23 – Schéma de prélèvement des éprouvettes trouées T10 dans les plaques soudées par FSW et dans les matériaux de base

La figure 2.23 présente le schéma de prélèvement des éprouvettes trouées T10 dans les tôles soudées et dans les matériaux de base. Ces éprouvettes ont subi un traitement anodique chromique non colmatée (OACNC) suivi d'une peinture (P60). Ce traitement, identique à celui des structures aéronautiques réelles, comprend un dégraissage alcalin, un décapage sulfonitroferrique (SOCOSURF ; 5 min à 50°C), l'OAC NC et enfin la peinture P60 dans les 16h après l'OAC.

Afin de mettre en évidence l'influence de la position du trou par rapport au centre du joint, deux séries d'éprouvettes ont été fabriquées. Pour la première série, la position du trou est définie sur la base des mesures de microdureté réalisées à mi-épaisseur de chaque soudure FSW. Le trou est positionné de telle façon qu'il soit tangent au minimum du profil de microdureté côté RS préalablement défini comme la zone la plus critique vis à vis de l'amorçage des fissures. On obtient alors pour cette configuration la concentration de contrainte dans la zone où la microdureté est minimale (zone critique a priori). Néanmoins des études [2, 7] montrent qu'en fatigue, la zone d'amorçage de fissure ne correspond pas forcément aux minima des profils de microdureté. Pour cette raison la position du trou sur la deuxième série d'éprouvettes a été définie à partir des résultats d'essais de fatigue sur les éprouvettes lisses (dites FPE20A). Le trou est alors positionné de telle façon qu'il soit tangent à la zone critique vis à vis de l'amorçage de fissure définie lors des essais de fatigue sur les éprouvettes lisses (soudées mais sans trou).

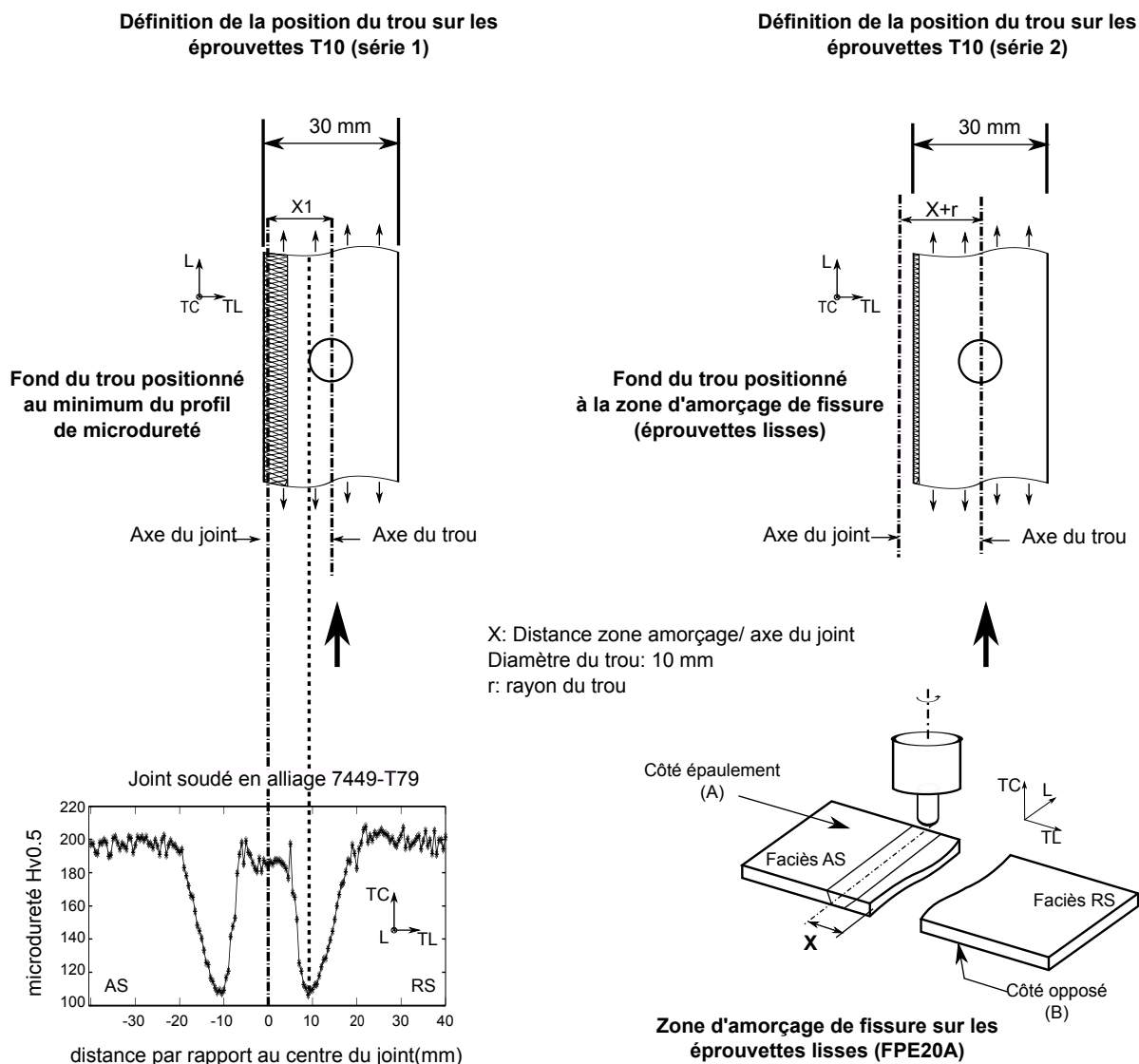


FIGURE 2.24 – Définition des positions du trou sur les deux séries d'éprouvettes de fatigue trouées T10 (Kt=2.3)

La figure 2.24 illustre la démarche suivie pour définir la position du trou sur les deux séries d'éprouvettes de fatigue T10. L'axe du trou sur la première série est défini à une distance ' X_1 ' de l'axe du joint de telle façon qu'il soit tangent au minimum du profil de microdureté tandis que sur la deuxième série, l'axe du trou est défini à une distance ' $X+R$ ' de l'axe du joint (où ' X ' représente la distance entre l'axe du joint et la zone d'amorçage de fissure définie lors des essais de fatigue sur les éprouvettes lisses).

2.7 Conditions d'essais

2.7.1 Essais de traction monotone quasi-statique

Les essais de traction monotone quasi-statique ont été réalisés selon la norme NF EN10002-1 sur une machine électromécanique Zwick Roell Z250 d'une capacité maximale de $\pm 250 \text{ kN}$ et d'une vitesse d'essai maximale de 600 mm/min. Les essais ont été conduits dans les conditions d'air et de température ambiante (≈ 20 à 24°C). La vitesse de déplacement imposée est de 0,035 mm/s, soit une vitesse de déformation élastique imposée de 3.10^{-4} s^{-1} .

La déformation a été mesurée à l'aide d'un extensomètre à couteaux de marque SANDNER de longueur de référence $L_0=80\text{mm}$ (longueur courante chez Dassault Aviation) et une plage de déformation de $\pm 10\%$ ($\Delta L = \pm 8 \text{ mm}$). Un deuxième extensomètre à couteaux Clip-On de longueur utile $L_0 = 20 \text{ mm}$, plage de mesure $\Delta L = \pm 4 \text{ mm}$ a été monté

sur la tranche de l'éprouvette pour permettre la comparaison de ces mesures globales avec les mesures moyennes obtenues par la technique de corrélation d'images numériques sur la même zone (longueur 20 mm) (voir figure 2.25).

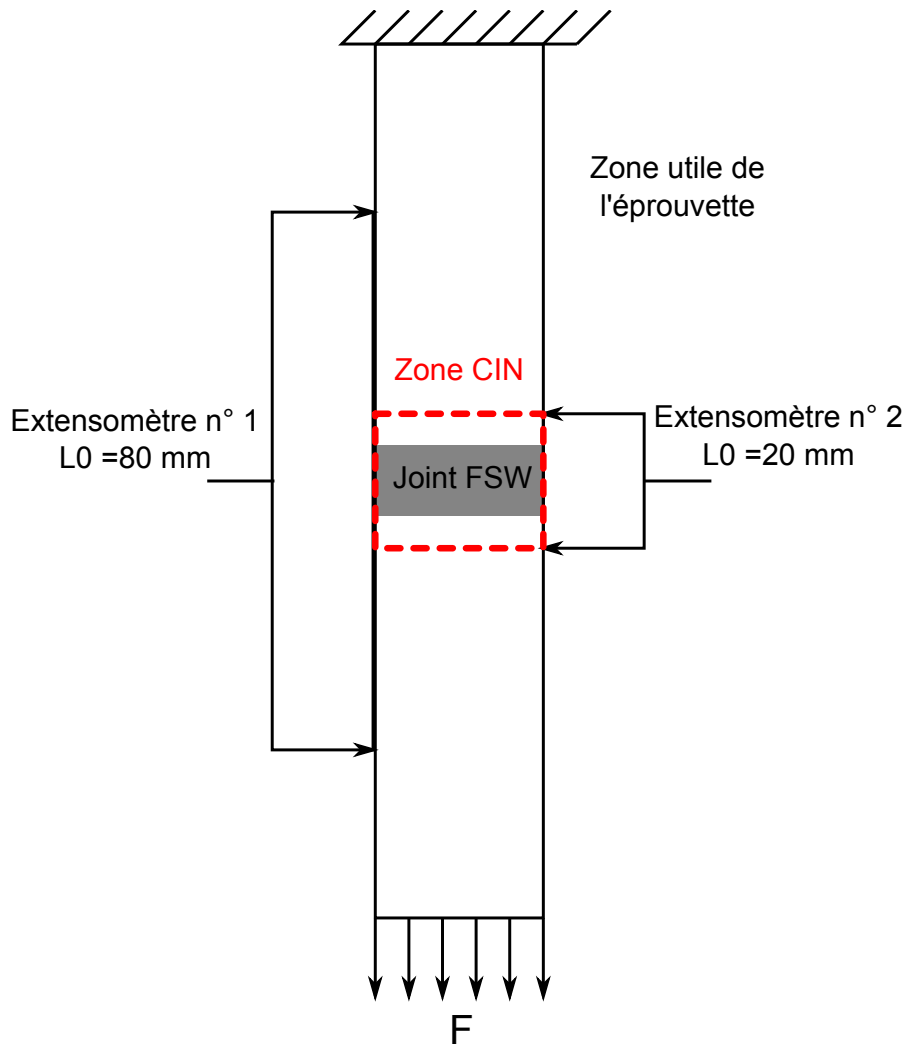


FIGURE 2.25 – Schéma de principe des mesures de déformation lors des essais de traction monotone quasi-statique

L'avantage de la corrélation d'images numériques consiste en la mesure du champ de déformation sur la surface de l'éprouvette (la mesure par extensomètre représente la déformation entre deux lignes que constituent les couteaux). Cela permet de calculer la déformation de chacune des zones constituant le joint soudé et ainsi d'estimer les propriétés mécaniques locales. L'utilisation du deuxième extensomètre ($L_0 = 20 \text{ mm}$) se justifie par la nécessité de vérifier que les résultats de corrélation d'images sont cohérents avec les mesures par extensomètre réalisées sur la même zone.

Pour les essais de traction monotone quasi-statique réalisés sur les *mini-éprouvettes*, la mesure de déformation est réalisée à l'aide de la corrélation d'images numériques appliquée sur la zone utile de ces éprouvettes ($5 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$). La technique de corrélation d'images a été validée auparavant.

2.7.2 Essais de fatigue

Les essais de fatigue en traction-traction ont été réalisés selon les normes NF A 03-400 et NF A 03-401 dans les conditions d'air et de température ambiante (≈ 20 à 24°C) sous chargement cyclique sinusoïdal à force imposée. Le rapport de charge est $R = F_{\min}/F_{\max} = 0,1$ et la fréquence de sollicitation est de 10 Hz .

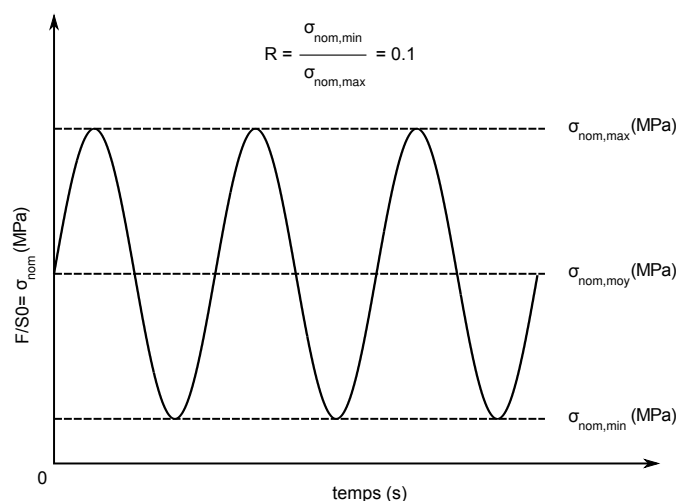


FIGURE 2.26 – Chargement cyclique appliqué lors des essais de fatigue

La figure 2.26 illustre le chargement sinusoïdal appliqué. La contrainte nominale (σ_{nom}), considérée ici est la contrainte nominale nette appliquée sur l'éprouvette calculée à partir de l'effort appliqué et la surface nette de l'éprouvette ($\sigma_{nom} = \sigma_{nom,nette} = F/S_{nette} = F/S_0$). La contrainte locale élastique maximale est calculé à partir de la contrainte nominale appliquée et le facteur théorique de concentration de contrainte k_t (équation 2.1) :

$$\sigma_{loc,élast,max} = k_t * \sigma_{nom,max} \quad (2.1)$$

Les niveaux des contraintes nominales maximales ont été définis de façon à avoir des durées de vie comprises entre 10^4 et 10^5 cycles (domaine d'intérêt pour les structures aéronautiques). Les niveaux de contraintes nominales maximales appliquées lors des essais de caractérisation des éprouvettes trouées T10 sont récapitulés dans le tableau 2.5.

	Niveaux des contraintes nominales maximales (MPa)						
2024-T351(MB)	192	204	216	240	288	324	360
2050-T851(MB)	192	204	216	240	288	324	360
7449-T79(MB)	156	268	192	216	240	300	360
2024-T351(FSW)	192	204	216	240	288	324	360
2050-T851(FSW)	192	204	216	240	288	324	360
7449-T79(FSW)	156	268	192	216	240	300	360
7449/2024(FSW)	156	268	192	216	240	300	360
7449/2050(FSW)	156	268	192	216	240	300	360

TABLE 2.5 – Niveaux des contraintes maximales appliquées lors des essais de fatigue sur les éprouvettes trouées T10

Dans le cas des essais de caractérisation du comportement en fatigue sur les éprouvettes lisses (dites FPE20A), le niveau de la contrainte nominale maximale appliquée pour la totalité des éprouvettes est de 420 MPa.

2.8 Conclusion

Après avoir défini les conditions expérimentales, la démarche adoptée et les géométries des éprouvettes, les profils et les cartographies de microdureté ont été présentés. Ceci a permis de mettre en lumière l'évolution de la microstructure le long des joints soudés par FSW. L'état du traitement thermique avant soudage et le traitement thermique après soudage jouent un rôle prépondérant dans l'évolution de la précipitation le long des soudures FSW. La microdureté à travers les joints soudés par FSW est principalement pilotée par la composition chimique des matériaux à souder, par les précipités durcissants et par les états thermiques associés. La chute de la microdureté est associée à la dissolution partielle et/ou la croissance des phases durcissantes qui deviennent incohérentes ou semi-cohérentes avec

la matrice. La croissance des précipités conduit à la chute de leur fraction volumique et à la création de zones sans précipités (PFZ). Dans certains cas, de nouvelles phases précipitent et améliorent ainsi la valeur de la microdureté. Les joints soudés présentent des profils assez distincts pour les trois nuances d'alliages d'aluminium étudiées. Dans le cas des joints dissemblables, on remarque que les valeurs minimales de microdureté dans chaque matériau sont différentes comparées à celles des joints homogènes des deux alliages respectifs. Cela peut s'expliquer par l'influence des paramètres du procédé qui sont différents lors des soudures dissemblables. Ces paramètres ont été ajustés afin d'obtenir des soudures de bonne qualité (pour des raisons de confidentialité, les paramètres de soudage ne peuvent pas être communiqués ici).

Chapitre 3

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

Sommaire

3.1 Objectifs	69
3.2 Dispositif expérimental	70
3.2.1 Constitution du dispositif	70
3.2.2 Mise en place du montage optique pour la corrélation d'images	71
3.2.3 Validation du fonctionnement du montage optique	73
3.3 Résultats d'essais de traction monotone quasi-statique	75
3.3.1 Résultats d'essais sur les matériaux de base	75
3.3.2 Résultats d'essais sur les joints soudés par FSW - comportement mécanique global	76
3.4 Conclusion partielle	78
3.5 Comportement mécanique local en traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW	78
3.5.1 Validation de la méthode de corrélation d'images	78
3.5.2 Incertitude du calcul de corrélation	79
3.5.3 Définition des zones du joint sur la surface de l'éprouvette suivie par la CIN	81
3.5.4 Résultats des essais de traction monotone quasi-statique avec CIN - propriétés mécaniques locales dans les zones des joints soudés par FSW	82
3.5.4.1 Comportement mécanique 'local' du joint soudé en alliage 2050-T851	82
3.5.4.2 Comportement mécanique 'local' du joint soudé en alliage 7449-T79	85
3.6 Essais de traction monotone quasi-statique sur des mini-éprouvettes prélevées dans l'épaisseur des joints soudés par FSW	88
3.6.1 Conditions d'essais	88
3.6.2 Résultats d'essais sur les mini-éprouvettes prélevées dans le joint en alliage 2050-T851	88
3.6.3 Résultats d'essais sur les mini-éprouvettes prélevées dans le joint en alliage 7449-T79	90
3.7 Conclusion partielle	92
3.8 Méthode d'écart à la linéarité	94
3.8.1 Présentation du problème	94
3.8.2 Hypothèses	94
3.8.3 Méthodologie proposée	94
3.8.4 Calcul des champs de déformations linéaire et non linéaire	95
3.8.5 Application à un essai de traction monotone uniaxiale sur une éprouvette soudée par FSW	96
3.8.5.1 Cas du joint soudé en alliage 2050-T851	98
3.8.5.2 Cas du joint soudé en alliage 7449-T79	99
3.9 Analyse de la rupture des joints soudés par FSW	100
3.9.1 Zones de rupture des joints en alliage 2050-T851	100
3.9.2 Zones de rupture des joints en alliage 7449-T79	101

3.9.2.1	Zones de rupture des joints en alliages 7449-T79/ 2050-T851	103
3.9.3	Analyse des faciès de rupture des joints soudés par FSW	104
3.9.3.1	Cas du joint soudé en alliage 2050-T851	105
3.9.3.2	Cas du joint soudé en alliage 7449-T79	106
3.9.3.3	Cas du joint dissemblable en alliage 7449-T79/2050-T851	107
3.10	Conclusion du chapitre	108

Ce chapitre présente les résultats d'essais de traction monotone quasi-statique réalisés sur des éprouvettes de traction prélevées dans des plaques (soudées et non soudées) en alliages d'aluminium. Trois nuances d'alliages d'aluminium ont été étudiées : le 2024-T351, le 2050-T851 et le 7449-T79. Dans un premier temps, le comportement des matériaux de base (non soudés) a été étudié. Ensuite, les propriétés mécaniques des joints soudés par FSW ont été identifiées et comparées à celles des matériaux de base. Trois configurations de soudures semblables (les deux plaques soudées sont du même matériau) en alliages 2024-T351, 2050-T851 et 7449-T79 et deux soudures dissemblables (les deux plaques soudées sont de deux matériaux différents) en alliages 7449-T79/2024-T351 et 7449-T79/2050-T851 ont été étudiées.

Pour utiliser la corrélation d'images numériques (CIN) afin de déterminer les réponses mécaniques locales dans chaque zone du joint soudé, un dispositif spécifique a été mis au point dans le cadre de ce travail pour observer simultanément (avec une seule caméra) deux faces orthogonales d'une même éprouvette en cours d'essai. Les résultats obtenus sur les joints soudés ont été comparés à ceux issus des essais sur des mini-éprouvettes prélevées dans chaque zone constituant les soudures étudiées.

Enfin, l'estimation de la déformation non linéaire (plastique) à travers les joints met en évidence les sites susceptibles d'amorçage de fissures et l'analyse microscopique des faciès de rupture permet de déterminer les zones de rupture et les mécanismes d'endommagement associés.

3.1 Objectifs

Comme présenté dans les deux premiers chapitres, les soudures FSW possèdent une microstructure très hétérogène. Ces hétérogénéités dues au procédé d'assemblage induisent un comportement mécanique que nous allons essayer de quantifier dans ce chapitre sous un chargement de traction monotone quasi-statique.

Nous nous intéressons à déterminer les propriétés mécaniques globales et locales (dans chaque zone constituant les soudures FSW), et à comprendre le développement de la plasticité dans ces zones. Enfin, l'analyse des faciès de rupture permettra l'identification des mécanismes d'endommagement qui conduisent à la ruine de ces assemblages.

Pour ce faire, notre démarche expérimentale consiste à utiliser des méthodes de mesure de champs de déplacement et de déformation par la technique de corrélation d'images numériques (CIN) lors des essais de traction sur des éprouvettes standards dont la zone utile est centrée sur l'axe des joints soudés par FSW. Dans cette étude l'outil de corrélation d'images utilisé est Correli-Q4 développé au Laboratoire de Mécanique et de Technologie (LMT-Cachan). L'objectif des essais est l'identification et l'analyse des propriétés mécaniques des joints à travers la détermination du comportement mécanique global de la structure complète (joints FSW entier) et du comportement mécanique local dans chaque zone des soudures FSW étudiées. Enfin, la comparaison des résultats d'essais sur les joints soudés par FSW à ceux obtenus sur les matériaux de base permettra d'estimer l'influence des hétérogénéités microstructurales induites par le soudage sur les propriétés mécaniques de ces matériaux.

Afin de suivre le scénario de déformation dans l'épaisseur des éprouvettes, un dispositif expérimental spécifique a été conçu et mis en place dans cette thèse pour permettre une prise d'images simultanée sur deux surfaces orthogonales de l'éprouvette : la face principale de l'éprouvette (plan L-TL côté épaulement de l'outil) et la face normale à celle-ci (plan TL-TC) ou épaisseur du joint.

Enfin si la corrélation d'images numériques permet de définir localement le champ de déformations, la détermination directe du champ de contraintes reste expérimentalement inaccessible dans le domaine de comportement non linéaire. Pour pallier ce problème, des essais de traction monotone ont été réalisés sur des mini-éprouvettes prélevées dans chacune des zones constituant les soudures FSW.

3.2 Dispositif expérimental

3.2.1 Constitution du dispositif

Nous rappelons ici que les essais de traction monotone quasi-statique ont été réalisés sur une machine électromécanique Zwick Roell de capacité maximale $\pm 250 \text{ kN}$. La déformation a été mesurée à l'aide d'un extensomètre SANDNER de longueur de référence $L_0 = 80 \text{ mm}$, avec une plage de mesure de déformation de $\pm 10\%$ ($\Delta L = \pm 8 \text{ mm}$). Pour le calcul de corrélation d'images, il est nécessaire d'avoir une bonne résolution spatiale (nombre de pixels par millimètre) dans la longueur et dans la largeur des éprouvettes. Si l'on prend toute la zone de mesure de l'extensomètre ($80 \text{ mm} \pm 8 \text{ mm}$), pour des images de dimensions 1392×1024 pixels, la résolution n'est que de $12,8 \text{ pixels/mm}$. Afin d'améliorer la résolution des images, la zone de corrélation a été réduite à $25 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$. La résolution obtenue est alors de 40 pixels/mm . Comme cela a été illustré sur la figure 2.25, un deuxième extensomètre Clip-On ($L_0 = 20 \text{ mm}$ avec une plage de mesure de $\pm 4 \text{ mm}$) est monté sur la tranche de l'éprouvette figure (3.11). La déformation mesurée est ainsi comparée à la déformation moyenne calculée par corrélation d'images sur la zone de l'éprouvette délimitée par les couteaux de cet extensomètre. Ceci permet de valider le calcul de déformation par corrélation d'images numériques.

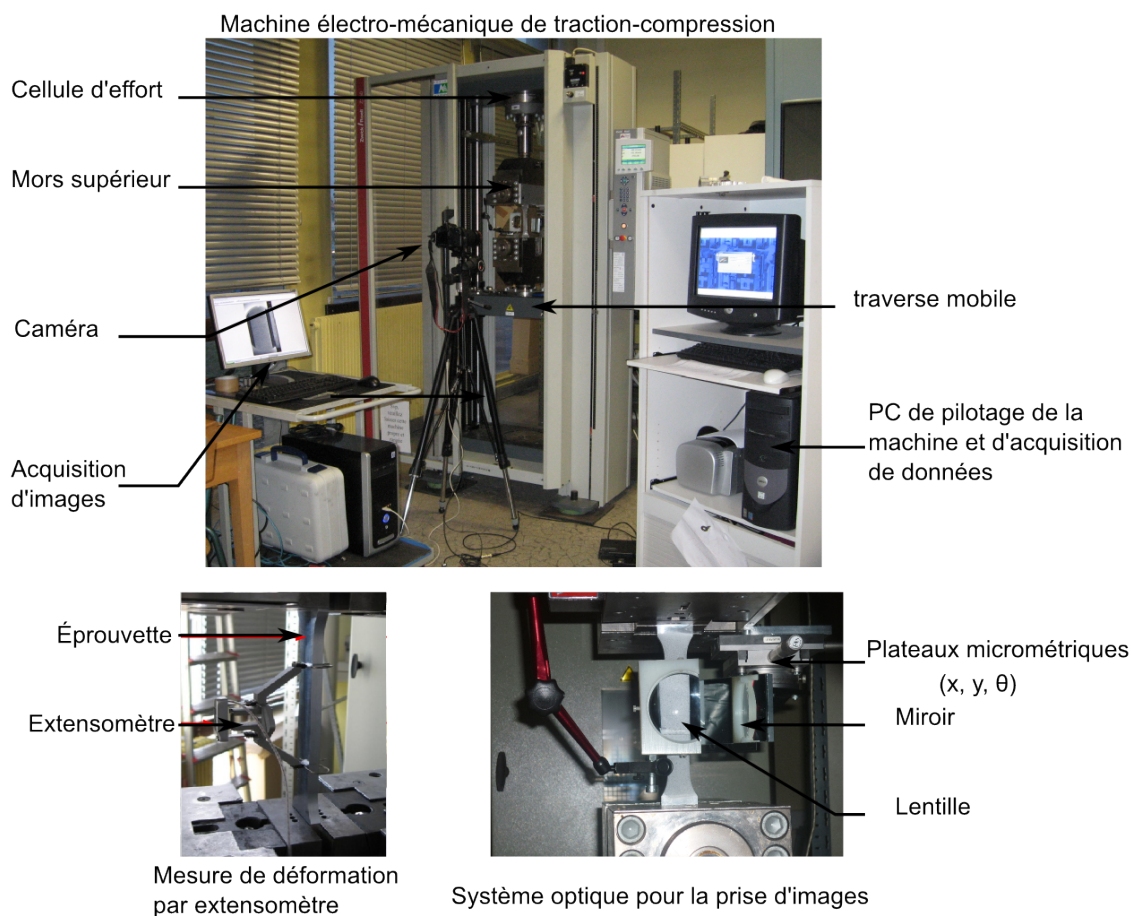


FIGURE 3.1 – Dispositif expérimental pour les essais de traction monotone quasi-statique

Avant que la technique de mesure ne soit appliquée aux éprouvettes soudées, elle a été validée sur des essais de traction monotone quasi-statique réalisés sur des éprouvettes non soudées (matériaux de base).

Un signal TTL ($0 ; 5 \text{ V}$), est transmis simultanément à la centrale d'acquisition des données et à la caméra (voir synoptique illustré sur la figure 3.2). Sachant que la caméra se déclenche sur le front montant, il est possible de définir l'instant auquel est prise chaque image et donc le niveau de force ou de contrainte nominale (F/S_0) correspondant.

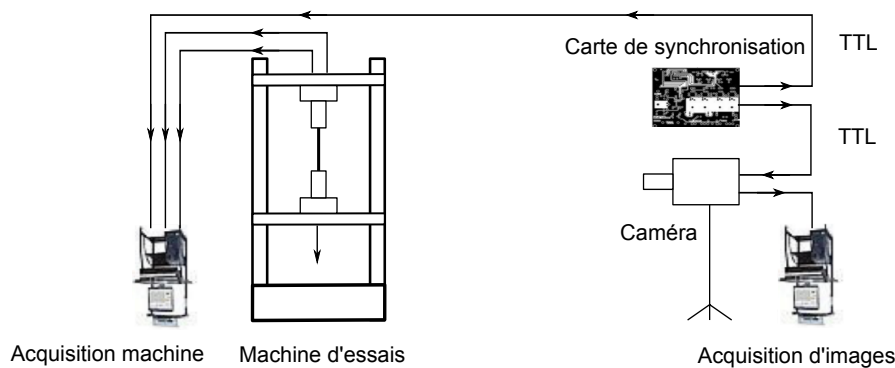


FIGURE 3.2 – Synoptique de synchronisation des données d'essais avec la prise d'images

3.2.2 Mise en place du montage optique pour la corrélation d'images

L'objectif de ce montage est d'utiliser un seul appareil photo pour observer deux surfaces perpendiculaires de l'éprouvette. Cela permet, d'une part, de palier à l'encombrement de la machine d'essai (nous ne disposons pas de place pour utiliser un deuxième appareil photo), et d'autre part, d'éviter les problèmes liés à la synchronisation des deux appareils (décalage entre les deux électroniques).

Le champ de déplacements est mesuré sur les deux faces (la face principale et la tranche) de l'éprouvette en utilisant un système de miroir et de lentille.

La tranche (surface latérale) de l'éprouvette est observée par réflexion à l'aide d'un miroir plan traité antireflet placé à 45° tandis que la lentille (lentille cylindrique plan-convexe type BK7, de diamètre 76,2mm, de focale 200 mm et traitée antireflet) est placée entre l'objectif de la caméra et la face de l'éprouvette. La lentille sert à corriger le décalage entre les plans focaux des deux surfaces. Ainsi la mise au point est obtenue simultanément sur les deux surfaces (schéma illustré sur la figure 3.3) comme si elle était observée à l'infini.

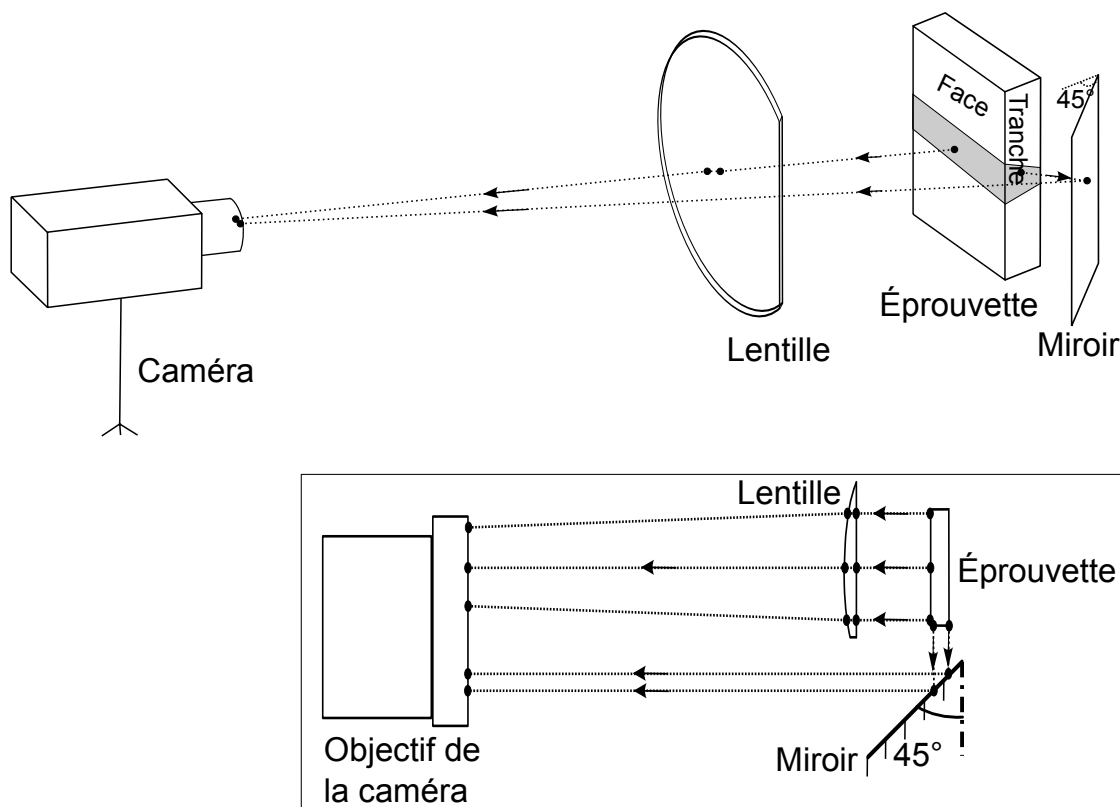


FIGURE 3.3 – Schéma de principe du dispositif optique mis en place pour les essais de traction monotone quasi-statique

Le réglage du système optique (position, angle de rotation) est effectué grâce à deux platines micrométriques de translation biaxiale (x,y) et à un plateau tournant permettant le réglage de l'angle d'inclinaison du miroir par rapport à la surface latérale (tranche) de l'éprouvette. Le miroir est monté sur une équerre (voir figure 3.4). Un appareil photo de type CANON-EOS-50D a été utilisé pour l'acquisition automatique des images.

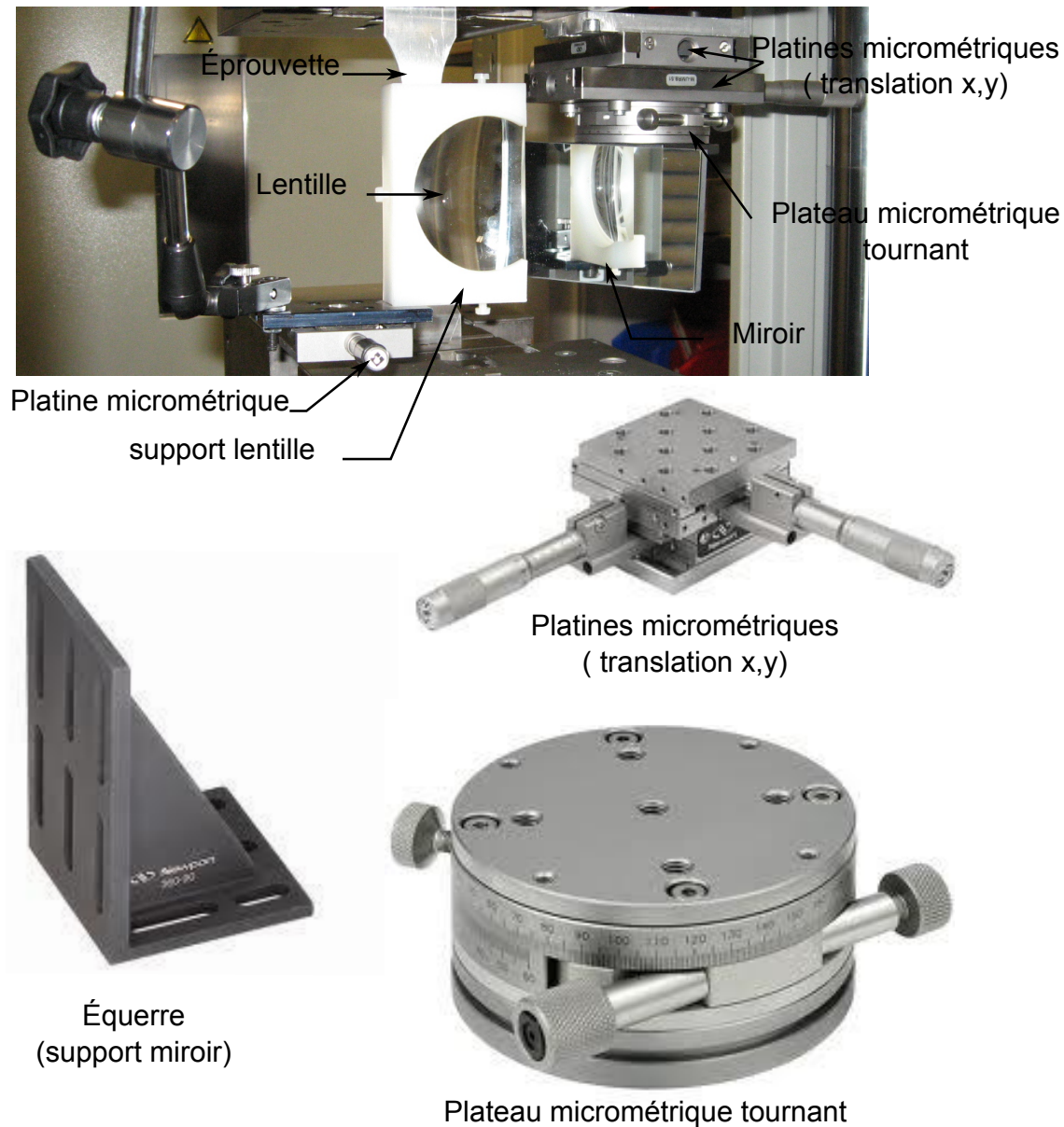


FIGURE 3.4 – Composants micrométriques utilisés pour le montage du système optique

Afin de pallier problème d'éventuelles réflexions optiques parasites, nous avons utilisé une enceinte noire fabriquée avec du papier noir mat antireflet. Néanmoins, quelques aberrations optiques peuvent exister sur les bords de la zone observée mais elles sont négligeables dans les zones de corrélation d'images (voir figure 3.5).

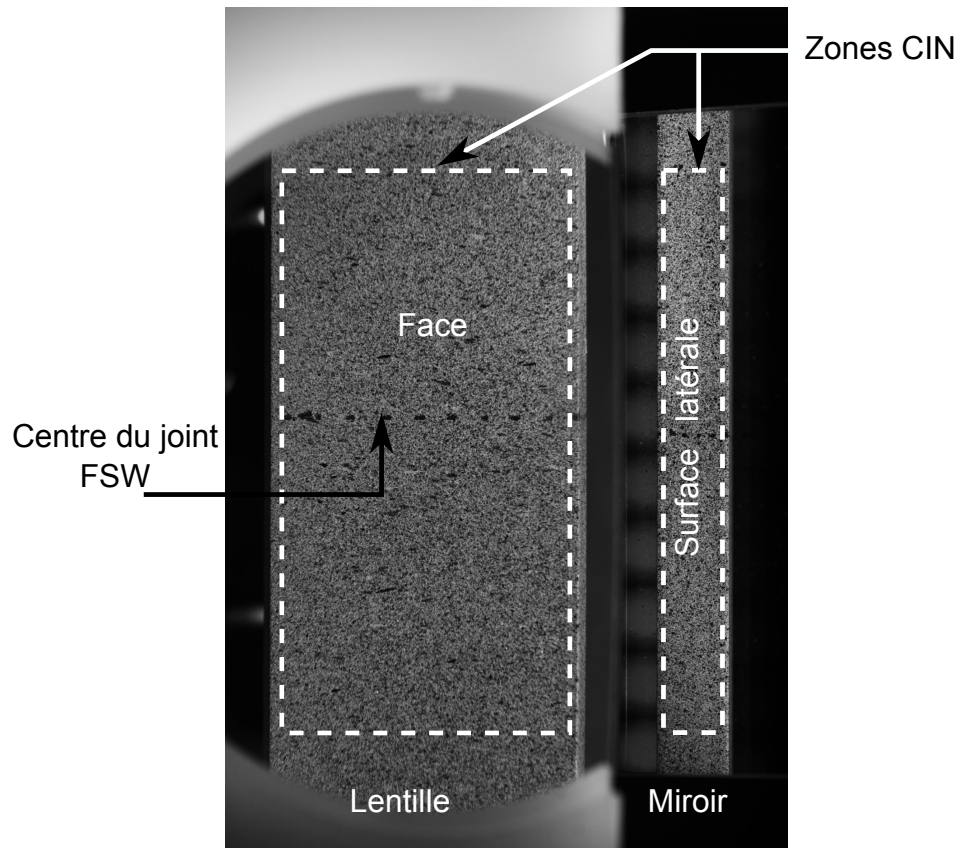


FIGURE 3.5 – Prise de vues sur la face et la surface latérale d’une éprouvette lors des essais de traction monotone quasi-statique, zones de corrélation d’images

Comme nous pouvons le constater sur la figure 3.5, la surface de l’éprouvette nécessite la réalisation d’une texture aléatoire permettant d’avoir un gradient du niveau de gris à l’échelle des zones d’intérêt. La préparation consiste à réaliser un mouchetis de peintures noire et blanche (pulvérisées) sur les surfaces observées.

3.2.3 Validation du fonctionnement du montage optique

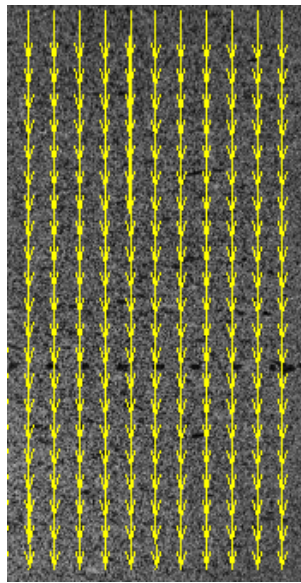
La validation du fonctionnement du système optique a été faite en réalisant des “essais à vide”. La démarche consiste à se mettre dans les conditions d’essais avec une éprouvette non chargée (fixée uniquement sur la partie mobile de la machine, et non fixée au mors supérieur fixe). Les champs de déplacement et de déformation sont alors identifiés par corrélation d’images sur la face principale de l’éprouvette et sur la surface latérale. Comme l’éprouvette n’est pas déformée, on s’attend à trouver un champ de déplacement homogène ($\vec{U}(x,y) = u\vec{x} + v\vec{y} = u\vec{x}$, avec $u = c^{te}$ et $v = 0$) et un champ de déformation nul.

La figure 3.6 illustre le champ de déplacement mesuré par la CIN sur les deux surfaces d’une éprouvette de traction déplacée “à vide”. On remarque que, malgré les précautions prises (enceinte noire antireflet, éclairage, ..), il existe des aberrations optiques notamment sur la face principale de l’éprouvette (à cause de la lentille).

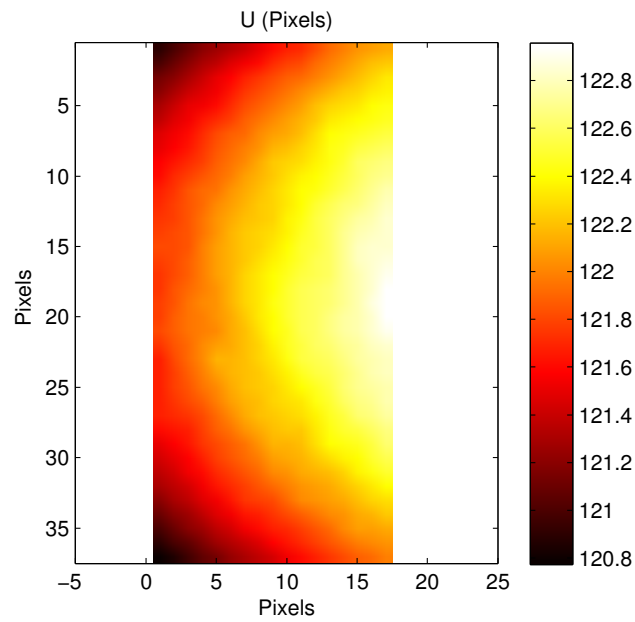
Si on note E l’erreur due au système de mesure avec : $E = \frac{U_{max} - U_{min}}{U_{moyen}}$, on obtient pour un déplacement de 3,5 mm (120 pixels) une erreur de l’ordre de 1,6 %. Ces erreurs sont dues à la lentille. Sur la surface latérale, les aberrations sont plus faibles, de l’ordre de 0,4%.

1. Face

Incertitude: 0.002 Pixels



vecteur déplacement total



2. Surface latérale (tranche)



vecteur déplacement total

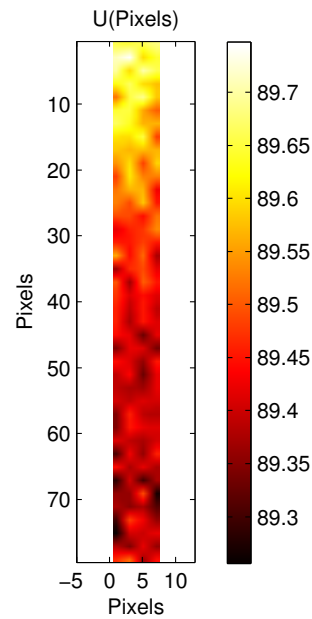


FIGURE 3.6 – Champs de déplacement ($\vec{U} = u \vec{x}$) mesurés lors d'un essai "à vide" sur éprouvette de traction

En termes de déformation, les valeurs maximales calculées sont de l'ordre de $3 \cdot 10^{-3}$ entre le haut et le bas de l'éprouvette (voir figure 3.7).

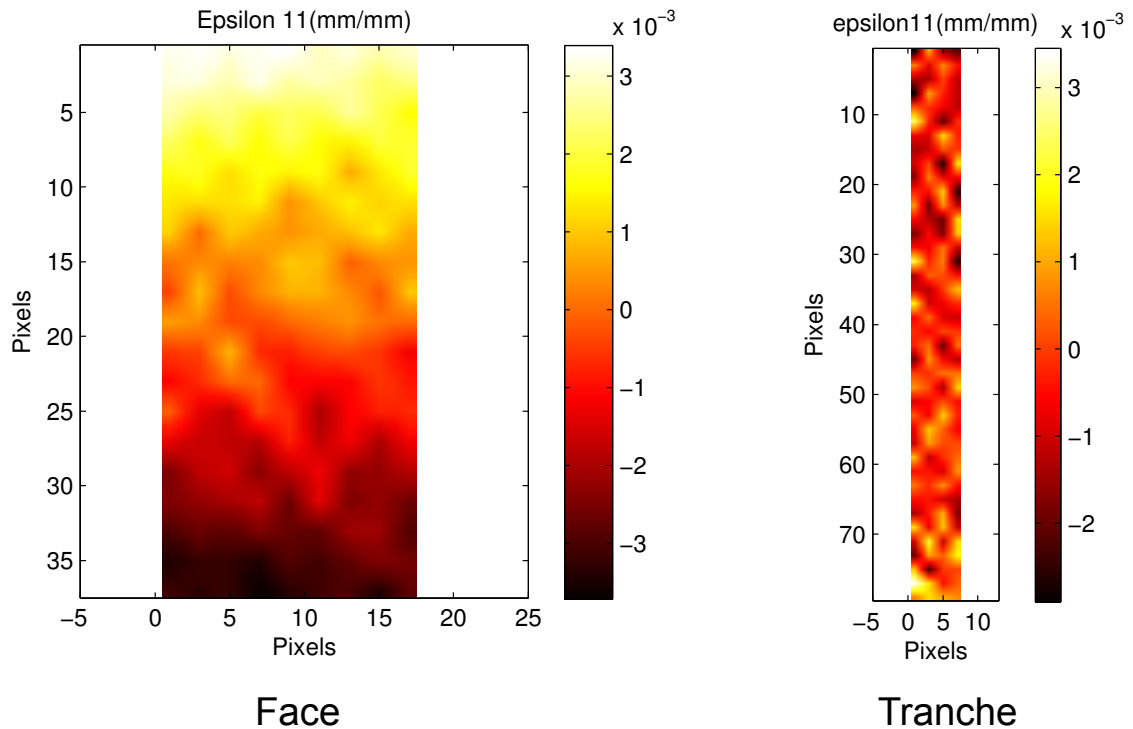


FIGURE 3.7 – Champs de déformation ($\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{11}$) mesurés lors d'un essai “à vide” sur une éprouvette de traction soumise à un déplacement de corps rigide (non déformée)

3.3 Résultats d'essais de traction monotone quasi-statique

Rappelons ici que toutes les éprouvettes ont été testées selon la norme NF EN 10002-1. La vitesse du déplacement imposé est de 0,035 mm/s (soit une vitesse de déformation dans la partie élastique de $3 \cdot 10^{-4} s^{-1}$).

Le comportement mécanique en traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW en alliage 2024-T351 est largement traité dans la littérature [13, 39, 2, 3, 11, 29]. On se contente donc, dans ce chapitre de présenter les résultats d'essais sur les joints semblables en alliage 2050-T851 et 7449-T79 et sur le joint dissemblable en alliages 2050-T851/7449-T79. Les résultats d'essais sur le joint en alliage 2024-T351 et le joint dissemblable 7449-T79/2024-T351 sont présentés dans l'annexe .2. En complément des essais sur les éprouvettes prélevées dans le sens TL des plaques soudées, des essais ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées dans le sens L des soudures FSW (la direction de sollicitation est parallèle à la direction de soudage). Les résultats de ces essais sont présentés dans l'annexe .2.2.

3.3.1 Résultats d'essais sur les matériaux de base

Des essais de traction monotone quasi-statique ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées dans des plaques non soudées en alliages d'aluminium 2050-T851 et 7449-T79. Trois éprouvettes ont été testées pour chaque alliage. Les résultats sont présentés sur la figure 3.8.

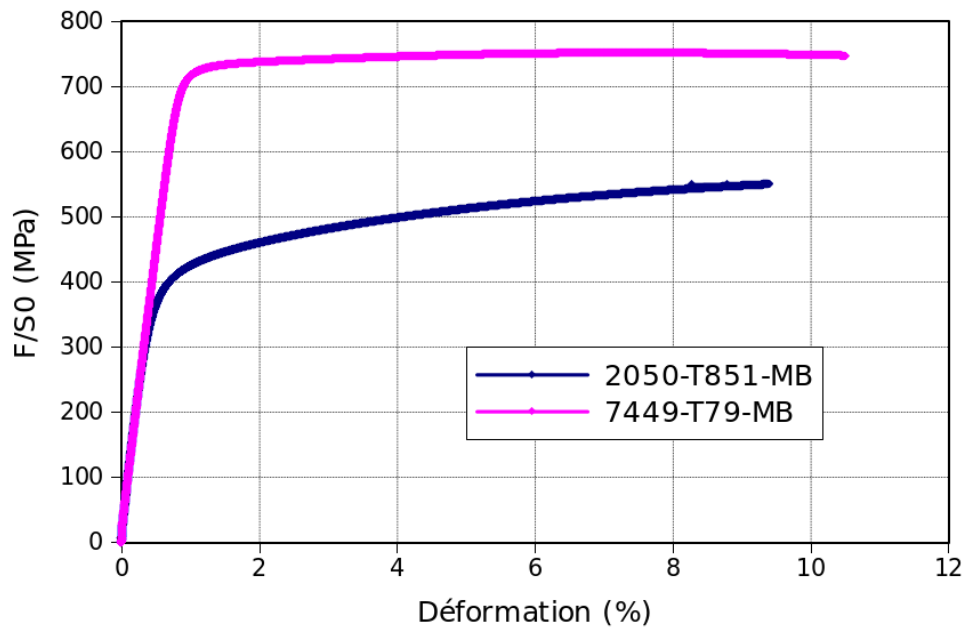


FIGURE 3.8 – Comportement mécanique en traction monotone quasi-statique des alliages 2050-T851 et 7449-T79

Les propriétés mécaniques en termes de limite d'élasticité conventionnelle ($R_{p0.2}$), de résistance à rupture (R_m), d'allongement à rupture ($A\%$) et de déformation à rupture ε_r sont récapitulées dans le tableau 3.1.

Matériau	E(GPa)	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	$A(\%)$	$\varepsilon_r(\%)$
2050-T851	71,4	420	554	8,7	9,4
7449-T79	71	720	745	9,6	10,5

TABLE 3.1 – Propriétés mécaniques des alliages d'aluminium 2050-T851 et 7449-T79

Sous chargement de traction monotone quasi-statique, on remarque que l'alliage 7449-T79 présente des propriétés mécaniques meilleures que celles de l'alliage 2050-T851 en termes de limite d'élasticité, de résistance à rupture et d'allongement à rupture (tableau 3.1).

3.3.2 Résultats d'essais sur les joints soudés par FSW - comportement mécanique global

Les essais de traction monotone quasi-statique ont été réalisés sur 5 éprouvettes prélevées dans chaque joint soudé semblable en alliages d'aluminium 2050-T851 et 7449-T79 ainsi qu'un joint dissemblable 2050-T851/7449-T79. La figure 3.9 représente les résultats des essais sur ces soudures.

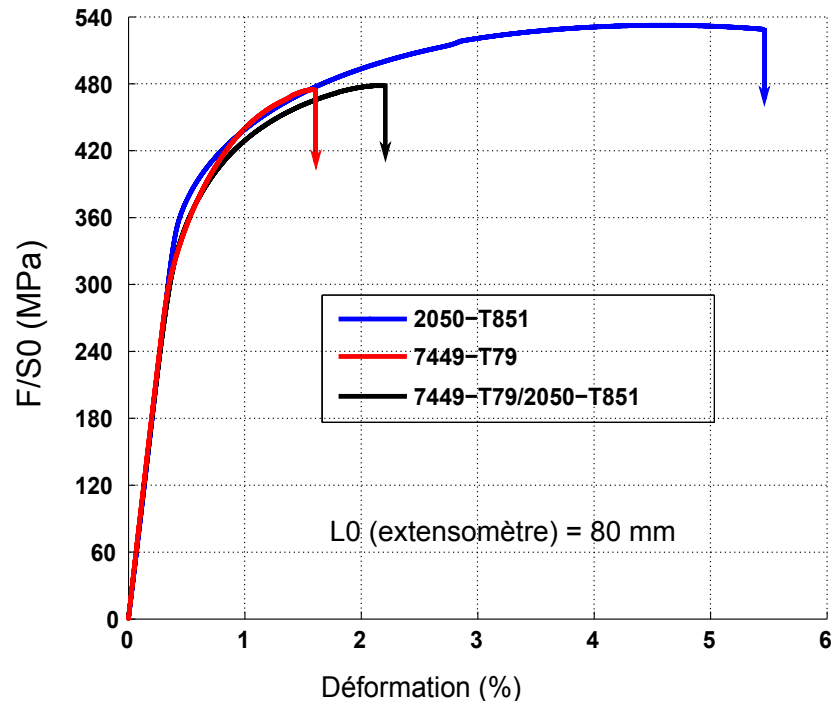


FIGURE 3.9 – Courbes de comportement mécanique macroscopique en traction monotone quasi-statique des joints FSW en alliages d'aluminium 2050-T851, 7449-T79 et 2050-T851/7449-T79

La figure 3.9 illustre les courbes d'écrouissage des joints soudés par FSW testés. Les résultats d'essais sont récapitulés dans le tableau 3.2.

Joint FSW	E(GPa)	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A% (%)	ϵ_r (%)
2050-T851 (JS/MB)	74	402 (95%)	533(96%)	4,85 (56%)	5,45 (58%)
7449-T79 (JS/MB)	75	383 (53%)	475 (63%)	1,08 (11%)	1,61 (15%)
2050-T851/7449-T79	74	384	473	1,7	2,2

TABLE 3.2 – Résultats d'essais de traction monotone sur les joints soudés par FSW

Les résultats obtenus sur ces essais montrent que le joint soudé en alliage d'aluminium 2050-T851 présente de meilleures propriétés mécaniques en termes de limite d'élasticité ($R_{p0,2}$) et de contrainte à rupture (R_m). La comparaison des propriétés du joint soudé par rapport à celles du matériau de base permet de conclure que le procédé de soudage sur l'alliage 2050-T851 n'affecte pas beaucoup la valeur de la limite d'élasticité ($R_{p0,2}$) et la résistance à rupture (R_m) mais réduit de moitié la valeur de la déformation à rupture (forte perte de ductilité). En revanche, le procédé dégrade significativement les propriétés mécaniques du joint soudé en alliage 7449-T79. La soudure dissimblable 7449-T79/2050-T851 présente une limite d'élasticité ($R_{p0,2}$) et une résistance à rupture R_m équivalentes à celles du joint le moins résistant en l'occurrence la soudure en alliage 7449-T79. En termes de ductilité, la soudure dissimblable présente une valeur de déformation à rupture comprise entre celles des deux soudures semblables 7449-T79 et 2050-T851.

La figure 3.10 illustre la comparaison des propriétés mécaniques des joints soudés avec celles des matériaux de base.

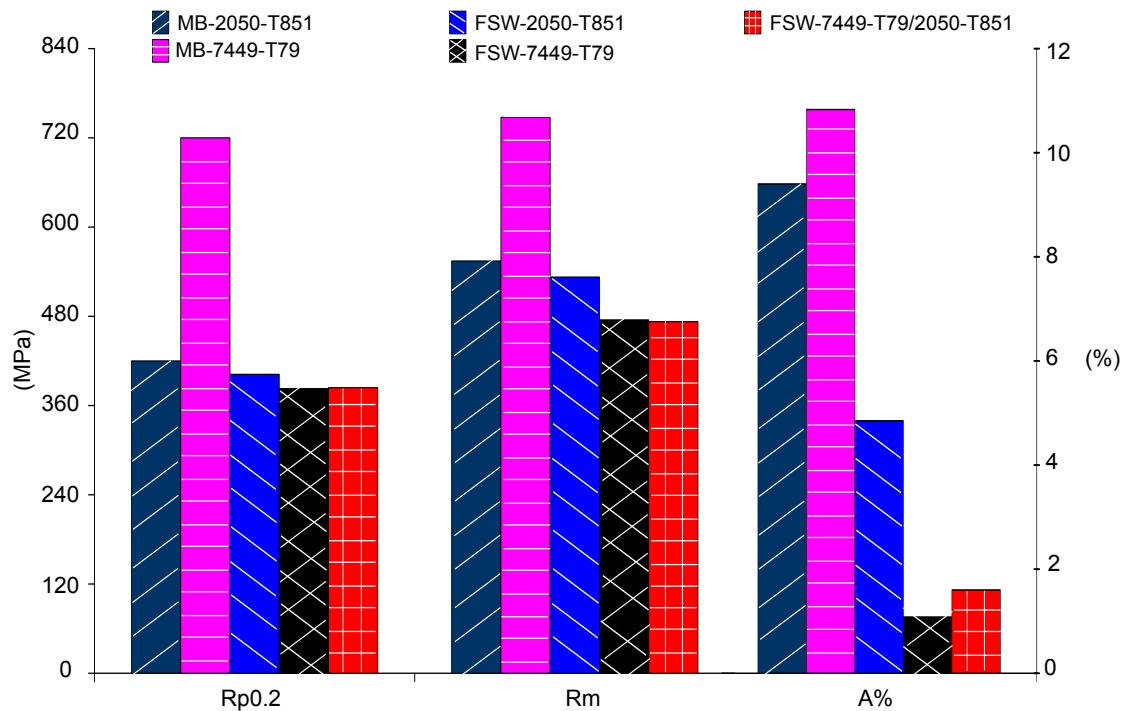


FIGURE 3.10 – Comparaison des propriétés mécaniques des joints soudés par FSW avec celles des matériaux de base

3.4 Conclusion partielle

On retient de cette section que le procédé de soudage FSW modifie les propriétés mécaniques sous chargement de traction monotone quasi-statique des joints soudés. Les propriétés mécaniques macroscopiques du joint soudé en alliage 2050-T851 sont assez proches de celles du matériau de base excepté l'allongement à rupture (A%), tandis que celles du joint soudé en alliage 7449-T79 sont considérablement dégradées par rapport à celles du matériau de base.

3.5 Comportement mécanique local en traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW

Nous étudions maintenant les comportements mécaniques locaux des joints soudés par FSW. Les hétérogénéités de microstructure introduites par le procédé de soudage conduisent à des hétérogénéités du comportement mécanique à travers les joints. Afin d'étudier ces hétérogénéités et déterminer les comportements locaux dans chacune des zones les constituant, un dispositif expérimental a été mis en place pour permettre le suivi, par corrélation d'images numériques, des champs de déplacement et de déformation sur les deux surfaces représentatives des soudures FSW (face de l'éprouvette du côté de l'épaule de l'outil de soudage et la surface latérale normale à celle-ci qui représente l'épaisseur du joint).

3.5.1 Validation de la méthode de corrélation d'images

Pour évaluer la fiabilité de la mesure de champs de déplacement et de déformation par la méthode de corrélation d'images, nous avons réalisé des essais de traction monotone quasi-statique sur des éprouvettes non soudées (supposées homogènes) en alliage d'aluminium 2024-T351. La démarche consiste à comparer les mesures de déformation (dans le sens de traction) effectuées avec un extensomètre et celles calculées par corrélation d'images sur la zone de l'éprouvette délimitée par les couteaux de l'extensomètre clip-on (figure 3.11). Les résultats d'essai sur une éprouvette homogène (non soudée) en alliage d'aluminium 2024-T351 sont représentés sur la figure 3.12.

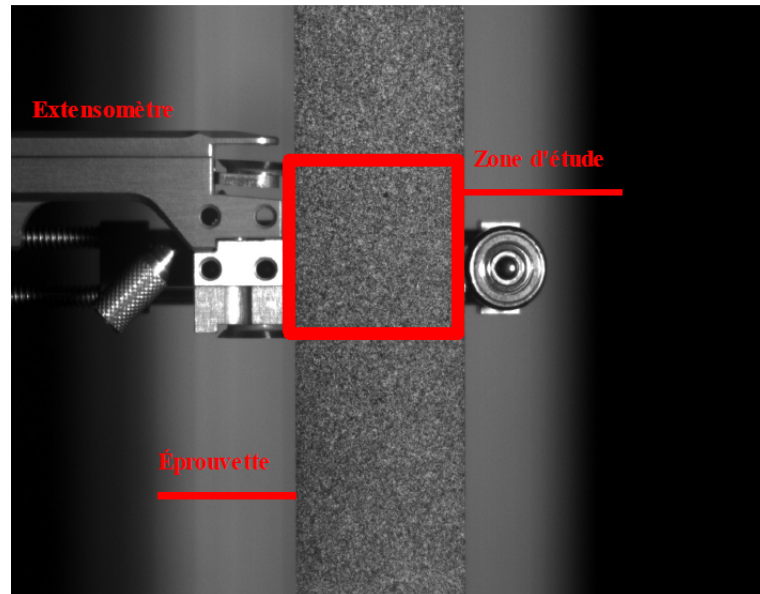


FIGURE 3.11 – Schéma de la zone de l'éprouvette (zone d'étude) choisie pour la corrélation d'images

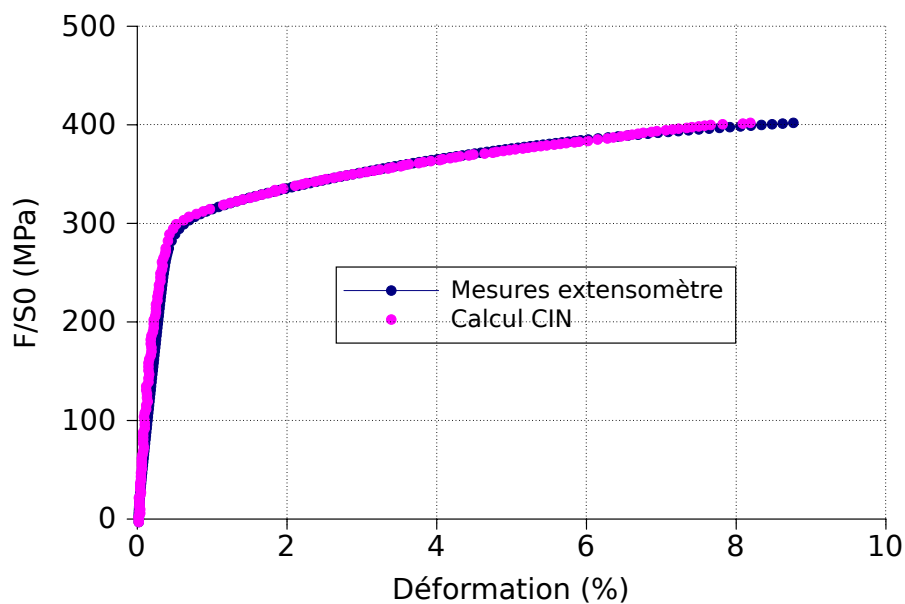


FIGURE 3.12 – Comparaison des résultats de mesure de déformation par CIN et par extensomètre lors d'un essai de traction monotone quasi-statique sur un alliage d'aluminium non soudé (2024-T351)

La confrontation des deux techniques de mesure montre une bonne cohérence entre les résultats d'essai mesurés par l'extensomètre et ceux calculés par corrélation d'images. Des écarts estimés dans l'ordre de précision de la méthode de corrélation d'images numériques ($\Delta \varepsilon = 10^{-4}$) ont été observés notamment dans le domaine élastique de la courbe de comportement.

3.5.2 Incertitude du calcul de corrélation

Avant tout calcul de corrélation, il est indispensable d'estimer les incertitudes du calcul sur les déplacements et les déformations. Les erreurs systématiques de corrélation [8, 52] peuvent être estimées à partir de l'analyse d'une ou de quelques images prises durant l'essai. Le principe de calcul de l'incertitude en déplacement est de comparer le champ de déplacement identifié sur la zone étudiée avec la valeur d'un déplacement numérique imposé (connu) à cette zone [48, 42, 8]. Le calcul de l'incertitude de corrélation en déformation revient à imposer une déformation numérique sur la zone de l'éprouvette étudiée et à la comparer avec la déformation calculée par corrélation d'images. La figure 3.13

illustre l'évolution de l'incertitude de calcul de déplacement en fonction de la taille de la zone d'intérêt (ZOI) lors des essais de traction monotone quasi-statique.

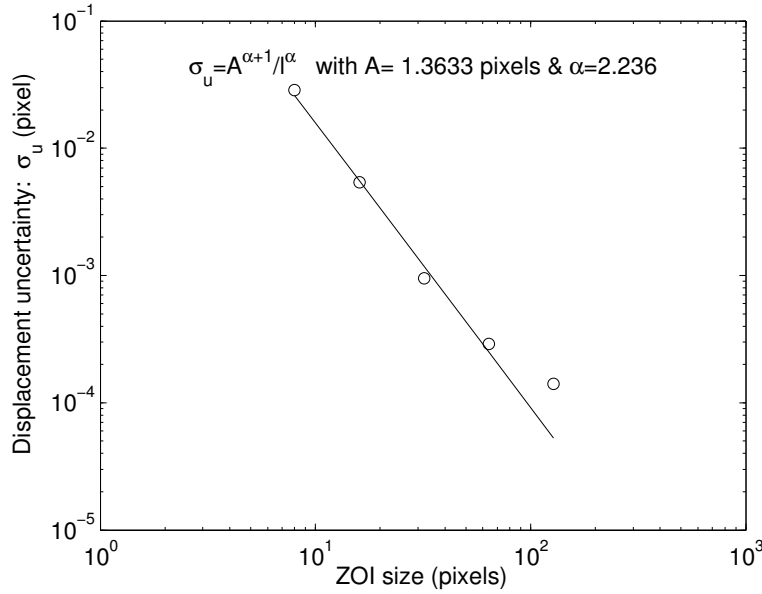


FIGURE 3.13 – Incertitude de calcul des déplacements par corrélation d'images numériques en fonction de la taille de la zone d'intérêt selon la méthode décrite par [6]

L'incertitude de calcul des déplacements est évaluée comme étant la moyenne des écarts-types calculés pour chaque champ déterminé à différentes valeurs du déplacement numérique imposé, pour chaque taille de ZOI [60] :

$$\sigma_U = \frac{A^{\alpha+1}}{2l^\alpha} \quad (3.1)$$

où l est la taille des ZOI, A est une constante et α la puissance lui correspondant (figure 3.13). Pour une taille de zone d'intérêt de 16 pixels, l'incertitude de calcul du déplacement est de l'ordre de $4 \cdot 10^{-3} \text{ pixel}$. L'incertitude sur la déformation peut être estimée à partir de l'incertitude de calcul des déplacements selon l'équation 3.2 [60].

$$\sigma_\epsilon = C \cdot \frac{\sigma_U}{2\Delta P} \quad (3.2)$$

Où C est une constante et $\Delta P = \frac{\sqrt{2}}{2}l$

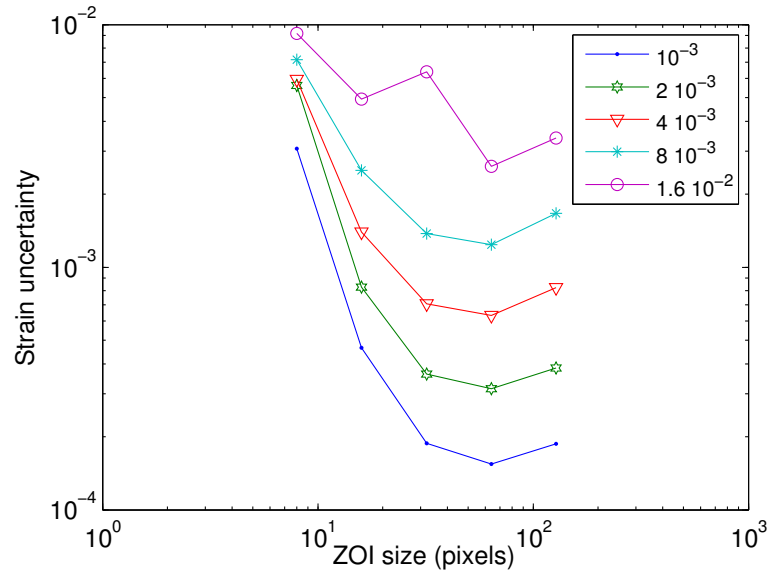


FIGURE 3.14 – Incertitude de calcul des déformations par CIN en fonction de la taille de la zone d'intérêt et de la déformation numérique imposée selon la méthode décrite par [6]

La figure 3.14 illustre l'évolution de l'incertitude de calcul des déformations en fonction de la taille de la zone d'intérêt (ZOI) et de la valeur de la déformation numérique imposée. On remarque que l'incertitude de calcul augmente lorsque le niveau de déformation augmente. Dans notre cas, la taille de ZOI choisie est de 32 pixels sur la face principale et de 16 pixels sur la face latérale. Par exemple, pour une déformation imposée de 0,8% l'incertitude de calcul est de 0,13% (pour ZOI=32 pixels) et de 0,25% (pour ZOI=16 pixels).

3.5.3 Définition des zones du joint sur la surface de l'éprouvette suivie par la CIN

Les différentes zones constituant les joints soudés par FSW ont été définies à partir de la microstructure observée sur la face transverse (plan TL-TC) des soudures (figure 3.15). La microstructure est supposée invariante dans la direction de soudage (sens longitudinal) et la taille des zones est donc supposée la même le long des soudures (sens L).

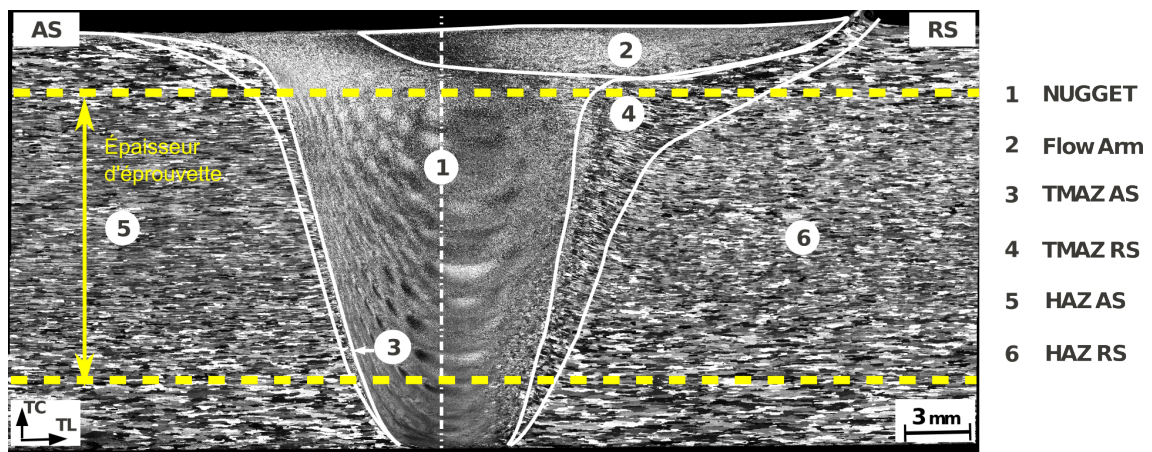


FIGURE 3.15 – Définition, à partir de la microstructure, des zones constituant les joints FSW dans l'épaisseur des éprouvettes de traction monotone quasi-statique

La surface de l'éprouvette observée par corrélation d'images étant du côté épaulement, la taille des zone est donc définie à 2mm de la surface supérieure (L-TL) des joints FSW. La figure 3.16 illustre le schéma de définition des zones à partir de la microstructure du joint soudé en alliage d'aluminium 2050-T851. Sur la face de l'éprouvette

filmée, la taille de chaque zone est définie et positionnée par rapport au centre du joint qui est le même que le centre de l'éprouvette.

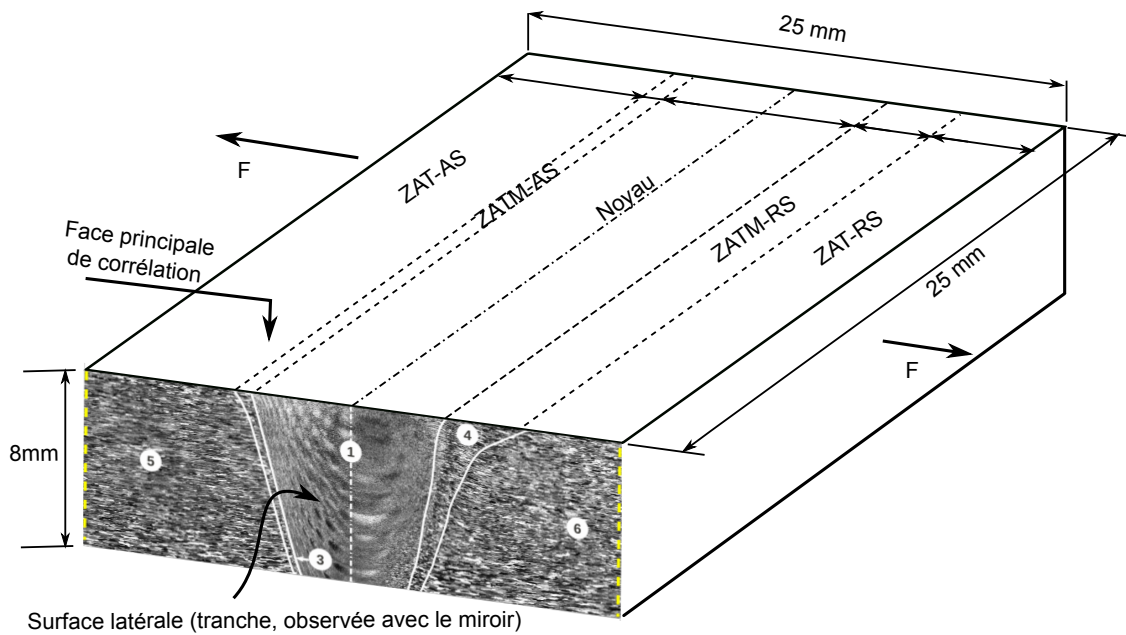


FIGURE 3.16 – Définition des zones du joint 2050-T851 sur la surface de l'éprouvette suivie par la corrélation d'images numériques

Les courbes contrainte / déformation ont été construites pour chaque zone des joints soudés par FSW en alliages d'aluminium 2024-T351, 2050-T851 et 7449-T79. Le tableau 3.3 récapitule les dimensions des zones mesurées sur les trois soudures homogènes étudiées. Nous présentons ici les résultats d'essais obtenus sur les joints en alliage 2050-T851 et 7449-T79. Les résultats sur le joint semblable en alliage 2024-T351 et le joint dissemblable en alliage 7449-T79 :2024-T351 sont présentés en annexe 2.

	Noyau (mm)	ZATM-AS (mm)	ZATM-RS (mm)	ZAT-AS (mm)	ZAT-RS (mm)
2024/2024	11,37	1,9	3,78	9,31	6,72
2050/2050	9	0,55	3,8	8,33	8,33
7449/7449	10	1,4	4	10,15	9,23

TABLE 3.3 – Dimensions des différentes zones des joints FSW présentes sur la face principale (observée par CIN) des éprouvettes

3.5.4 Résultats des essais de traction monotone quasi-statique avec CIN - propriétés mécaniques locales dans les zones des joints soudés par FSW

Le comportement local de chaque zone constituant le joint soudé par FSW a été identifié en posant l'hypothèse d'égalité des contraintes globale et locale : la contrainte locale dans chaque zone du joint est égale à la contrainte nominale appliquée sur l'éprouvette. Ainsi le champ de déformation est calculé dans chaque zone supposée homogène (même propriétés mécaniques dans chaque zone) en considérant la moyenne de la déformation sur la zone. Cette hypothèse est posée par la plupart des auteurs dans la littérature [64, 38].

3.5.4.1 Comportement mécanique 'local' du joint soudé en alliage 2050-T851

L'hétérogénéité des champs de déformation mesurés sur les deux faces observées sur chaque éprouvette est induite par les hétérogénéités de comportement mécanique à travers les joints soudés par FSW. La microstructure des soudures FSW est très hétérogène dans les trois directions L, TL et TC. L'objectif ici est d'identifier l'évolution du champ de déformation afin d'évaluer l'impact des hétérogénéités de microstructure sur les modes de rupture de ces joints. Il est

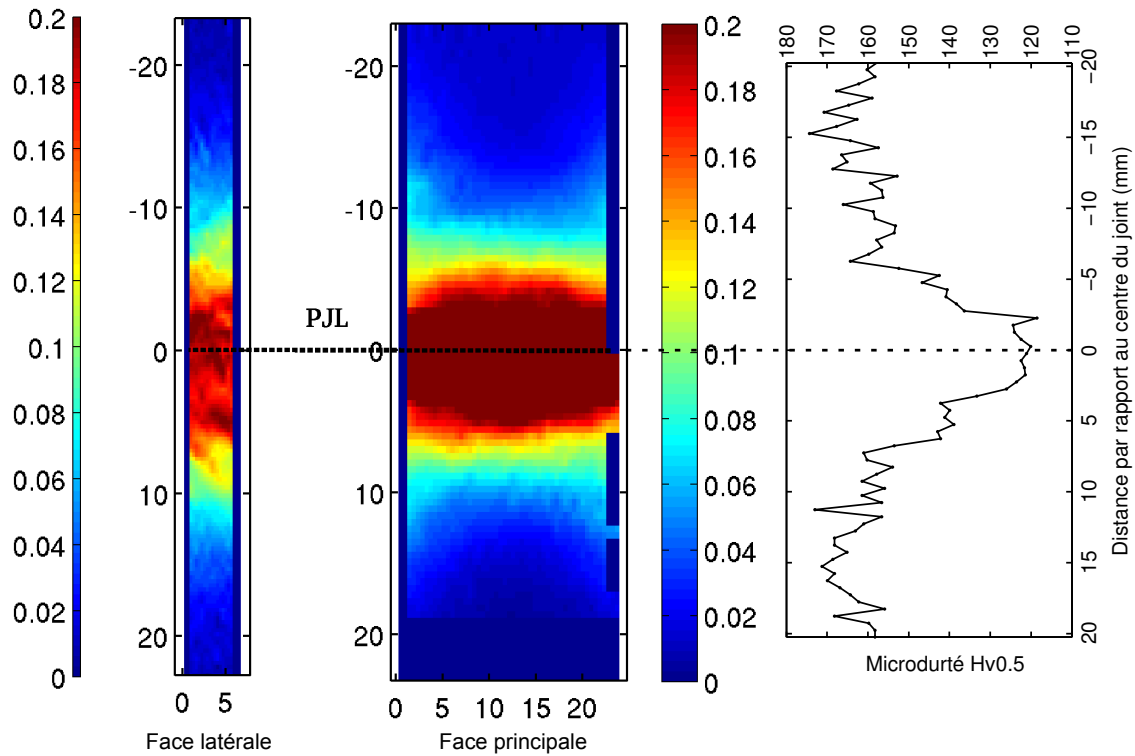


FIGURE 3.18 – Champ de déformation ϵ_{11} mesuré lors d'un essai de traction monotone quasi-statique avec CIN sur la face et la tranche d'une éprouvette soudée en alliage d'aluminium 2050-T851 (F/S0=522 MPa)

La déformation maximale observée sur les deux surfaces est localisée dans la zone qui présente le minimum de microdureté (voir figure 2.11), à savoir le noyau.

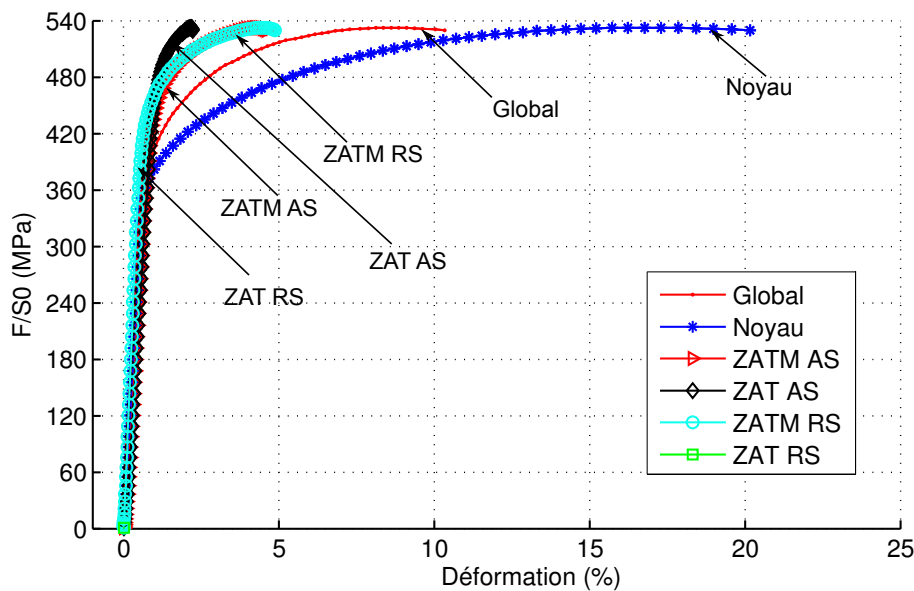


FIGURE 3.19 – Comportements mécaniques locaux (F/S0 en fonction de la déformation locale) dans chaque zone du joint soudé en alliage 2050-T851

La figure 3.19 illustre les comportements mécaniques des différentes zones du joint soudé en alliage d'aluminium 2050-T851. Dans la partie élastique, les courbes de comportement des différentes zones du joint sont très similaires. Les modules d'élasticité sont quasi-identiques pour toutes les zones (≈ 74 GPa). On observe que le joint présente des comportements hétérogènes dans la partie élasto-plastique de la courbe. On note que pour le même niveau de chargement, la déformation est beaucoup plus importante dans le noyau. Cela montre que la déformation se localise

dans cette zone. En termes de déformation à rupture, le noyau présente la valeur maximale suivi de la ZATM RS, de la ZATM AS, de la ZAT RS et enfin de la ZAT AS. Ceci est cohérent avec le profil de microdureté le long du joint 2050-T851. Les essais de traction monotone quasi-statique montrent que la déformation se localise aux minima du profil de microdureté. Le tableau 3.4 récapitule les propriétés mécaniques de chaque zone du joint soudé en alliage 2050-T851.

	Noyau	ZATM-AS	ZATM-RS	ZAT-AS	ZAT-RS	Joint complet
Rp0,2 (MPa)	372	442	438	462	444	402
ε_r (%)	20,2	4,9	4,98	2,85	2,5	10,15

TABLE 3.4 – Propriétés mécaniques locales et globales du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2050-T851

Nota : les valeurs rapportées dans le tableau 3.4 correspondent aux mesures réalisées sur la zone de corrélation (environ 40 mm).

3.5.4.2 Comportement mécanique 'local' du joint soudé en alliage 7449-T79

La figure 3.20 montre l'évolution simultanée des champs de déformation ε_{11} (dans le sens de traction) sur les deux surfaces (face et tranche) observées par corrélation d'images lors d'un essai de traction monotone quasi-statique réalisé sur le joint soudé en alliage 7449-T79. On remarque que le champ de déformation dans l'épaisseur du joint (sur la tranche) *n'est pas homogène même dans le domaine élastique macroscopique. Cela signifie que les différentes zones du joint ont des propriétés élastiques différentes.* À partir de 360 MPa, la localisation de déformation commence à apparaître dans les zones affectées thermiquement (ZAT) des deux côtés du noyau du joint soudé.

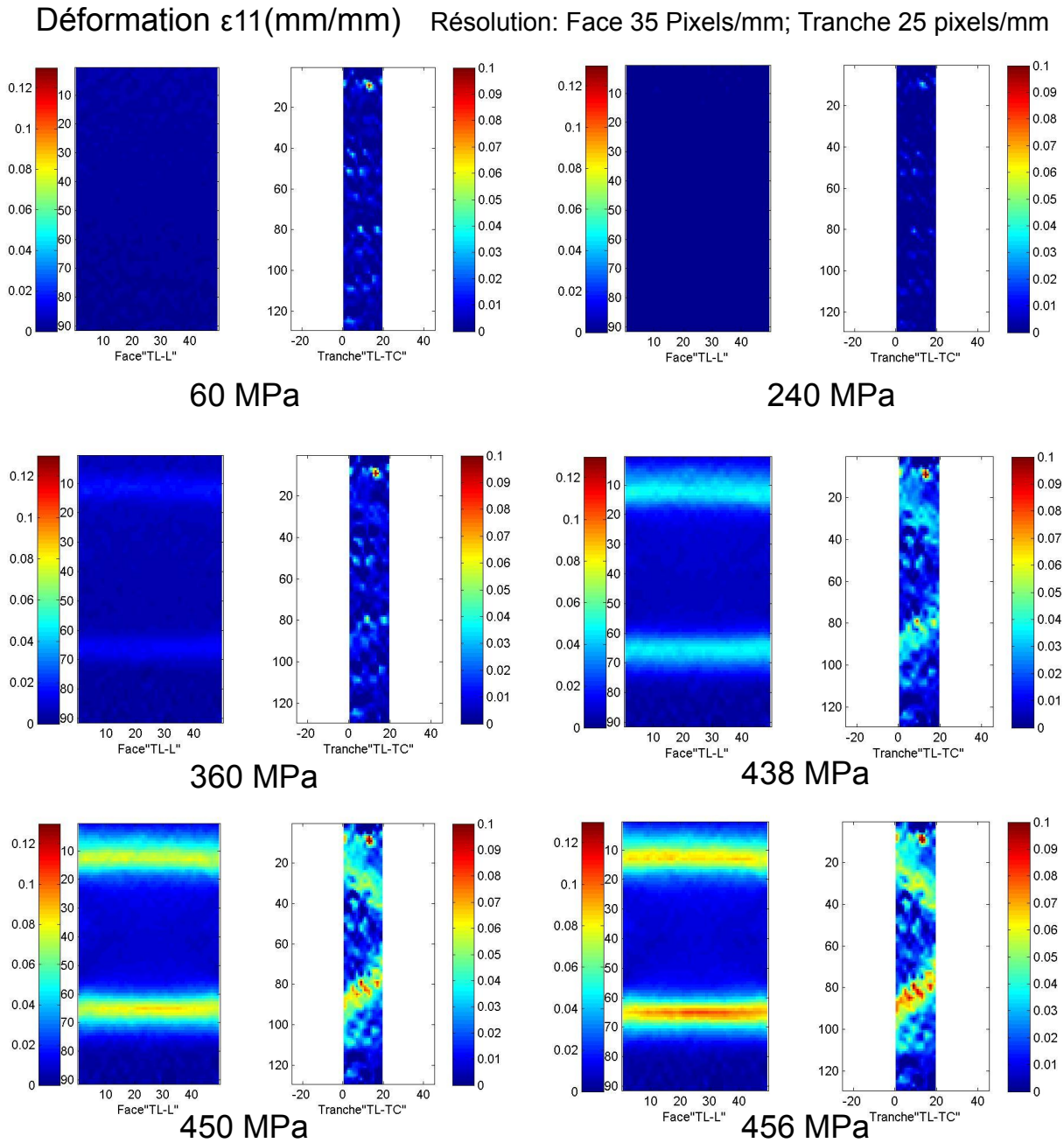


FIGURE 3.20 – Évolution de la déformation ε_{11} sur la face et la tranche d'éprouvette soudée en alliage 7449-T79 lors d'un essai de traction monotone quasi-statique à une contrainte nominale de : 60 MPa, 240 MPa, 360 MPa, 438 MPa, 450 MPa et 456 MPa

Près de la rupture, la localisation de la déformation s'intensifie dans la zone affectée thermiquement côté RS (sur les deux surfaces observées - voir figure 3.21) : c'est la zone de rupture de la totalité des éprouvettes en alliage 7449-T79 testées (nous le verrons dans la section 3.9). La figure 3.21 illustre les champs de déformation mesurés à un niveau de contrainte nominale $F/S_0=468$ MPa.

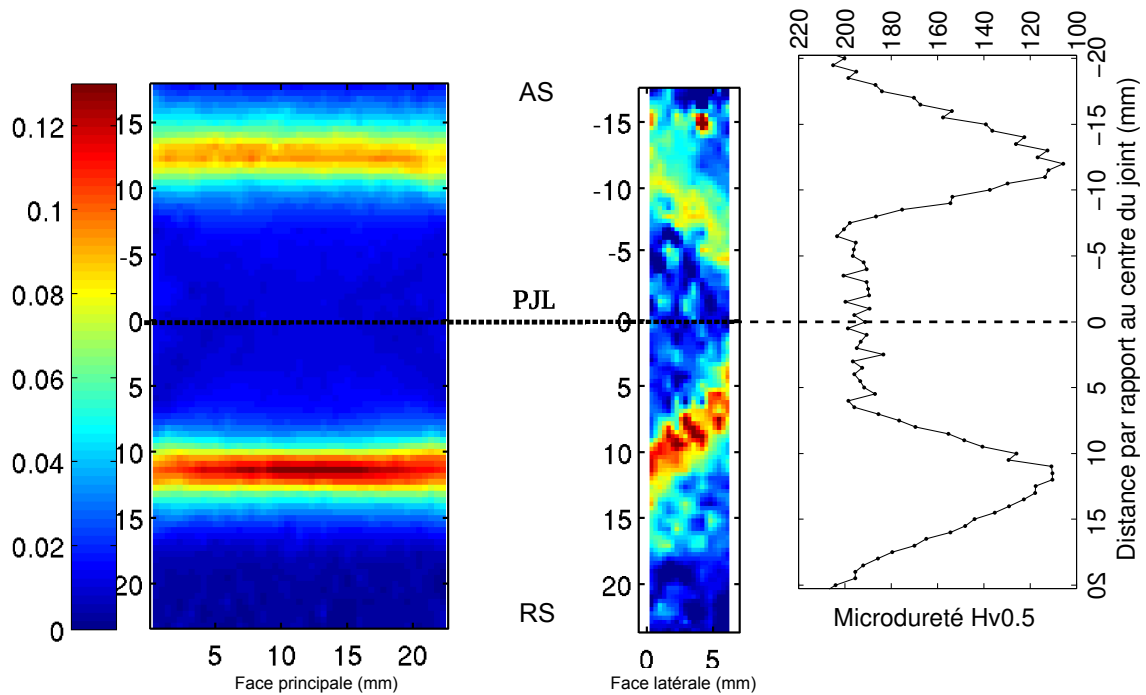


FIGURE 3.21 – Champs de déformation (ϵ_{11}) lors d'un essai de traction monotone quasi-statique avec CIN sur la face et la tranche d'une éprouvette soudée en alliage d'aluminium 7449-T79 ($F/S_0=468$ MPa)

La déformation maximale observée sur les deux surfaces est localisée dans les zones qui présentent les minima du profil de microdureté, à savoir les zones affectées thermiquement (AS et RS) du joint FSW en alliage 7449-T79 (figure 2.12). On constate également que la déformation dans la ZAT côté RS est supérieure à celle enregistrée dans la ZAT côté AS de la soudure et correspond à la zone de rupture. On fait remarquer que le champ de déformation est très hétérogène dans l'épaisseur du joint (tranche de l'éprouvette) et suit l'allure de la microstructure.

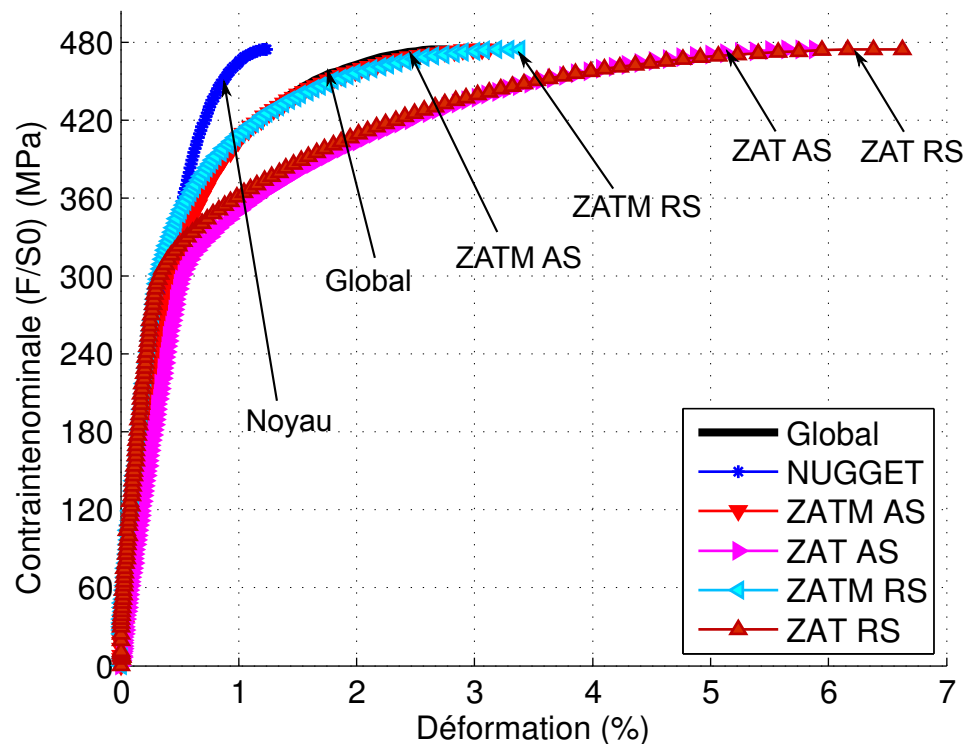


FIGURE 3.22 – Comportements mécaniques locaux (F/S_0 en fonction de la déformation locale) dans chaque zone du joint soudé en alliage 7449-T79

La figure 3.22 illustre le comportement mécanique du joint soudé en alliage d'aluminium 7449-T79. On note que les zones constituant le joint ont des réponses mécaniques très différentes. On remarque que la soudure en alliage 7449-T79 présente des comportements hétérogènes non seulement dans la partie élasto-plastique mais *aussi dans la partie élastique de la courbe*. Les modules d'Young apparents mesurés dans les zones du joint sont différents. On note que pour le même niveau de contrainte, la déformation est plus importante dans les zones affectées thermiquement (ZAT AS et RS). La déformation est localisée dans ces zones. En termes de déformation à rupture, la ZAT RS présente un maximum de déformation suivie de la ZAT AS, de la ZATM RS, de la ZATM AS et enfin du noyau. Ceci est cohérent avec le profil de microdureté le long du joint 7449-T79. Les essais de traction monotone quasi-statique montrent que la déformation se localise aux minima du profil de microdureté. En termes de limite d'élasticité conventionnelle, le noyau présente une valeur maximale suivie de la ZATM AS et de la ZATM RS. Les zones affectées thermiquement (ZAT AS et RS) présentent la limite d'élasticité la plus faible. Le tableau (3.5) récapitule les propriétés mécaniques de chaque zone du joint soudé en alliage 7449-T79.

	Noyau	ZATM-AS	ZATM-RS	ZAT-AS	ZAT-RS	Joint complet
E (GPa)	57	54	67	46	70	68
Rp0,2 (MPa)	450	336	330	306	306	348
$\epsilon_r(\%)$	1,3	3,2	3,4	5,9	6,6	2,7

TABLE 3.5 – Propriétés mécaniques locales et globales du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 7449-T79

Le gradient important de microstructure et du flux thermique généré par le procédé de soudage induit un fort gradient des propriétés mécaniques à travers le joint. Les valeurs numériques, en termes, du module apparent et de la limite d'élasticité sont discutables car elles sont calculées en supposant que l'hypothèse d'égalité de la contrainte locale (dans chaque zone) avec la contrainte nominale est vérifiée (ce qui n'est probablement pas le cas pour les microstructures très hétérogènes).

Nota : les valeurs rapportées dans le tableau 3.5 correspondent aux mesures réalisées sur la zone de corrélation (environ 40 mm).

3.6 Essais de traction monotone quasi-statique sur des mini-éprouvettes prélevées dans l'épaisseur des joints soudés par FSW

Dans cette section, les comportements mécaniques locaux en traction monotone quasi-statique identifiés par corrélation d'images dans chaque zone constituant les joints sont confrontés à des résultats d'essais réalisés sur des mini-éprouvettes prélevées dans chaque zone des joints soudés par FSW. L'objectif de ces essais est de caractériser le comportement mécanique (contrainte vraie - déformation vraie) en traction monotone quasi-statique des différentes zones de la soudure et de les comparer aux résultats obtenus lors des essais sur les joints complets.

3.6.1 Conditions d'essais

L'ensemble des éprouvettes a été testé en traction monotone quasi-statique selon la norme NF EN 10002-1 à vitesse de déplacement imposée correspondant à une vitesse de déformation de $3.10^{-4}s^{-1}$ dans le domaine élastique. Les essais ont été réalisés sur une machine de traction-compression électromécanique Zwick Roell avec une cellule d'effort de ± 5 kN. Les mesures de déplacement et de déformation ont été réalisées à l'aide de la CIN appliquée sur la zone utile de l'éprouvette (5 mm x 3 mm). L'appareil photo utilisé est de type CANON-EOS-50D avec une fréquence d'acquisition d'images de 1 Hz.

3.6.2 Résultats d'essais sur les mini-éprouvettes prélevées dans le joint en alliage 2050-T851

La figure 3.23 illustre les réponses mécaniques des éprouvettes prélevées dans chaque zone (Noyau, ZAT-AS et ZAT-RS). Les résultats d'essais montrent des comportements mécaniques différents entre les mini-éprouvettes prélevées dans les trois zones du joint soudé en alliage 2050-T851.

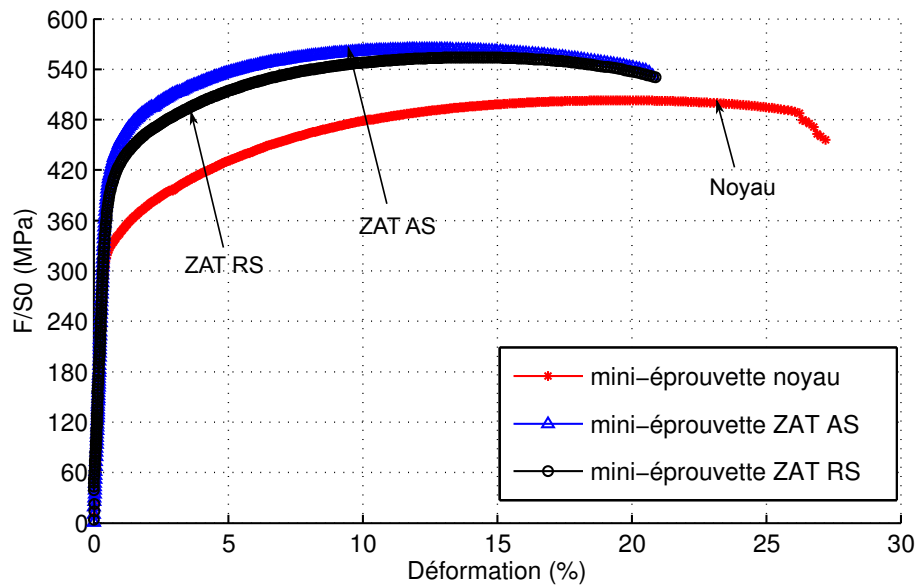


FIGURE 3.23 – Comportement mécanique en traction monotone quasi-statique des mini-éprouvettes prélevées dans le joint soudé en alliage 2050-T851

Les propriétés mécaniques locales en termes de limite conventionnelle d'élasticité ($R_{p0,2}$), de résistance à rupture (R_m) et d'allongement à rupture ($A\%$) sont résumées dans le tableau 3.6.

Zone du joint	E (GPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	ε_r (%)
Noyau	71	328	503	26,6	27,2
ZAT AS	73	425	564	20,2	20,8
ZAT RS	70	403	554	20,3	20,9

TABLE 3.6 – Propriétés mécaniques des zones du joint soudé en alliage 2050-T851 (d'après les essais sur mini-éprouvettes)

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

Ces résultats ont été comparés à ceux obtenus pour les mêmes zones du joint lors des essais de traction sur les éprouvettes contenant le joint complet.

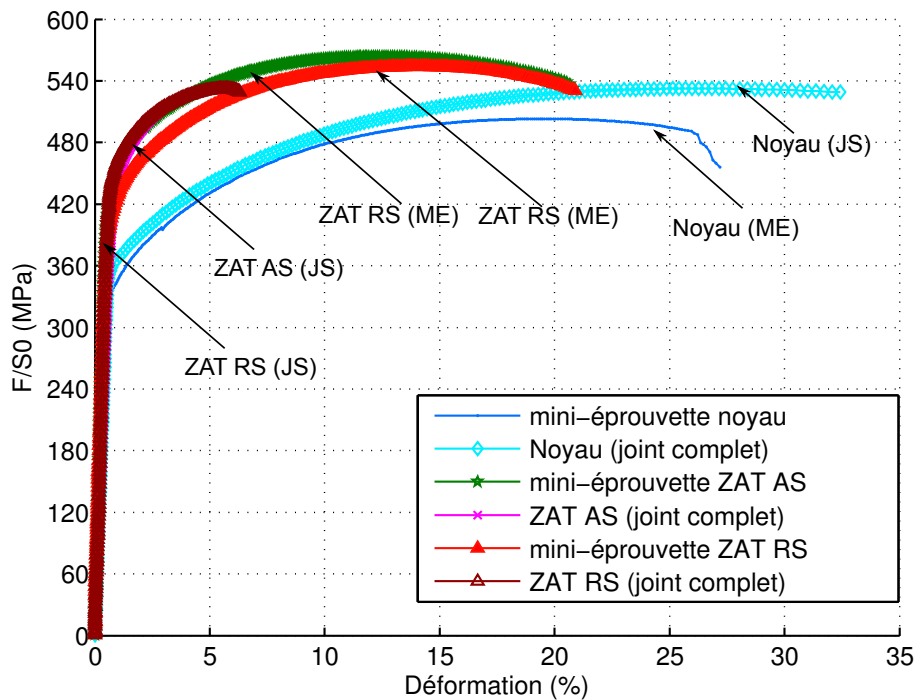


FIGURE 3.24 – Comportement mécanique 'local' en traction monotone quasi-statique du joint soudé par FSW en alliage 2050-T851. Comparaison des résultats d'essais sur les mini-éprouvettes avec ceux obtenus, par CIN, sur le joint complet

Les résultats d'essais montrent que le noyau est la zone qui se déforme le plus. On y enregistre le maximum d'allongement à rupture et la plus faible limite d'élasticité ($R_{p0,2}$). Elle est donc la première zone à se déformer plastiquement lors des essais sur les éprouvettes standards du joint complet. Le noyau présente une contrainte maximale (R_m) de 503 MPa. Il est la zone la moins résistante de la soudure FSW en alliage 2050-T851 sous chargement de traction monotone quasi-statique.

Les courbes locales des comportements des différentes zones constituant le joint soudé par FSW montrent une bonne cohérence entre les résultats de corrélation d'images et ceux des essais de traction monotone quasi-statique sur les mini-éprouvettes prélevées dans chaque zone. On remarque que les courbes de comportement des ZAT (AS et RS) sont assez voisines jusqu'à environ 5% de déformation totale et celles du noyau jusqu'à 10% de déformation totale. Si l'on compare ces niveaux de déformation, à l'évolution de la déformation anélastique en cours d'essai, on constate que ceci est cohérent avec la localisation de la déformation dans le noyau (voir figure 3.30).

La figure 3.24 montre que pour les mêmes zones du joint FSW, les propriétés mécaniques obtenues sur les mini-éprouvettes et celles résultant des essais sur les éprouvettes TPALCAN sont assez proches. On remarque que, pour les zones affectées thermiquement, les valeurs de l'allongement à rupture sont plus importantes sur les mini-éprouvettes. Ceci s'explique du fait que sur la structure du joint complet (éprouvette standard) la déformation est localisée dans le noyau jusqu'à rupture finale tandis que les autres zones ne se déforment que légèrement. La localisation dans la zone de striction interrompt le processus de déformation dans les autres zones (le potentiel de déformation de ces zones est supérieur à ce que l'on observe). Il est important de noter qu'à partir du moment où la localisation de la déformation commence, les valeurs numériques des propriétés mécaniques obtenues sur le joint complet correspondent plus à celles de la zone de striction.

3.6.3 Résultats d'essais sur les mini-éprouvettes prélevées dans le joint en alliage 7449-T79

La figure 3.25 illustre les réponses mécaniques des mini-éprouvettes prélevées dans chaque zone du joint soudé en alliage 7449-T79 (noyau, ZAT-AS et ZAT-RS). Les résultats d'essais montrent que ces zones ont des comportements mécaniques très différents.

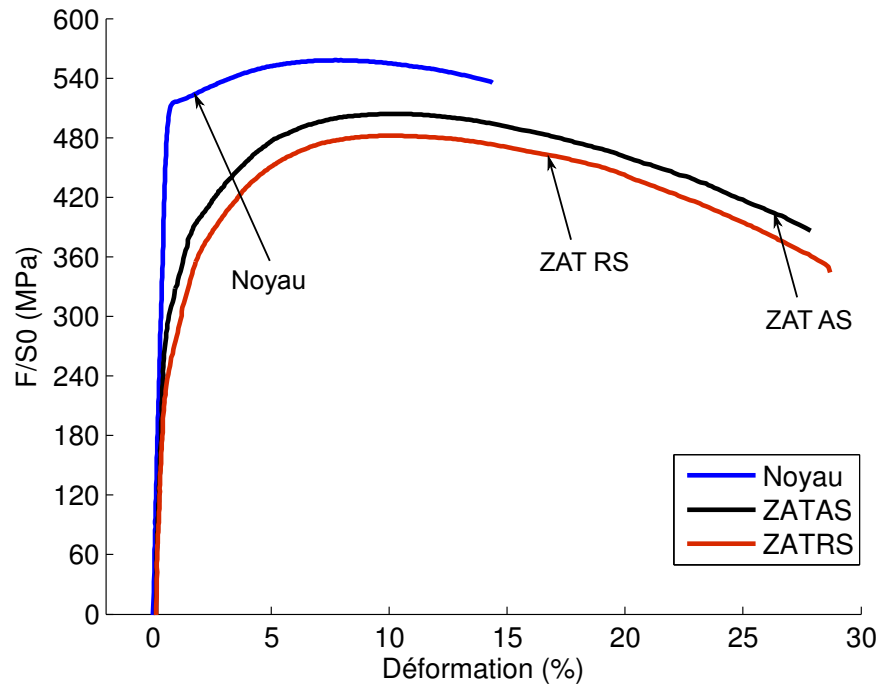


FIGURE 3.25 – Comportement mécanique en traction monotone quasi-statique des mini-éprouvettes prélevées dans le joint soudé en alliage 7449-T79

Les propriétés mécaniques locales en termes de module d'Young (E), de limite conventionnelle d'élasticité ($R_{p0,2}$), de résistance mécanique (R_m) et d'allongement à rupture ($A\%$) sont résumées dans le tableau 3.7.

Zone du joint	E (GPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	$A(\%)$	$\epsilon_r(\%)$
Noyau	78	516	547	13,7	14,4
ZAT AS	67	288	504	27	28
ZAT RS	60	228	480	28	29

TABLE 3.7 – Propriétés mécaniques des zones du joint soudé en alliage 7449-T79 (d'après les essais sur mini-éprouvettes)

On remarque d'après le tableau 3.7, que les diverses zones ont des propriétés mécaniques très différentes. Le noyau présente des valeurs de limite d'élasticité ($R_{p0,2}$) et de résistance mécanique (R_m) les plus élevées. Contrairement au joint soudé en alliage 2050-T851, la différence des propriétés mécaniques en termes de $R_{p0,2}$ et de R_m des zones affectées thermiquement (ZAT) n'est pas négligeable. La limite d'élasticité de la ZAT-AS et de la ZAT-RS représente respectivement 56% et 44% de celle du noyau d'où la localisation de la déformation dans ces zones. L'allongement à rupture est maximum dans les ZAT (de l'ordre de 28%). On fait remarquer qu'en plus de ces hétérogénéités, Ces zones présentent des valeurs de module d'Young très différentes 3.7.

Ces résultats ont été comparés à ceux obtenus pour les mêmes zones du joint lors des essais de traction sur le joint complet (voir figure 3.26).

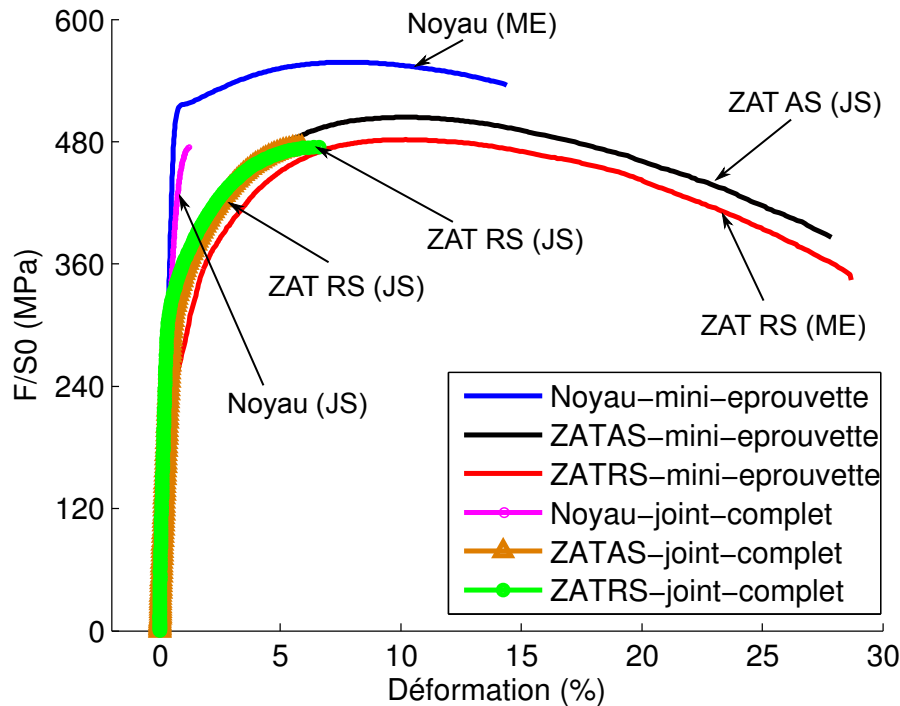


FIGURE 3.26 – Comportement mécanique 'local' en traction monotone quasi-statique du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 7449-T79. Comparaison des résultats d'essais sur les mini-épreuves avec ceux obtenus, par CIN, sur le joint complet

Si l'on compare les résultats d'essais sur le joint complet et ceux obtenus sur les mini-épreuves récapitulés respectivement dans les tableaux 3.5 et 3.7, on remarque que les propriétés mécaniques mesurées par les deux méthodes sont très différentes. En effet, contrairement au joint soudé en alliage 2050-T851, l'hypothèse d'égalité entre la contrainte locale (dans chaque zone) et la contrainte nominale n'est pas validée dans le cas du joint en alliage 7449-T79. Cela peut être lié au fort gradient de microstructure à travers le joint en alliage 7449-T79. On note que le noyau de la soudure complète reste élastique au cours des essais sur les éprouvettes standards. La faible limite d'élasticité dans les ZAT conduit à la localisation de la déformation dans ces zones et à la rupture des joints soudés en alliage 7449-T79.

3.7 Conclusion partielle

Nous retenons de cette partie que les réponses mécaniques sous chargement de traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW sont très hétérogènes dans chacune des zones les constituant. Ces hétérogénéités de comportement sont d'autant plus importantes que le gradient de microstructure à travers les joints est grand. Dans le cas du joint soudé en alliage 7449-T79, le comportement mécanique est hétérogène non seulement dans le domaine élasto-plastique mais aussi dans la partie élastique des courbes de traction de chaque zone. On note également qu'il existe une corrélation entre le profil de microdureté et le champ de déformation mesuré par corrélation d'images à travers ces joints soudés. La déformation se localise aux minima des profils de microdureté. Cette localisation interrompt le processus de déformation dans les autres zones du joint.

Pour les éprouvettes standards, l'analyse des comportements mécaniques locaux des différentes zones des joints soudés a été réalisée en supposant que les contraintes locales sont équivalentes à la contrainte nominale appliquée sur les éprouvettes. Il était donc pertinent de prendre en compte les hétérogénéités du champ de contrainte à travers les joints soudés qui reste expérimentalement inaccessible (par mesure de champ). Pour pallier ce problème, nous avons réalisé des essais mécaniques sur des mini-épreuves prélevées dans chacune des zones des joints soudés. Dans le cas du joint soudé en alliage 2050-T851, les résultats d'essais montrent une bonne cohérence entre les résultats mesurés sur les mini-épreuves et ceux obtenus par corrélation d'images sur le joint complet. En revanche, dans le cas du joint soudé en alliage 7449-T79, les résultats d'essais obtenus par les deux méthodes sont très différents. Cela permet de conclure que l'hypothèse d'égalité entre les contraintes locales et la contrainte nominale n'est pas vérifiée dans le cas de la soudure 7449-T79 car le gradient de microstructure est si important que les hétérogénéités de champ de contrainte sont importantes et doivent en effet être prises en compte. Le tableau 3.8 présente une synthèse des résultats d'essais en traction monotone quasi-statique des soudures étudiées.

2050-T851							
Mesure par extensomètre (globale)	E (GPa)	74					
	Rp0,2 (MPa)	402					
	Rm (MPa)	533					
	A %	4,85					
Mesure par CIN (locale)		Noyau	ZATM-AS	ZATM-RS	ZAT-AS	ZAT-RS	globale
	Rp0,2 (MPa)	372	442	438	462	444	420
	ϵ_r (%)	20,2	4,9	4,98	2,85	2,5	10,15
Mini-éprouvettes		Noyau		ZAT-AS		ZAT-RS	
	E (GPa)	71		73		70	
	Rp0,2 (MPa)	328		425		403	
	Rm (MPa)	503		564		554	
	A %	26,6		20,2		20,3	
	ϵ_r (%)	27,2		20,8		20,9	
7449-T79							
Mesure par extensomètre	E (GPa)	75					
	Rp0,2 (MPa)	383					
	Rm (MPa)	451					
	A %	1,08					
Mesure par CIN (locale)		Noyau	ZATM-AS	ZATM-RS	ZAT-AS	ZAT-RS	globale
	Rp0,2 (MPa)	450	336	330	306	306	348
	ϵ_r (%)	1,3	3,2	3,4	5,9	6,6	2,7
Mini-éprouvettes		Noyau		ZAT-AS		ZAT-RS	
	E (GPa)	78		67		60	
	Rp0,2 (MPa)	516		288		228	
	Rm (MPa)	558		504		480	
	A %	13,7		27		28	
	ϵ_r (%)	14,4		28		29	
7449-T79/2050-T851							
Mesure par extensomètre	E (GPa)	74					
	Rp0,2 (MPa)	384					
	Rm (MPa)	473					
	A %	1,7					

TABLE 3.8 – Synthèse des résultats de traction monotone quasi-statique sur les joints soudés par FSW

3.8 Méthode d'écart à la linéarité

Afin de déterminer les zones de localisation de la déformation et ainsi l'initiation de la plasticité à travers les joints soudés par FSW, nous proposons, dans cette partie, une technique de détermination du champ de déformations locales inélastiques basée sur les résultats de la corrélation d'images numériques (CIN) appliquée à la surface d'une éprouvette plate lors d'un essai de traction monotone quasi-statique. Si on suppose que le champ des raideurs locales est constant durant l'essai, en chaque zone constituant le joint soudé, l'écart du comportement mécanique instantané par rapport au comportement supposé linéaire peut être détectée c'est la méthode d'*écart à la linéarité*. Ainsi, la partie non linéaire de la déformation est identifiée. F. Pierron et al. [49] ont mis ainsi en évidence l'évolution de la plasticité et l'apparition de sites susceptibles d'être les zones de rupture lors des essais de traction sur des éprouvettes trouées en matériaux composites.

3.8.1 Présentation du problème

Par rapport à une image de référence de la surface de l'éprouvette, prise généralement lorsque cette dernière n'est pas chargée (libre de tout effort extérieur), la CIN permet de mesurer, à chaque instant t , le champ de déplacement $\underline{U}(\underline{x}, t)$ en tout point $M(\underline{x})$ à la surface d'une pièce. Chaque point M est repéré par son vecteur position $\underline{x} = \underline{OM}$ dans un repère local attaché à la matière, que nous noterons $R(O, \underline{x}_1, \underline{x}_2, \underline{x}_3)$. Le champ de déformation totale est déduit du champ de déplacement, le champ de contraintes $\underline{\sigma}(\underline{x}, t)$ n'est pas mesurable, ni calculable puisque la loi de comportement (locale) n'est pas connue ; nous nous proposons de déterminer le champ de déformation non linéaire (ou inélastique si on suppose la partie élastique comme linéaire).

3.8.2 Hypothèses

Nous supposerons que les hypothèses suivantes sont vérifiées :

1. Le matériau est isotrope (cette hypothèse n'est a priori pas indispensable comme nous le verrons ultérieurement mais sera supposée vérifiée au début pour présenter la démarche).
2. Le matériau a un comportement élastoplastique (ou élasto-visco-plastique) tel que dans son domaine d'élasticité le matériau a un comportement élastique linéaire. La limite d'élasticité du matériau est considérée comme la limite de linéarité.
3. Le chargement est quasi-statique monotone ou assimilable à un tel chargement (les efforts d'inertie sont négligés)
4. En tout point et à chaque instant, les déformations seront supposées partitionnées en déformations élastiques et déformations inélastiques. Ce terme générique regroupe toutes les déformations non élastiques (plastiques, visqueuses, etc.) :

$$\underline{\underline{\epsilon}}^t(\underline{x}, t) = \underline{\underline{\epsilon}}^e(\underline{x}, t) + \underline{\underline{\epsilon}}^{in}(\underline{x}, t) \quad (3.3)$$

3.8.3 Méthodologie proposée

Pour remonter aux champs de déformations locales non linéaires (ou inélastiques) il est nécessaire et suffisant de déterminer le champ de déformations élastiques linéaires (hypothèse d'élasticité linéaire) si on suppose la partition usuelle des déformations décrite par l'équation 3.3.

La corrélation d'images numérique (CIN) permet de déterminer le champ de déformations sur la surface de l'éprouvette considérée. La technique proposée ici est présentée dans un cas 2D et nous nous limiterons donc à une éprouvette plate de forme quelconque.

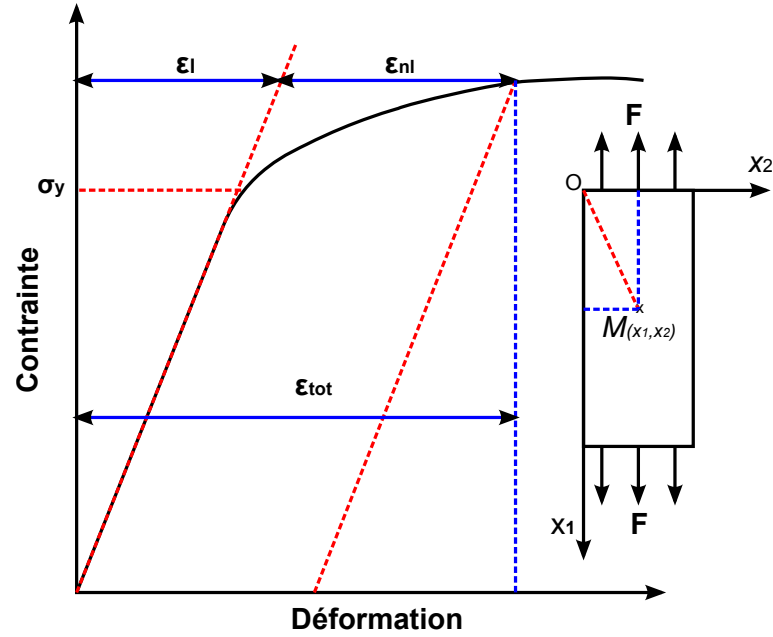


FIGURE 3.27 – Schéma du principe 1D du calcul des déformations (et des déplacements) non linéaires

La figure 3.27 montre le schéma de principe pour l'estimation des déformations et/ou déplacements non linéaires en tout point $M(\underline{x})$ sur la surface de l'éprouvette.

Si en tout point le matériau de l'éprouvette est chargé dans son **domaine de comportement élastique linéaire** alors il y a **proportionnalité**, en tout point $M(\underline{x})$ et à chaque instant t , entre les efforts extérieurs $\underline{F}(t)$ et les déplacements $\underline{U}(\underline{x}, t)$:

$$\underline{F}(t) = K_e(\underline{x})\underline{U}(\underline{x}, t), \forall(\underline{x}, t) \quad (3.4)$$

ou encore

$$\underline{U}(\underline{x}, t) = S(\underline{x})\underline{F}(t), \forall(\underline{x}, t) \quad (3.5)$$

encore sous forme matricielle :

$$\{\underline{U}(\underline{x}, t)\} = [S(\underline{x})] \{\underline{F}(t)\}, \forall(\underline{x}, t) \quad (3.6)$$

$[S(\underline{x})]$ est une matrice de dimension $3 \times n_F$ où n_F désigne le nombre de forces extérieures appliquées à l'éprouvette. Les efforts extérieurs sont considérés au sens large (forces, moments). La matrice $K(\underline{x})$ en tout point est en fait la raideur locale de l'éprouvette ($S(\underline{x})$ est la souplesse). Cette raideur locale dépend du point compte-tenu de la géométrie de la pièce (concentrations de déformations dues aux accidents de géométrie).

Si localement en certains points $M(\underline{x})$ le matériau sort de son domaine de comportement élastique linéaire alors en ces points la relation (3.4) n'est plus vérifiée. Le comportement du matériau s'écarte alors de la linéarité.

On a alors :

$$\underline{F}(t) \neq K_e(\underline{x})\underline{U}(\underline{x}, t) \quad (3.7)$$

La méthodologie proposée repose sur la détection de cette non linéarité entre efforts extérieurs et déplacements en tout point.

Si l'on considère un essai de traction monotone quasi-statique sous chargement imposé, le champ des déplacements est mesuré par la méthode de corrélation d'images à chaque instant t (à chaque pas de mesure). En considérant que le comportement du matériau est linéaire, les coefficients du champ de raideur $K(\underline{x})$ et du champ de souplesse $S(\underline{x})$ sont calculés selon les équations 3.4 et 3.5.

3.8.4 Calcul des champs de déformations linéaire et non linéaire

Lorsqu'à un instant t , en un point M , de vecteur position $\underline{x}(M)$ les relations (3.4) et (3.5) ne sont plus vérifiées cela signifie que le matériau est plastifié. Alors en ce point le déplacement $\underline{U}(\underline{x}(M), t)$ est la somme d'un *déplacement*

linéaire (i.e. comme si le matériau était resté élastique) $\underline{U}^e(\underline{x}(M), t)$ et d'un *déplacement inélastique* additionnel noté $\underline{U}^{in}(\underline{x}(t))$.

$$\underline{U}(\underline{x}, t) = \underline{U}^e(\underline{x}(t)) + \underline{U}^{in}(\underline{x}(t)) \quad (3.8)$$

Le *déplacement linéaire* est alors calculé à partir de la force imposée et de la raideur locale précédemment identifiée :

$$\underline{U}_{calculé}^e(\underline{x}(M), t) = [\underline{K}_{calculée}(\underline{x}(M))]^{-1} \underline{F}_{imposée}(t) = [S(\underline{x}(M))] \underline{F}_{imposée}(t) \quad (3.9)$$

En hypothèse des petites perturbations, le tenseur des déformations est calculé en chaque point par la relation 3.10 :

$$\underline{\underline{\epsilon}}^t(\underline{x}, t) = \frac{1}{2} \{ \nabla \underline{U}(\underline{x}, t) + {}^T \nabla \underline{U}(\underline{x}, t) \} \quad (3.10)$$

où ∇ désigne le gradient. On peut donc déduire de la relation 3.8 la déformation linéaire

$$\underline{\underline{\epsilon}}^e(\underline{x}, t) = \frac{1}{2} \{ \nabla \underline{U}^e(\underline{x}, t) + {}^T \nabla \underline{U}^e(\underline{x}, t) \} \quad (3.11)$$

À chaque instant (t) et en tout point $\underline{x}(M, t)$ les déformations inélastiques $\underline{\underline{\epsilon}}^{in}(\underline{x}, t)$ sont déduites par soustraction des déformations élastiques calculées des déformations totales obtenues par corrélation d'images numériques :

$$\underline{\underline{\epsilon}}^{in}(\underline{x}, t) = \underline{\underline{\epsilon}}^t(\underline{x}, t) - \underline{\underline{\epsilon}}^e(\underline{x}, t) \quad (3.12)$$

On note que si en un point $M(\underline{x}, t)$ le matériau reste dans son domaine élastique, le déplacement et la déformation inélastiques sont nuls,

$$\underline{U}(\underline{x}(M), t) = \underline{U}^e(\underline{x}(M), t) \text{ et}$$

$$\underline{\underline{\epsilon}}^{tot}(\underline{x}(M), t) = \underline{\underline{\epsilon}}^e(\underline{x}(M), t)$$

3.8.5 Application à un essai de traction monotone uniaxiale sur une éprouvette soudée par FSW

Comme nous l'avons vu, la soudure FSW présente une microstructure très hétérogène caractérisant les différentes zones qui la constituent. Les différentes zones sont susceptibles d'avoir différentes raideurs et seuils de plasticité. L'application de cette méthode sur ces structures doit permettre de détecter les zones d'initiation de la déformation inélastique qui est le précurseur de la localisation de la déformation plastique à l'origine de rupture sous le chargement de traction monotone quasi-statique.

On considère dans notre cas, une éprouvette plate (mince) sollicitée selon la direction $\vec{x}_1$ (voir figure 3.28). L'axe de sollicitation est perpendiculaire à la direction de soudage (traction dans le sens TL). On supposera donc que le matériau est en état de contrainte plane.

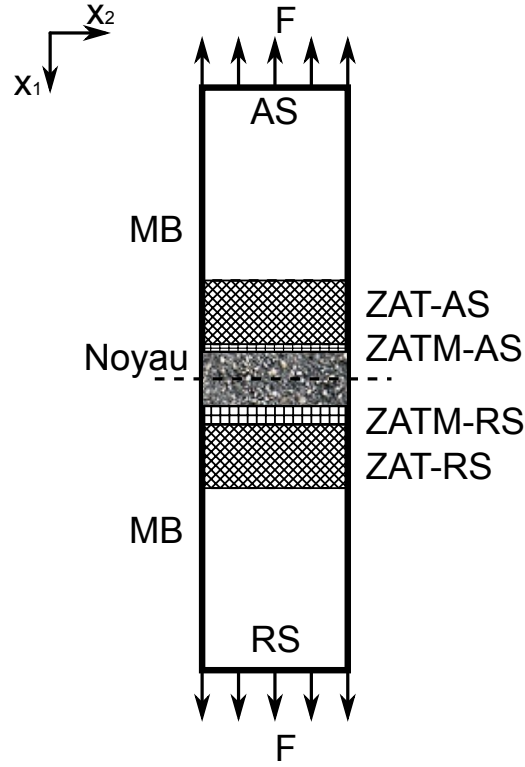


FIGURE 3.28 – Schéma des zones constituant la soudure FSW présentes dans l'éprouvette de traction

Si l'on se place dans le repère $(O, \vec{x}_1, \vec{x}_2)$, la matrice de souplesse élastique locale $[S^e(\underline{x})]$ peut être identifiée expérimentalement pour de faibles niveaux de charge axiale. On considère que le matériau est alors élastique en tout point $M(\underline{x}, t)$.

On a donc :

$$\vec{F}(t) = F_1(t) \vec{x}_1 \quad (3.13)$$

$$\{\underline{U}^e(\underline{x}, t)\} = [S^e(\underline{x})] \{\underline{F}(t)\}, \forall(\underline{x}, t) \quad (3.14)$$

en notant $\underline{U}(\underline{x}, t) = U_1 \underline{x}_1(M, t) + U_2 \underline{x}_2(M, t)$

L'équation 3.14 peut s'écrire :

$$\begin{Bmatrix} U_1^e(\underline{x}, t) \\ U_2^e(\underline{x}, t) \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11}^e(\underline{x}) & S_{12}^e(\underline{x}) \\ S_{21}^e(\underline{x}) & S_{22}^e(\underline{x}) \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} F_1(t) \\ 0 \end{Bmatrix} \quad (3.15)$$

Les termes de la matrice de souplesse élastique s'obtiennent par les relations suivantes :

$$S_{11}^e(\underline{x}) = \frac{U_1^e(\underline{x}, t)}{F_1(t)}, \forall(\underline{x}, t) \quad (3.16)$$

$$S_{21}^e(\underline{x}) = \frac{U_{12}^e(\underline{x}, t)}{F_1(t)}, \forall(\underline{x}, t) \quad (3.17)$$

Ainsi pour toute charge axiale $F(t)$ imposée durant l'essai même au delà de la limite d'élasticité locale du matériau on peut calculer, d'après les composantes $U_1(\underline{x}, t)$ et $U_2(\underline{x}, t)$ du champ de déplacement $U(\underline{x}, t)$ obtenu par corrélation d'images, les composantes élastiques du champ de déplacement :

$$\{\underline{U}^e(\underline{x}, t)\} = [S^e(\underline{x})] \{\underline{F}(t)\}, \forall(\underline{x}, t) \quad (3.18)$$

La partie inélastique se calcule donc par la relation :

$$\{\underline{U}^{in}(\underline{x}, t)\} = \{\underline{U}(\underline{x}, t)\} - \{\underline{U}^e(\underline{x}, t)\} \forall(\underline{x}, t) \quad (3.19)$$

Si on note : $\partial U_i / \partial x_j = \partial_i U_j$

on obtient alors d'après l'équation 3.11 :

$$\varepsilon_{11}^e(\underline{x}, t) = \partial_1 U_1^e = \partial_1 S_{11}(\underline{x}) \{ \underline{F}_1(t) \}, \forall(\underline{x}, t) \quad (3.20)$$

$$\varepsilon_{22}^e(\underline{x}, t) = \partial_2 U_2^e = \partial_2 S_{21}(\underline{x}) \{ \underline{F}_1(t) \}, \forall(\underline{x}, t) \quad (3.21)$$

$$\varepsilon_{12}^e(\underline{x}, t) = \frac{1}{2}(\partial_1 U_2^e + \partial_2 U_1^e) = \frac{1}{2}(\partial_2 S_{11}(\underline{x}) + \partial_1 S_{21}(\underline{x})) \{ \underline{F}_1(t) \}, \forall(\underline{x}, t) \quad (3.22)$$

Nota : si l'on considère que le coefficient de Poisson $\nu(\underline{x})$ est connu, ainsi avec l'hypothèse des contraintes planes, on obtient :

$$\varepsilon_{33}^e(\underline{x}, t) = \frac{-\nu(\underline{x})}{1 - \nu(\underline{x})} (\varepsilon_{11}^e(\underline{x}, t) + \varepsilon_{22}^e(\underline{x}, t)), \forall(\underline{x}, t) \quad (3.23)$$

Le champ de déformation inélastique calculé sur la face de l'éprouvette est moyenné selon l'axe (Y) perpendiculaire à l'axe de traction (X) de façon à ramener le problème 2D à un problème 1D. On suppose que la déformation ε_{xx}^{an} (ou ε_{11}^{an}) est homogène le long de l'axe Y pour chaque ligne d'abscisse $x(i)$ fixée.

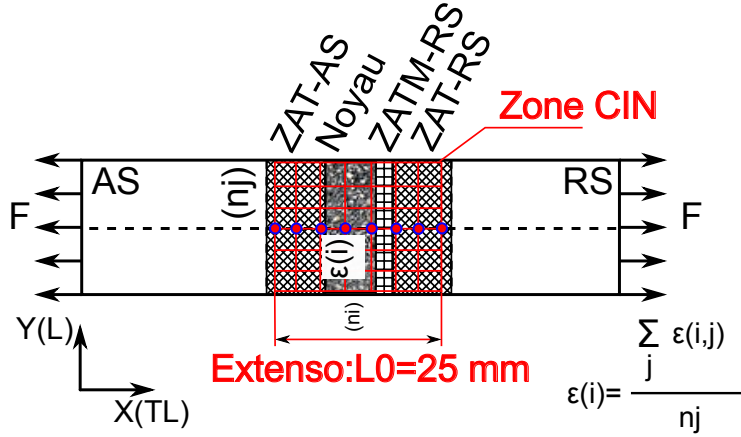


FIGURE 3.29 – Schéma de principe de la transformation du champ de déformation 2D en un champ 1D pour le traitement des données de corrélation d'images

Si l'on considère n_i le nombre de zones d'intérêt (ZOI) dans la direction de traction (X) et n_j le nombre de ZOI dans la direction Y. Pour chaque terme ε_{kl} du tenseur de déformation accessible par corrélation d'images, la déformation inélastique moyennée $\langle \varepsilon_{kl}^{in} \rangle$ en chaque point d'abscisse x_i est calculée, en négligeant les effet de bord¹, selon l'équation (3.24) où t désigne le temps :

$$\langle \varepsilon_{kl}^{in}(i, t) \rangle = \frac{\sum_j \varepsilon_{kl}^{in}(i, j, t)}{n_j} \quad (3.24)$$

3.8.5.1 Cas du joint soudé en alliage 2050-T851

La figure 3.30 montre l'évolution de la déformation inélastique moyenne $\langle \varepsilon_{11}^{in} \rangle$ le long d'un joint soudé en alliage 2050-T851.

On observe que la non linéarité du comportement se manifeste dans le noyau à environ 310 MPa (valeur correspondant à la limite d'élasticité). Puis la déformation non linéaire se localise fortement dans cette zone jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette.

1. les points de corrélation sur les bords de l'éprouvette ont été négligés

On note que la zone de localisation de la déformation non linéaire (le noyau) correspond au minimum du profil de microdureté obtenu sur le joint soudé en alliage 2050-T851.

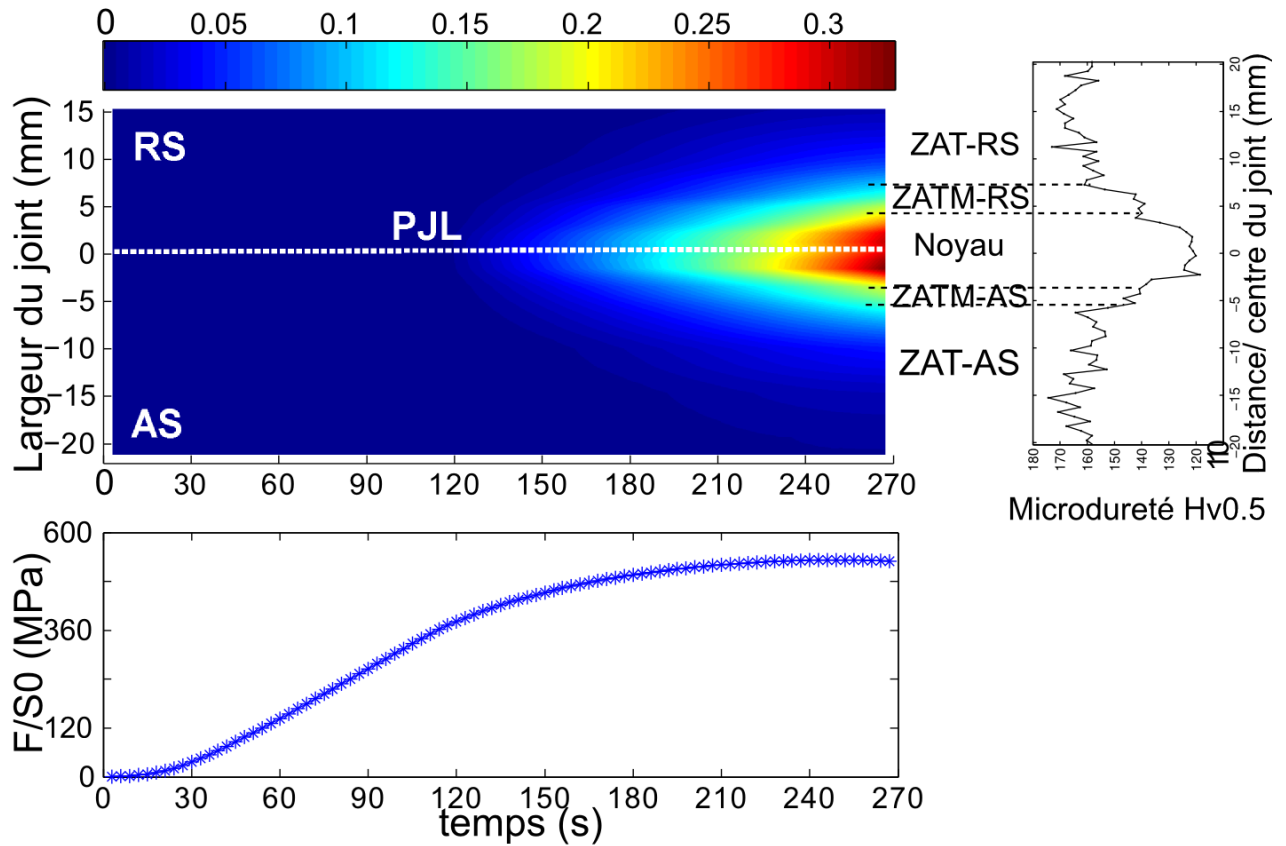


FIGURE 3.30 – Évolution temporelle de la déformation non linéaire moyenne $\langle \epsilon_{11}^n \rangle$ lors d'un essai de traction monotone quasi-statique sur le joint soudé par FSW en alliage 2050-T851

3.8.5.2 Cas du joint soudé en alliage 7449-T79

La figure 3.31 illustre l'évolution de la déformation non linéaire moyenne $\langle \epsilon_{11}^n \rangle$ le long du joint soudé en alliage 7449-T79. On observe que la non linéarité du comportement se manifeste dans les zones affectées thermiquement (ZAT-AS et ZAT-RS). Ensuite, la déformation non linéaire se localise fortement dans ces zones, avec une localisation plus forte du côté RS, jusqu'à rupture finale de l'éprouvette.

On note que les zones de localisation de déformation non linéaire (ZAT AS et RS) correspondent au minima du profil de microdureté obtenu sur le joint soudé en alliage 7449-T79.

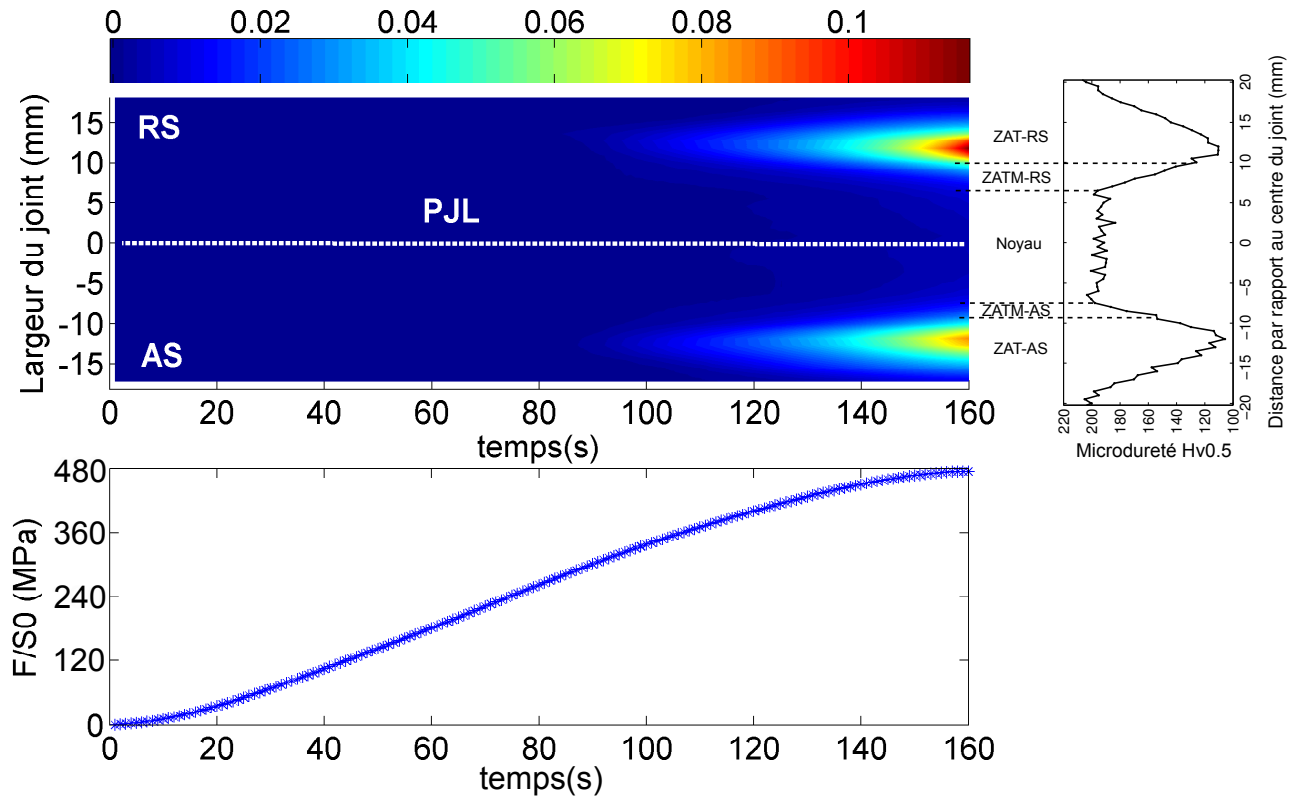


FIGURE 3.31 – Évolution temporelle de la déformation non linéaire moyenne $\langle \varepsilon_{11}^{in} \rangle$ lors d'un essai de traction monotone quasi-statique sur le joint soudé par FSW en alliage 7449-T79

3.9 Analyse de la rupture des joints soudés par FSW

Afin de déterminer la zone de rupture des éprouvettes par rapport à la microstructure des joints soudés par FSW et définir une éventuelle tendance pour chaque configuration de soudage, les éprouvettes testées ont été observées au microscope optique et au microscope électronique à balayage (MEB).

3.9.1 Zones de rupture des joints en alliage 2050-T851

La figure 3.32 illustre des observations au microscope optique (dans le plan TL-TC) des éprouvettes rompues. On remarque que dans le cas des soudures FSW en alliage 2050-T851, les zones et profils de ruptures sont très similaires pour l'ensemble des éprouvettes testées. Les observations au microscope électronique à balayage ont permis de conclure que la rupture démarre de la surface inférieure du joint pour se propager à travers le noyau du joint soudé jusqu'à la surface supérieure (côté épaulement de l'outil). Le profil de rupture (à travers le noyau) est cohérent avec la localisation observée de la déformation inélastique et avec la plus faible limite d'élasticité constatée pour le noyau (comparativement aux autres zones) de la soudure en alliage 2050-T851.

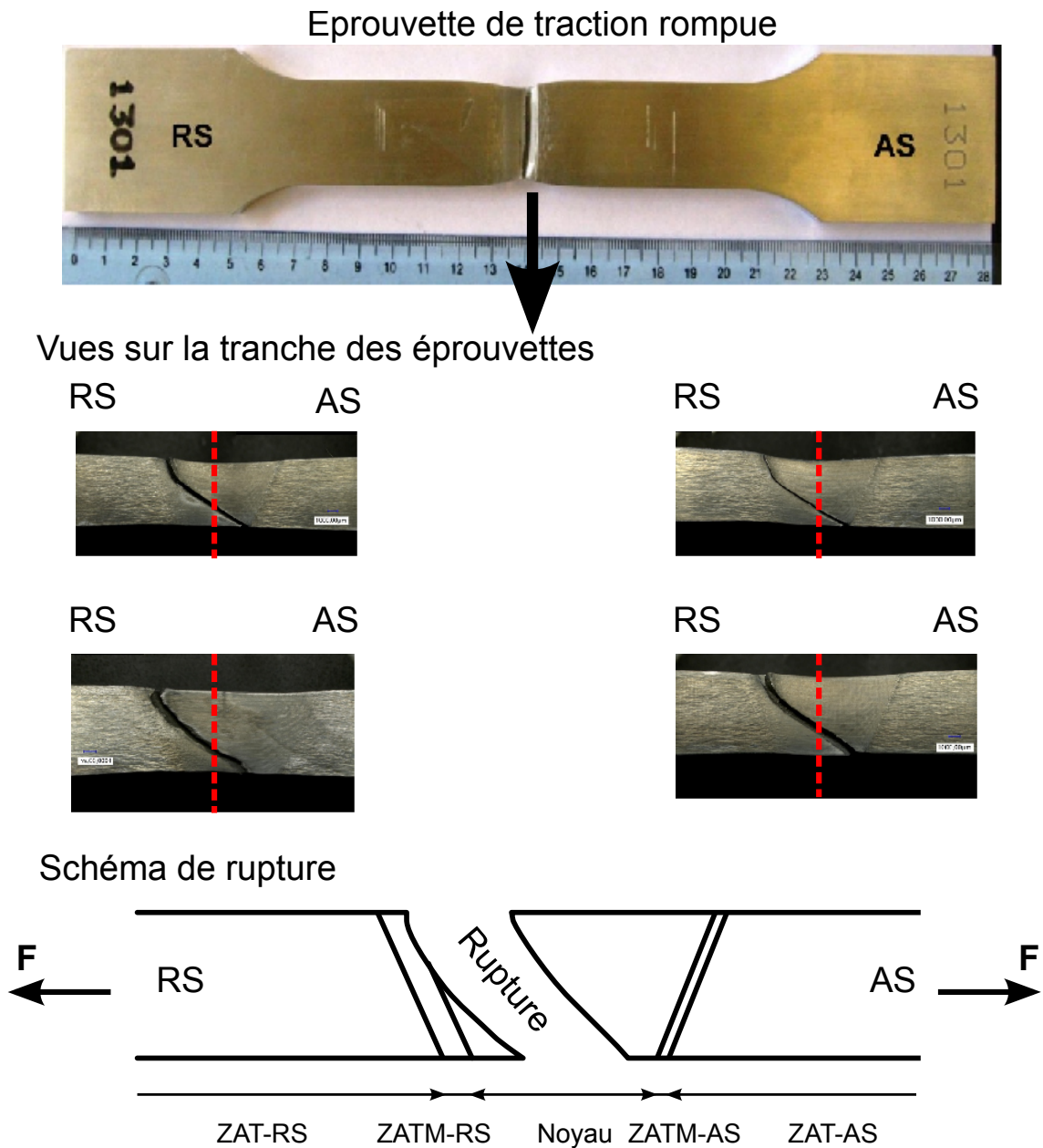
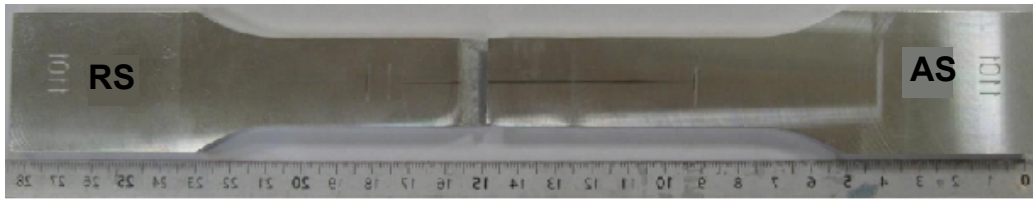


FIGURE 3.32 – Rupture des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 2050-T851 sous chargement de traction monotone quasi-statique

3.9.2 Zones de rupture des joints en alliage 7449-T79

La figure 3.33 illustre des observations au microscope optique (dans le plan TL-TC) des éprouvettes rompues. Dans le cas du joint soudé en alliage 7449-T79, la totalité des éprouvettes testées ont rompu à travers la frontière entre la ZATM et la ZAT côté RS. Ceci est cohérent avec la localisation de la déformation inélastique dans ces zones et la faible limite élastique constatée dans ces zones (330 MPa pour la ZATM et 306 MPa pour la ZAT).

Eprouvette de traction rompue



Vues sur la tranche des éprouvettes

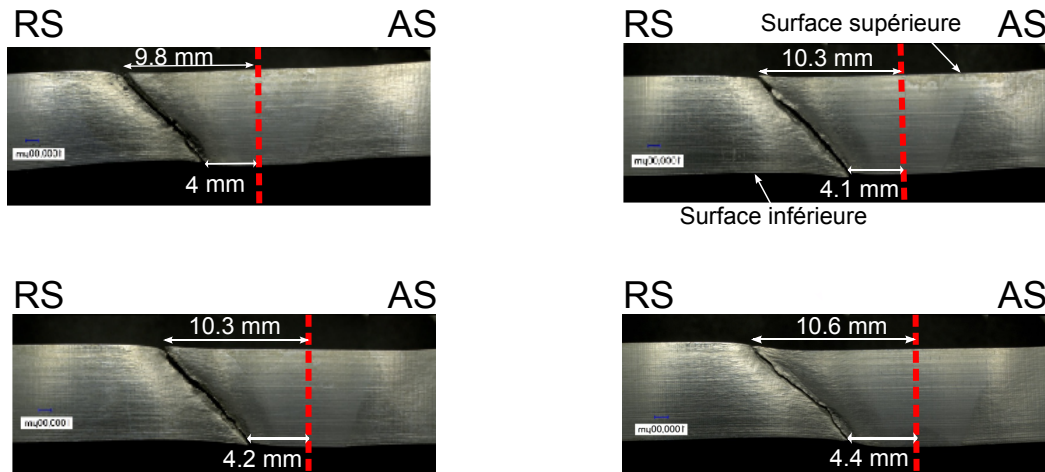


Schéma de rupture

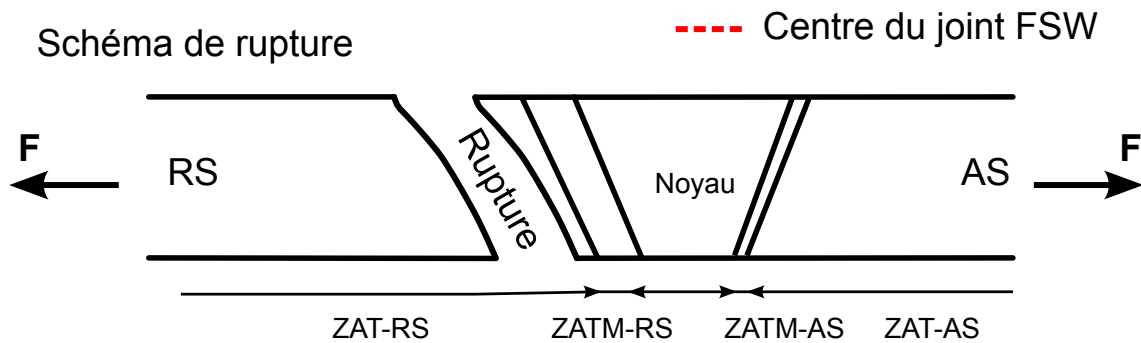


FIGURE 3.33 – Rupture des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 7449-T79 sous chargement de traction monotone quasi-statique

Si l'on compare le profil de la rupture aux profils de microdureté mesurés à des profondeurs correspondant aux surfaces supérieure et inférieure de l'éprouvette, on constate que la rupture s'est produite à travers la zone du joint où la microdureté est minimale (voir figure 3.34).

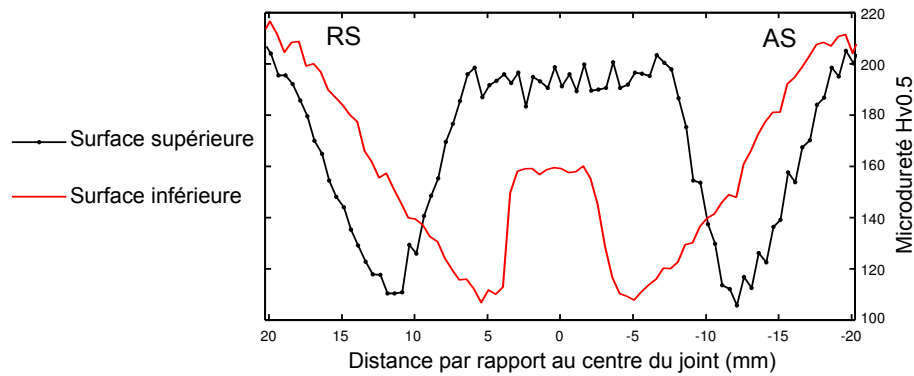


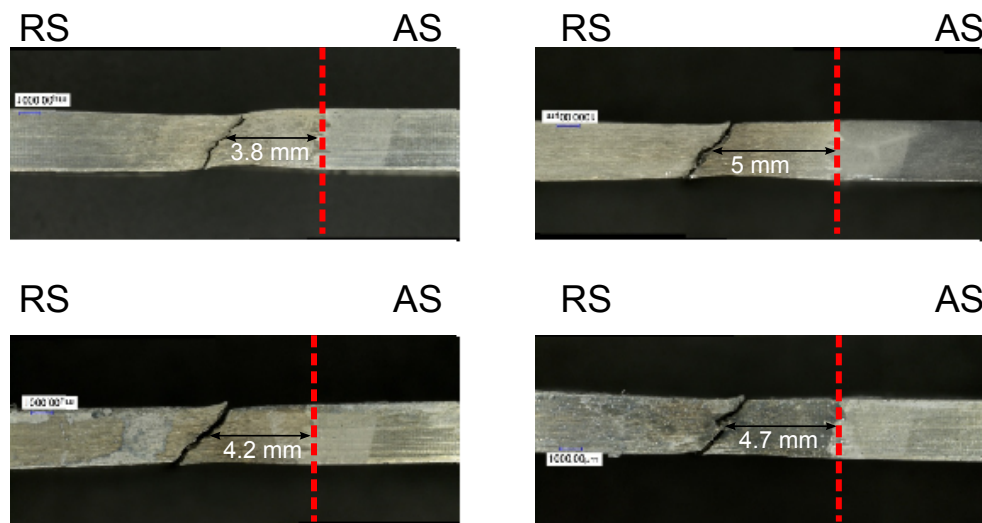
FIGURE 3.34 – Microdureté mesurée à des profondeurs correspondant aux surfaces d'éprouvette de traction soudée en alliage 7449-T79

Comme le montre la figure 3.33, la rupture s'est produite à environ 4 mm (sur la surface inférieure) et à environ 10 mm (sur la surface supérieure) du centre du joint. Les profils de microdureté mesurés à des profondeurs correspondant à ces surfaces, présente des minima en ces endroits sur les deux surfaces d'éprouvette.

3.9.2.1 Zones de rupture des joints en alliages 7449-T79/ 2050-T851

La figure 3.35 illustre des observations au microscope optique (dans le plan TL-TC) des éprouvettes rompues. Dans le cas de la soudure dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851, la rupture s'est produite dans la ZAT côté RS (côté alliage 2050-T851). On remarque également que la rupture s'est produite de 3 à 5 mm du centre du joint dans la zone qui présente un minimum de microdureté. Cela est cohérent avec la faible limite d'élasticité constatée dans le noyau du joint en alliage 2050-T851.

Vues sur la tranche des éprouvettes



----- Centre du joint FSW

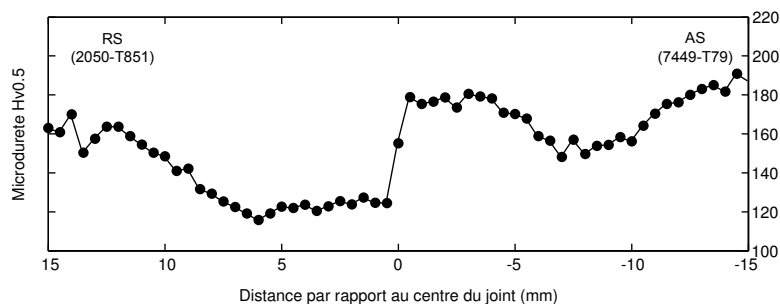


Schéma de rupture

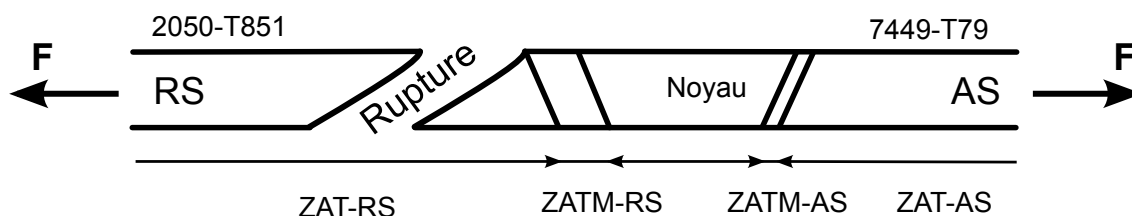
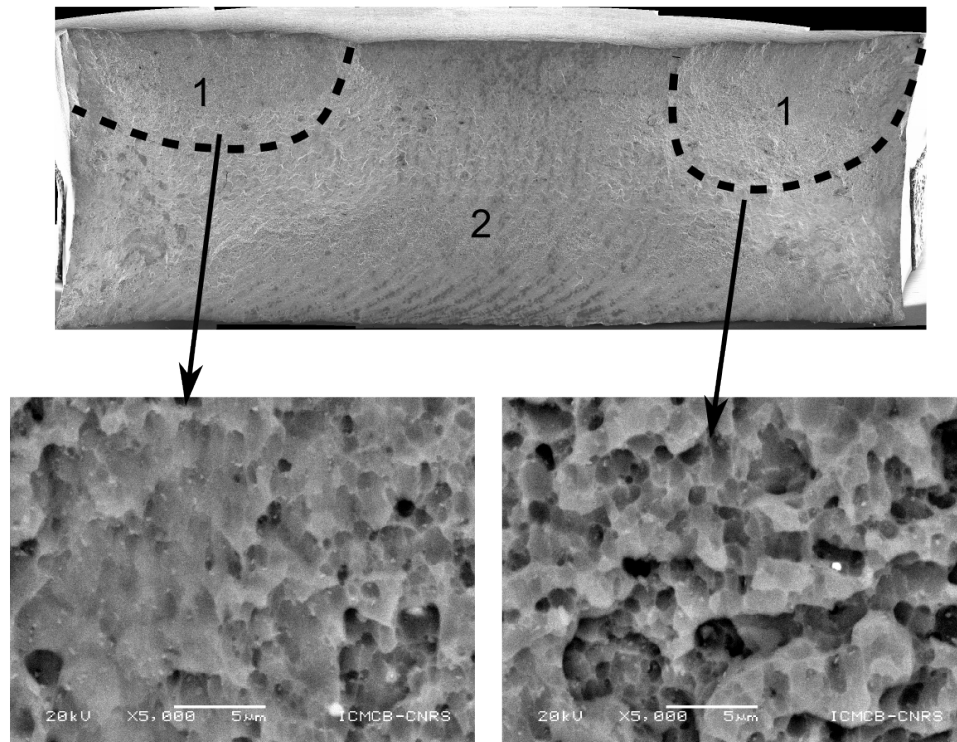


FIGURE 3.35 – Rupture des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 7449-T79/ 2050-T851 sous chargement de traction monotone quasi-statique

3.9.3 Analyse des faciès de rupture des joints soudés par FSW

Des observations microscopiques ont été réalisées sur les faciès de rupture de chaque éprouvette rompue. Les analyses permettent de distinguer principalement deux zones : une zone de rupture ductile où les observations au MEB montrent la présence de cupules, et une autre zone de rupture brutale. En revanche, il n'est pas évident de définir un mécanisme de rupture précis pour les joints soudés testés sous chargement de traction monotone quasi-statique (figure 3.36).



Présence de cupules dans les zones de rupture ductile

Zone 1: Rupture ductile

Zone 2: Rupture brutale

FIGURE 3.36 – Faciès de rupture des éprouvettes soudées par FSW testées en traction monotone quasi-statique

3.9.3.1 Cas du joint soudé en alliage 2050-T851

La figure 3.37 illustre des observations au microscope électronique à balayage du faciès de rupture d'un joint soudé par FSW en alliage 2050-T851 sous chargement de traction monotone quasi-statique. On distingue deux régimes de rupture : la première zone où la rupture est ductile et la deuxième où la rupture est relativement brutale. On note la présence de cavités dans des zones riches en précipités à travers la zone de rupture ductile. Dans la zone de rupture brutale, on remarque l'allure des "onion rings" qui sont les traces de filetage du pion de l'outil de soudage. M.A. Sutton et al. [59] ont montré que cette forme de bandes est constituée de creux à forte densité de précipités et de bosses avec une faible densité de précipités et que la rupture suit la forme de ces bandes.

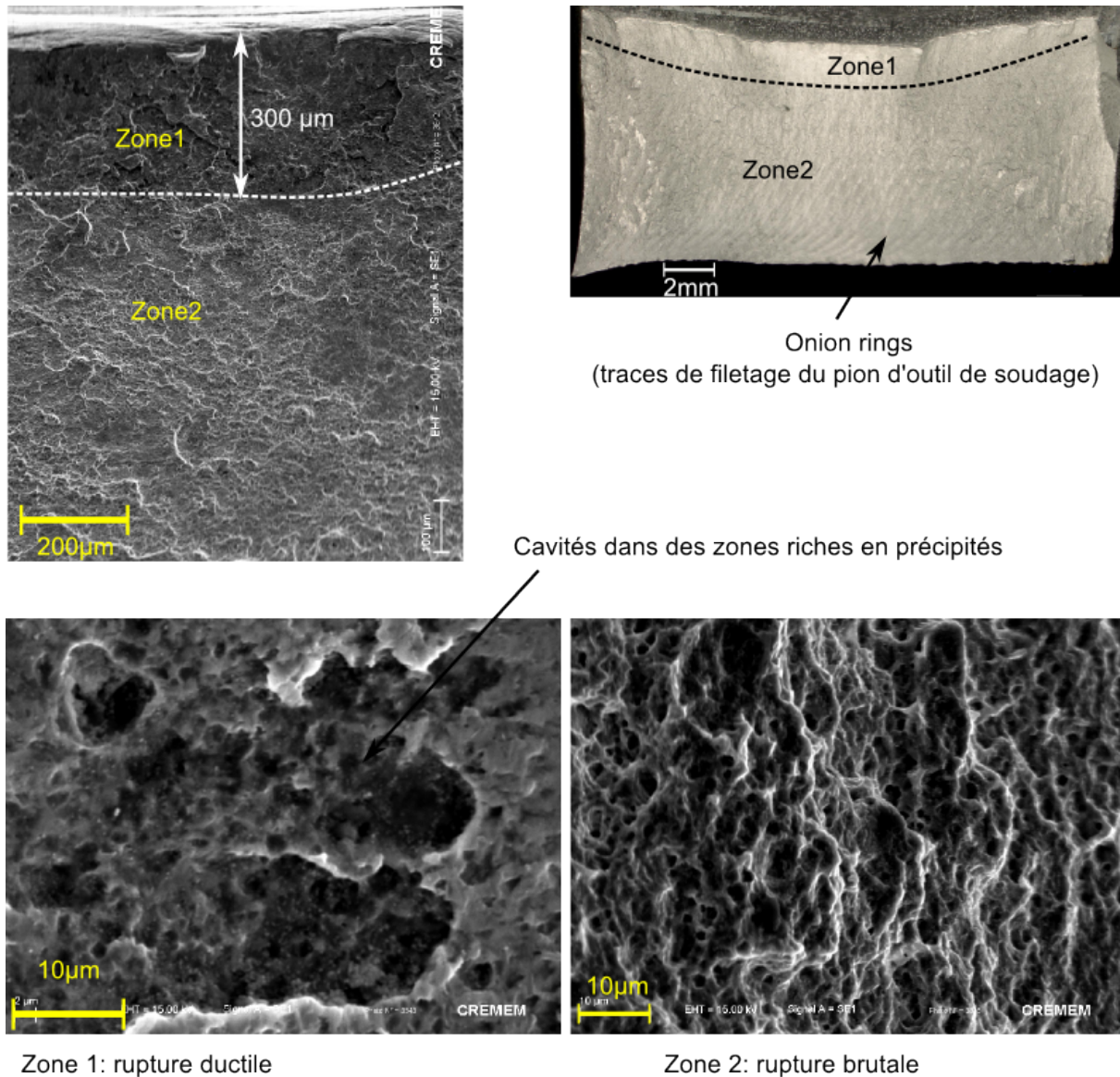


FIGURE 3.37 – Observations au MEB du faciès de rupture d'un joint soudé par FSW en alliage 2050-T851

3.9.3.2 Cas du joint soudé en alliage 7449-T79

Dans le cas du joint soudé en alliage 7449-T79, la taille de la zone de rupture ductile est de l'ordre de 150 µm. On note la présence de porosités de l'ordre de 10 µm dans cette zone, qui pourraient être à l'origine de rupture. La zone de rupture brutale présente un relief caractéristique de clivage. On observe une décohésion intergranulaire suivant les joints de grains (voir figure 3.38).

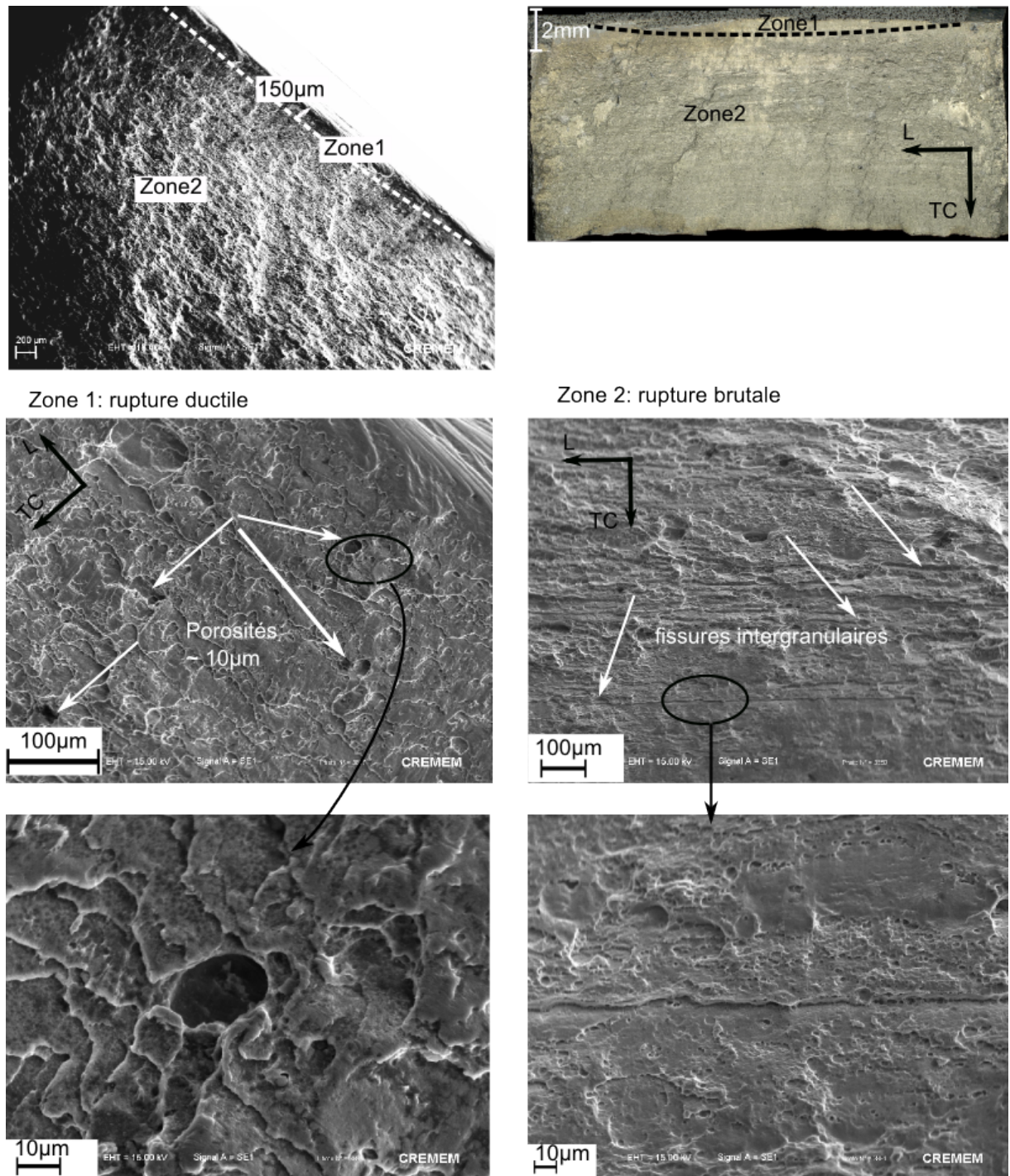
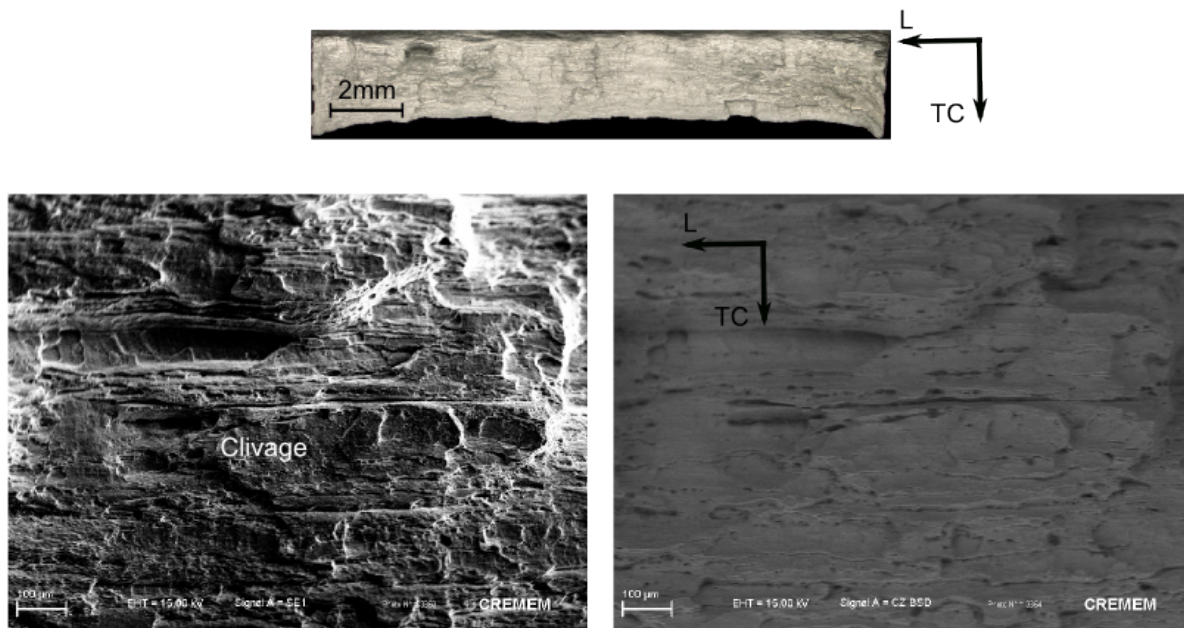


FIGURE 3.38 – Observations au MEB du faciès de rupture d'un joint soudé par FSW en alliage 7449-T79

3.9.3.3 Cas du joint dissemblable en alliage 7449-T79/2050-T851

Dans le cas du joint dissemblable, les observations au MEB montrent que la rupture suit des plans de clivage. On remarque la présence de la décohésion intergranulaire suivant les joints de grains. La zone de rupture ductile est quasi-inexistante.



Rupture brutale suivant les joints de grains. Zone de rupture ductile quasi-nulle

FIGURE 3.39 – Observations au MEB du faciès de rupture d'un joint soudé dissemblable en alliage 7449-T79/2050-T851

3.10 Conclusion du chapitre

Ce chapitre a permis de déterminer les réponses mécaniques globale et locale des joints soudés par FSW. En admettant l'hypothèse d'égalité des contraintes locales dans chaque zone avec la contrainte nominale, on a montré que les zones constituant les joints soudés présentent des comportements très différents les uns des autres. Les propriétés mécaniques obtenues des courbes d'écrouissage ($\sigma_{nominale} - \epsilon_{locale}$) sont à considérer avec précaution car l'hétérogénéité du champ de contrainte n'est pas négligeable notamment dans le cas du joint en alliage 7449-T79 où nous avons observé que les propriétés élastiques ne sont pas homogènes.

Afin de pallier ce problème et déterminer les propriétés mécaniques réelles locales de chaque zone à partir des courbes d'écrouissage ($\sigma_{vraie} - \epsilon_{vraie}$), des essais de traction monotone ont été réalisés sur des mini-éprouvettes prélevées dans chaque zone des joints FSW.

Si l'hypothèse d'équivalence des contraintes locales avec la contrainte nominale ne prend pas en compte l'hétérogénéité du champ de contrainte à travers les joints soudés, la caractérisation du comportement mécanique local à l'aide de la méthode de corrélation d'images numériques sur la structure entière du joint présente l'avantage de tenir compte de l'interaction entre les différentes zones. En effet, le comportement mécanique de chacune des zones est influencé par celui des zones voisines. De plus on prend en compte les effets de triaxialité (hétérogénéités observées sur deux faces d'éprouvette). Cependant, les conditions à rupture déterminées correspondent aux propriétés de la zone de localisation de déformation (zone de striction). En revanche, les essais sur les mini-éprouvettes permettent d'avoir une courbe de traction complète mais sans tenir compte de l'influence des zones voisines.

Enfin, l'utilisation de la méthode d'écart à la linéarité a permis de suivre l'évolution du champ de déformation plastique, à travers les joints et définir les zones de rupture. Ces zones de localisation correspondent aux minima des profils de microdureté mesurés le long de joints soudés.

À l'aide des observations microscopiques, la zone de rupture a été définie sur chaque configuration de soudage et l'analyse des faciès de rupture a permis de distinguer une phase de rupture ductile et une deuxième phase de rupture brutale sur les soudures semblables. La première phase est inexistante sur les soudures dissemblables.

Chapitre 4

Comportement mécanique en fatigue des joints soudés par FSW

Ce chapitre est consacré à l'analyse des résultats d'essais de fatigue sur les joints soudés par FSW et sur les matériaux de base. Deux géométries d'éprouvettes ont été testées : des éprouvettes lisses (dites FPE20A, $K_t=1,036$) et des éprouvettes entaillées (trouées, dites T10, $K_t=2,3$). Les éprouvettes trouées ont subi un traitement d'oxydation anodique chromique non colmatée avant d'appliquer une couche de peinture. Ces éprouvettes sont représentatives des configurations les plus défavorables des structures aéronautiques à savoir des parties de la voilure soudées par FSW et trouées pour le rivetage d'autres pièces. Deux séries d'éprouvettes T10 ont été testées avec différentes positions du trou par rapport à la soudure. Sur la première série, la position du trou est définie par rapport au profil de microdureté de chaque configuration de soudage de façon à avoir le fond d'entaille (trou) et la concentration de contrainte situés au minimum des profils de microdureté des joints FSW. La position du trou sur la deuxième série d'éprouvettes a été définie à partir des résultats d'essais sur les éprouvettes lisses. Le fond d'entaille (bord du trou) est positionné à l'endroit typique de l'amorçage de fissure pour chaque configuration de soudage.

Trois configurations de soudures semblables (les deux plaques soudées sont du même matériau) en alliages 2024-T351, 2050-T851 et 7449-T79 et deux soudures dissemblables (les deux plaques soudées sont de deux matériaux différents) en alliages 7449-T79/2024-T351 et 7449-T79/2050-T851 ont été étudiées et les résultats des essais ont été comparés à ceux obtenus sur les matériaux de base non soudé. En termes du comportement mécanique cyclique, trois configurations seront traitées dans ce chapitre : deux soudures semblables en 7449-T79 et en 2050-T851, et la soudure dissemblable de ces deux alliages. Les résultats d'essais sur le joint semblable en 2024-T351 et le joint dissemblable en 7449-T79/2024-T351 sont présentés en annexe.

Sommaire

4.1	Objectifs	111
4.2	Dispositif expérimental et conditions d'essais	111
4.3	Comportement mécanique cyclique des joints soudés par FSW	112
4.3.1	Démarche expérimentale	112
4.3.2	Résistance en fatigue des joints soudés par FSW - essais sur éprouvettes lisses	113
4.3.3	Comportement cyclique global des joints soudés par FSW	115
4.3.3.1	Courbes d'écrouissage cyclique des joints soudés par FSW	116
4.3.3.2	Évolution de la déformation totale en cours d'essais	117
4.3.3.3	Évolution de la déformation moyenne et de l'amplitude de déformation au cours des essais de fatigue	117
4.3.3.4	Évolution de l'amplitude de la déformation plastique au cours des essais de fatigue	119
4.3.4	Comportement mécanique cyclique local des joints soudés par FSW	122
4.3.4.1	Comportement cyclique local du joint en 2050-T851	123
4.3.4.2	Évolution de la déformation au cours de l'essai le long du joint 2050-T851	125
4.3.4.3	Évolution de la déformation moyenne et de l'amplitude de la déformation pour le joint 2050-T851	126
4.3.4.4	Comportement cyclique local du joint en 7449-T79	128
4.3.4.5	Évolution de la déformation au cours de l'essai le long du joint 7449-T79	129
4.3.4.6	Évolution de la déformation moyenne et de l'amplitude de la déformation pour le joint 7449	130
4.3.4.7	Comportement cyclique local du joint dissemblable en alliages 7449-T79 (AS) /2050-T851(RS)	131
4.3.4.8	Évolution de la déformation au cours d'essai le long du joint dissemblable 7449-T79/2050-T851	132
4.3.4.9	Évolution de la déformation moyenne et de l'amplitude de la déformation pour le joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851	133
4.3.5	Analyse de la rupture en fatigue des joints soudés par FSW	134
4.3.5.1	Zones de rupture des joints FSW	134
4.3.5.2	Analyse fractographique des faciès de rupture	135
4.3.5.3	Conclusion partielle	142
4.4	Essais sur éprouvettes trouées T10	143
4.4.1	Schéma des éprouvettes T10	143
4.4.2	Oxydation anodique chromique (OAC)	143
4.4.2.1	Principe de l'anodisation	143
4.4.2.2	Conditions de réalisation de l'oxydation anodique chromique	144
4.4.3	État de surface après OAC	145
4.4.4	Effet de l'OAC sur les joints soudés par FSW	146
4.4.5	Conditions d'essais de fatigue sur éprouvettes entaillées (T10, Kt=2,3)	150
4.4.6	Résultats d'essais de fatigue sur la première série d'éprouvettes T10	150
4.4.6.1	Résultats d'essais sur les matériaux de base	150
4.4.6.2	Résultats d'essais sur les joints soudés	151
4.4.6.3	Comparaison avec les matériaux de base	153
4.4.7	Résultats d'essais de fatigue sur la deuxième série d'éprouvettes T10	154
4.4.8	Résistance à la propagation de fissures des éprouvettes T10	156
4.4.9	Analyse fractographique des faciès de rupture des éprouvettes T10	157
4.4.10	Conclusion partielle	160
4.5	Conclusion du chapitre	161

Le phénomène de fatigue et plus largement les processus de dégradation des matériaux sont généralement responsables des défaillances structurales en aéronautique. Dans le cas des alliages d'aluminium, les composés intermétalliques sont très pénalisants pour la durée de vie en fatigue, car ils sont beaucoup plus durs que la matrice et constituent ainsi des sites préférentiels pour l'amorçage des fissures, soit par leur rupture, soit par leur décohésion avec la matrice. Ce chapitre présente les résultats des essais de fatigue oligocyclique, dans un domaine de durée de vie compris entre 10^4 et 10^5 cycles. Trois nuances d'alliages d'aluminium ont été étudiées : le 2024-T351, le 2050-T851 et le 7449-T79. Deux géométries d'éprouvettes ont été définies. Une géométrie entaillée (diamètre du trou 10 mm, $K_t=2,3$) pour des essais d'amorçage et une autre géométrie plate permettra d'identifier le comportement mécanique cyclique des soudures étudiées. A l'aide de la corrélation d'images numériques, les courbes d'écrouissage cyclique ont été déterminées dans chaque zone constituant les joints soudés en considérant l'hypothèse d'équivalence des contraintes locales et de la contrainte nominale globale appliquée sur l'éprouvette. Les propriétés mécaniques cycliques ont ainsi été identifiées dans chaque zone.

Enfin, une analyse microscopique des faciès de rupture est présentée afin d'identifier les mécanismes d'endommagement des soudures FSW et les zones d'amorçage des fissures de fatigue.

4.1 Objectifs

Les objectifs de ces essais sont multiples. D'une part, les essais sur les éprouvettes lisses (dites FPE20A) permettent de caractériser le comportement mécanique en fatigue oligocyclique des joints soudés par FSW, et d'autre part, les essais sur les éprouvettes entaillées permettent d'estimer leur durée de vie entre 10^4 et 10^5 cycles. Enfin, l'influence de la position du trou par rapport au centre du joint sur la durée de vie en fatigue de ces soudures a été étudiée.

Ce chapitre est divisé en deux parties. La première partie est consacrée à la présentation des essais de caractérisation du comportement mécanique (contrainte-déformation) sous chargement cyclique des joints FSW sur les éprouvettes lisses FPE20A ($K_t=1.036$), et la deuxième partie fera l'objet de la présentation des résultats d'essais de fatigue (amorçage) sur les éprouvettes T10. L'objectif des essais sur les éprouvettes lisses (FPE20A) est, d'une part, de déterminer, pour chacune des configurations de soudage, la zone critique vis à vis de l'amorçage de fissures, et d'autre part, de réaliser des mesures de déformation locale à l'aide de la corrélation d'images afin de déterminer le comportement mécanique cyclique de chaque zone constituant ces joints.

Les essais sur les éprouvettes trouées T10 ($K_t=2,3$) permettent de déterminer, pour chaque configuration de soudage, dans les sens L et TL, la durée de vie des joints dans les conditions les plus défavorables. Deux séries d'éprouvettes ont été testées. Pour la première série, l'axe des éprouvettes est positionné de sorte que le bord du trou intercepte le minimum du profil de microdureté mesuré à mi-épaisseur des plaques soudées. La deuxième série d'éprouvettes trouées servira au recalage de la position du trou en tenant compte des résultats d'essais sur les éprouvettes lisses. L'axe des éprouvettes trouées est positionné de telle façon que le bord du trou intercepte la zone critique d'amorçage de fissure définie lors des essais sur les éprouvettes lisses pour chaque configuration de soudage.

4.2 Dispositif expérimental et conditions d'essais

Les essais de fatigue ont été réalisés dans l'air et à température ambiante, selon les normes NF A 03-400 et NF A 03-401, sur une machine servo-hydraulique INSTRON 8500 de traction-compression de capacité $\pm 100\text{ kN}$. Les essais en traction-traction sous chargement sinusoïdal imposé ont été conduits à une fréquence de 10 Hz avec un rapport de chargement $R=0,1$.

Pour les essais de caractérisation sur les éprouvettes lisses, des mesures de déformation ont été réalisées à l'aide d'un extensomètre INSTRON (avec une longueur de référence $L_0=25\text{ mm}$ et une étendue de mesure de $\pm 2,5\text{ mm}$). La corrélation d'images numériques a également été utilisée pour mesurer la déformation locale dans chaque zone des joints soudés. Pour ce faire une caméra CDD rapide Photron a été utilisée pour permettre l'acquisition des images à une fréquence adéquate. Un éclairage utilisant un panneau à LED (lumière froide) a été fabriqué pour éviter l'échauffement de l'éprouvette au cours de l'essai de part l'éclairage indispensable aux prises de vues. La figure 4.1 illustre le dispositif d'essais.

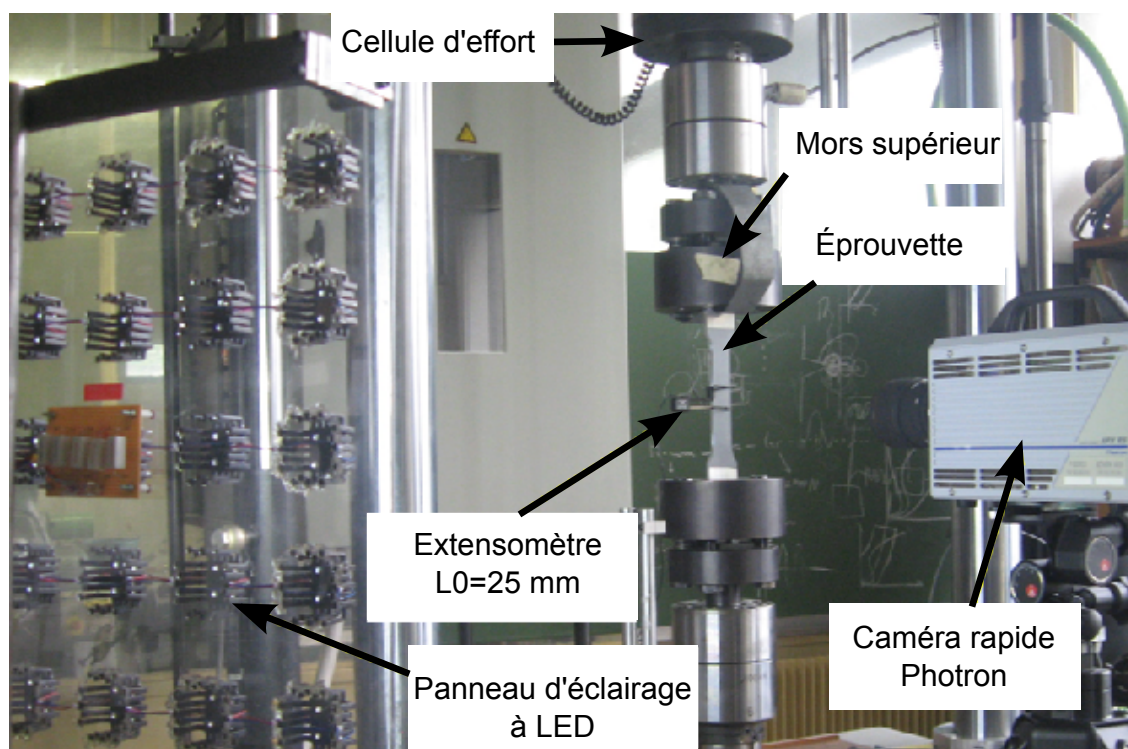


FIGURE 4.1 – Dispositif expérimental pour les essais de fatigue avec prise d'images numériques et éclairage par LED

4.3 Comportement mécanique cyclique des joints soudés par FSW

On cherche dans cette partie à déterminer le comportement mécanique cyclique des joints soudés par FSW. La déformation globale a été mesurée à l'aide d'un extensomètre à couteaux ($L_0=25\text{ mm}$, allongement $\pm 2.5\text{ mm}$). Afin de déterminer le comportement mécanique cyclique local dans chaque zone constituant les joints FSW, la corrélation d'images numériques a été utilisée sur cette zone de l'éprouvette. Ainsi, la déformation locale a été mesurée dans chaque zone.

Comme il a été montré dans le chapitre 3, en raison des hétérogénéités de microstructure, les soudures FSW présentent, sous chargement monotone quasi-statique, des comportements mécaniques très hétérogènes dans chacune des zones les constituant (les ZATs, les ZATMs et le noyau). Afin de mettre en évidence ces hétérogénéités dans le régime cyclique, la même démarche développée dans le cas des essais de traction monotone quasi-statique a été adaptée aux essais de fatigue. La corrélation d'images numériques a été utilisée pour identifier les comportements cycliques locaux dans chaque zone des joints. À l'aide des mesures de déformations locales par la corrélation d'images, les courbes d'écrouissage cyclique locales ($\sigma_{\text{nominale}} - \epsilon_{\text{locale}}$), dans chaque zone, ont ainsi été déterminées en considérant la contrainte nominale appliquée sur l'éprouvette. Si l'on veut caractériser le comportement cyclique local dans chaque zone du joint au sens ($\sigma_{\text{locale}} - \epsilon_{\text{locale}}$), une simulation par la méthode des éléments finis avec une méthode inverse s'impose puisque les contraintes locales ne peuvent pas être mesurées expérimentalement. Par manque de temps, cela n'a pas été traité dans le cadre de cette étude. Enfin ces essais permettent de définir, pour chaque soudure, les zones critiques à l'amorçage de fissure de fatigue.

4.3.1 Démarche expérimentale

Compte-tenu de la durée des essais et de l'impossibilité de stocker le film d'un essai complet, la démarche expérimentale mise en place consiste à effectuer des enregistrements discontinus des données. Dans un premier temps, les images (3000 images) sont stockées dans la mémoire vive de la caméra puis transférées vers le disque dur d'un ordinateur d'acquisition relié à cette caméra. La première séquence de mise sous chargement est entièrement enregistrée puis, une fois le régime stationnaire établi, l'acquisition a été réduite en des séquences de 10 cycles séparées en moyenne de 3000 cycles. Pour les paramètres de caméra choisis (objectif, temps d'obturation, ouverture du diaphragme), le nombre maximum d'images enregistrées pour chaque séquence est de 3000 images. En utilisant la fréquence d'acquisition de

125 Hz, le temps maximum d'enregistrement est de 24 secondes. Le déclenchement de la caméra est assuré par un signal TTL (0-5 V). La figure 4.2 illustre le schéma de synchronisation et l'acquisition des données (images, force, déformation, ...) lors des essais de fatigue.

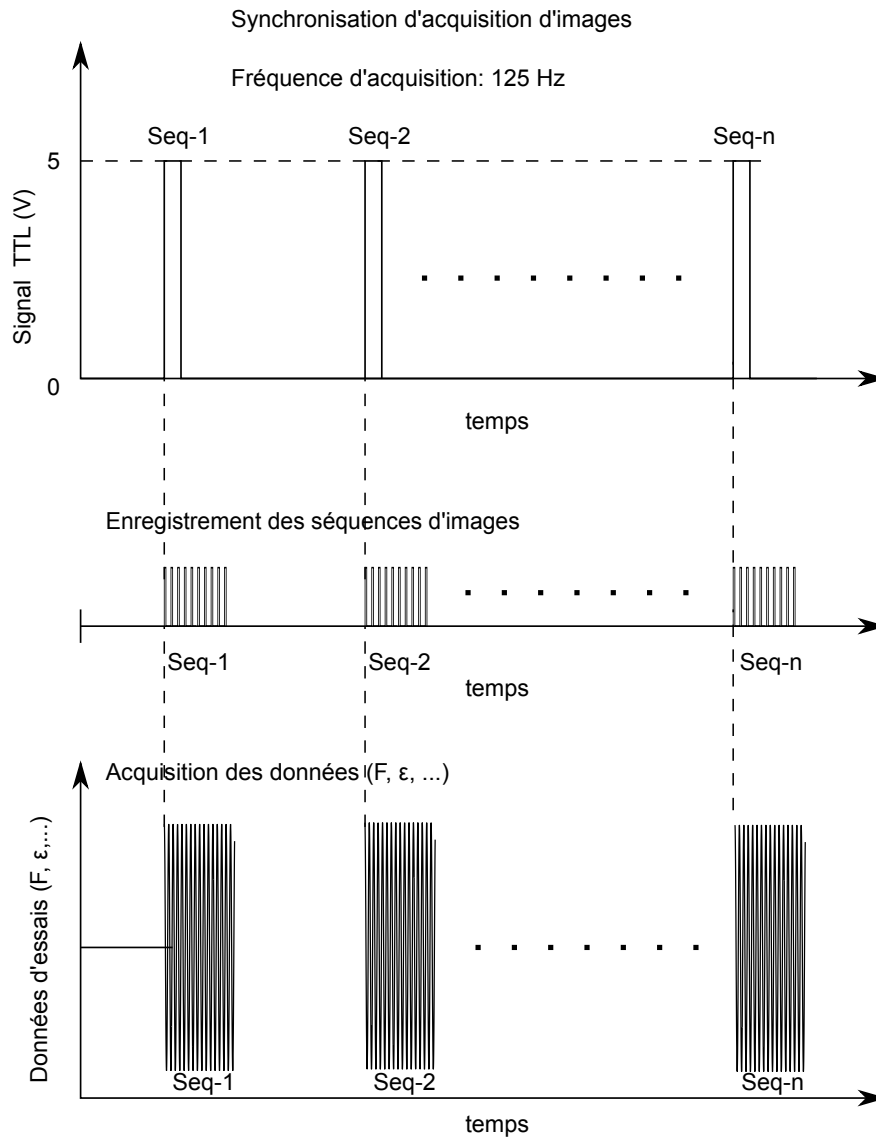


FIGURE 4.2 – Schéma d'acquisition des images lors des essais de fatigue

Les différentes zones constituant les joints FSW ont été définies selon la démarche présentée dans le chapitre 3 (figure 3.16). Les dimensions de chaque zone ont été définies à partir de la microstructure des joints observée à une profondeur qui correspond à la surface des éprouvettes vue par la caméra. On rappelle que les éprouvettes de 3 mm d'épaisseur ont été prélevées à mi-épaisseur des plaques soudées.

4.3.2 Résistance en fatigue des joints soudés par FSW - essais sur éprouvettes lisses

La figure 4.3 représente les résultats d'essais sur les éprouvettes FPE20A. Les résultats obtenus permettent de tracer une droite de Henry pour une durée de vie visée entre 10^4 et 10^5 cycles.

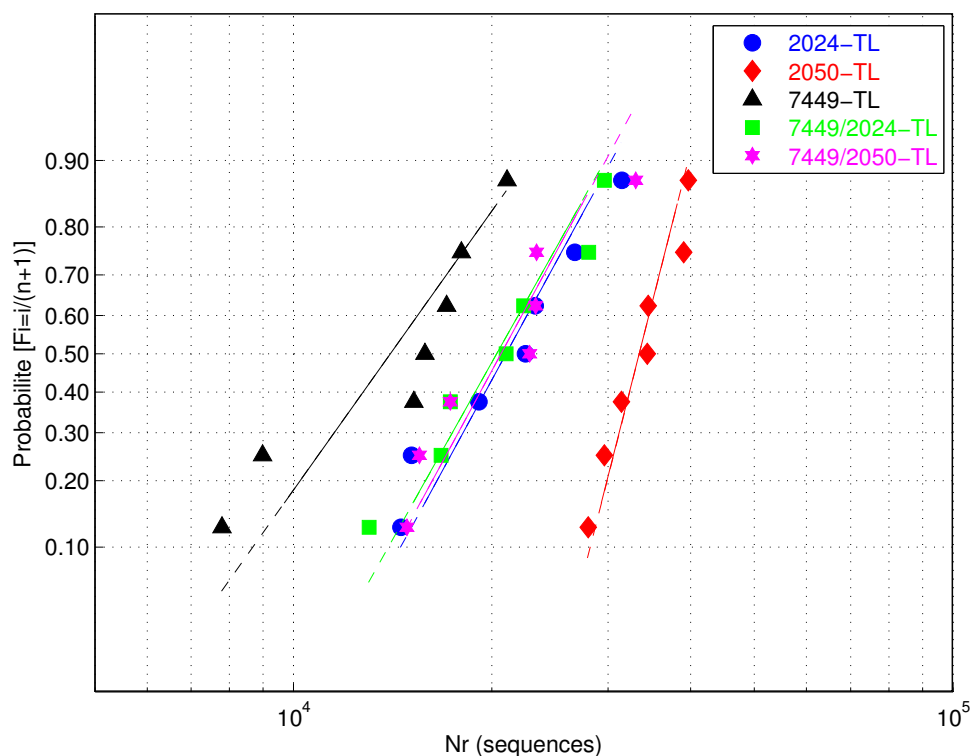


FIGURE 4.3 – Droite de Henry en traction ($R=0,1$) sur les éprouvettes lisses ($K_t=1,036$) à une contrainte nominale maximale nette de 420 MPa

Le tableau 4.1 récapitule les résultats d'essais sur les éprouvettes lisses FPE20A en termes de paramètres statistiques (médiane et écart-type) ainsi que les durées de vie équivalentes en nombre de cycles à 16%, 50% et 84% de probabilité de rupture.

Joint FSW	Paramètres statistiques				Équivalence en nombre de cycles		
	$\log_{10}(Nr)_{med}$	s(en $\log_{10}(Nr)$)	$(\log_{10}(Nr))_{med} - s$	$(\log_{10}(Nr))_{med} + s$	$(Nr)_{(16\%)}$	$(Nr)_{(50\%)}$	$(Nr)_{(84\%)}$
2024-T351	4,3239	0,12397	4,2	4,4479	15848	21083	28048
2050-T851	4,5259	0,057668	4,4682	4,5835	29389	33562	38328
7449-T79	4,1483	0,16168	3,9866	4,31	9696	14070	20416
7449/2024	4,3095	0,12756	4,182	4,4371	15204	20395	27358
7449/2050	4,3164	0,12303	4,1934	4,4395	15610	20722	27508

TABLE 4.1 – Tableau récapitulatif des paramètres statistiques et de la durée de vie des joints soudés testés en traction-traction ($R=0,1$) à 420 MPa

On remarque à partir de ces résultats, qu'à ce niveau de contrainte ($\sigma_{nom,max} = 420$ MPa, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 189$ MPa, $R=0,1$) le joint soudé en alliage 2050-T851 présente nettement la meilleure durée de vie médiane en fatigue avec une dispersion minimale (écart-type minimum) suivi du joint soudé en alliage 2024-T351 puis enfin, le joint en alliage 7449-T79. On remarque également que, pour les soudures dissemblables, les durées de vie sont comprises entre celles des soudures semblables des deux alliages les constituant.

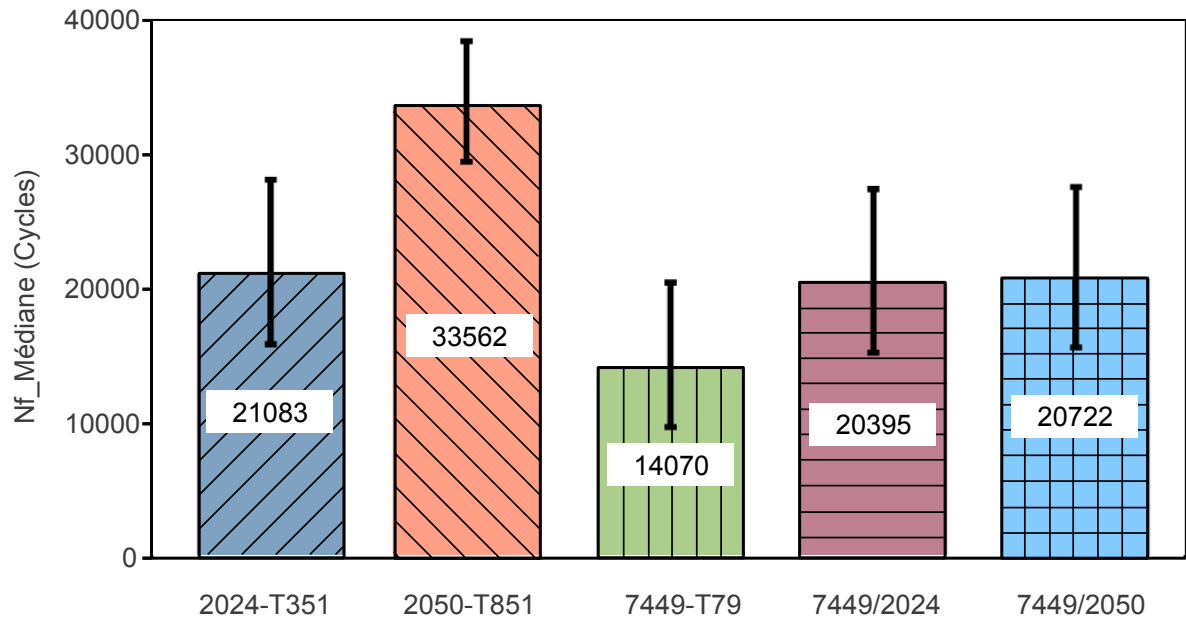


FIGURE 4.4 – Durée de vie médiane des joints soudés par FSW et écart-type associé

On remarque sur la figure 4.3 que deux populations d'éprouvettes se distinguent seulement pour le joint soudé en alliage 7449-T79. Cela pourrait a priori s'expliquer par l'existence de deux mécanismes de rupture. Cependant l'observation des faciès de rupture n'a pas permis de distinguer des mécanismes d'amorçage différents entre ces deux populations d'éprouvettes. Nous y revenons dans la section 4.3.5.2.

La figure 4.4 illustre la durée de vie médiane et l'écart-type associé pour chacune des soudures testées.

4.3.3 Comportement cyclique global des joints soudés par FSW

La figure 4.5 illustre l'évolution de la contrainte nominale appliquée lors des essais d'érouissage cyclique sur les éprouvettes lisses. Les données ont été enregistrées par séquences d'environ 300 cycles séparées d'un pas moyen de 3000 cycles. Le nombre de cycles au début de chaque séquence est noté pour repérer chaque séquence.

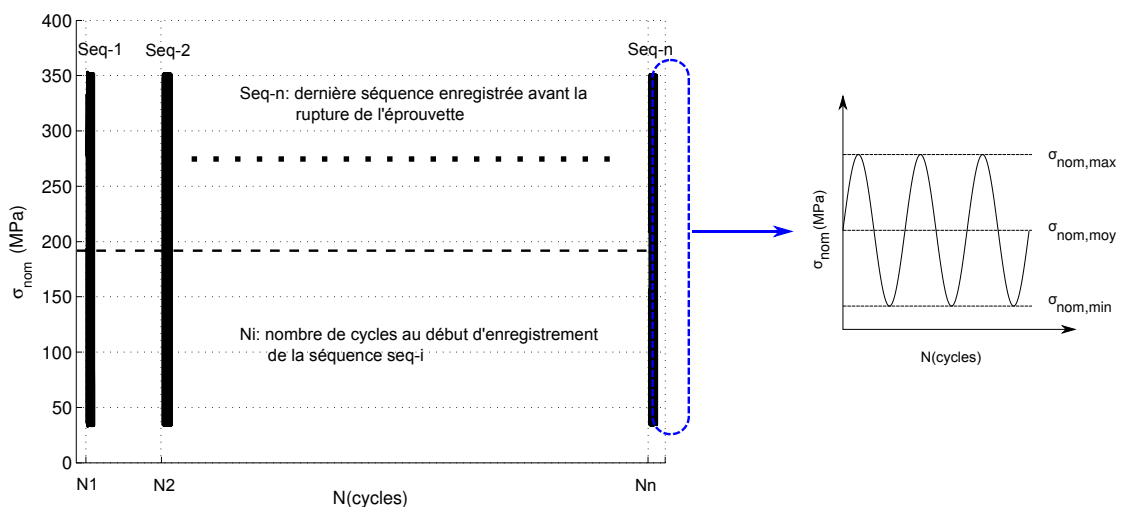


FIGURE 4.5 – Évolution de la contrainte nominale au cours des essais d'érouissage cyclique sur les joints FSW

La contrainte nominale maximale, la contrainte moyenne ainsi que l'amplitude de la contrainte appliquée sont respectivement de 420 MPa, de 231 MPa et de 189 MPa. Le rapport de charge $R=0,1$.

4.3.3.1 Courbes d'érouissage cyclique des joints soudés par FSW

La figure 4.6 illustre les boucles d'hystérésis macroscopique ($\sigma_{nom} - \epsilon_{glob}$) du joint soudé en alliage 2050-T851 lors d'un essai cyclique. La partie (1) de la courbe correspond au temps nécessaire à la machine d'essai pour atteindre la consigne du chargement imposé. La fréquence du chargement étant de 10 Hz, l'asservissement de la machine servo-hydraulique nécessite quelques cycles (en moyenne 3 cycles) pour atteindre parfaitement la consigne (partie 1 de la courbe représentée sur la figure 4.6). Il est important de préciser que pour les essais réalisés, le réglage du correcteur PID du système d'asservissement est choisi de manière à éviter le dépassement du chargement maximal imposé (350 MPa) afin d'éviter l'introduction d'une déformation plastique supplémentaire.

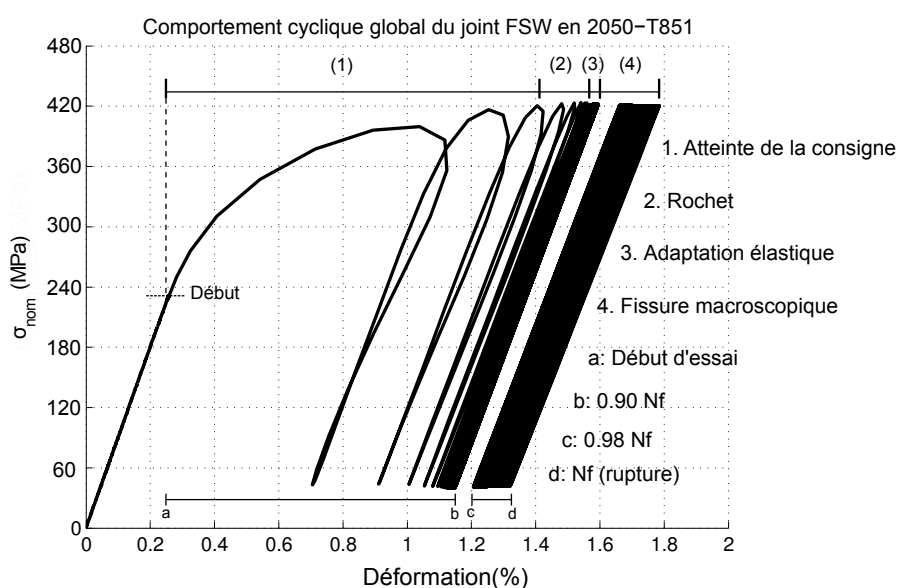


FIGURE 4.6 – Cycles d'hystérésis ($\sigma_{nom} - \epsilon_{glob}$) lors d'un essai de fatigue ($R=0,1$) sur le joint soudé en alliage 2050-T851

L'ensemble des joints soudés étudiés présente les mêmes phénomènes sous chargement cyclique imposé. Pour illustrer les différentes phases, on prendra comme exemple le cas de la soudure semblable en alliage 2050-T851 (4.6), les résultats obtenus sur les autres soudures sont présentés dans l'annexe .3. On remarque que le comportement mécanique cyclique du joint soudé en alliage 2050-T851 présente un effet rochet (partie 2 de la courbe) avant l'adaptation élastique (partie 3 de la courbe) jusqu'à environ 90% de la durée de vie totale. À 98% de la durée de vie, on remarque une dérive (augmentation rapide) de la déformation moyenne et de l'amplitude de la déformation. Cette phase correspond à l'amorçage de fissure macroscopique détectable par l'extensomètre avant la rupture finale de l'éprouvette (figures 4.7 et 4.8).

Cela signifie que la durée de vie de ces joints soudés est principalement gouvernée par l'amorçage de fissure (98% Nf). La phase de propagation de la fissure macroscopique ne représente que 2% de la durée de vie totale. Cette phase de propagation ne sera pas prise en compte ultérieurement dans la présentation des résultats en termes de durée de vie.

4.3.3.2 Évolution de la déformation totale en cours d'essais

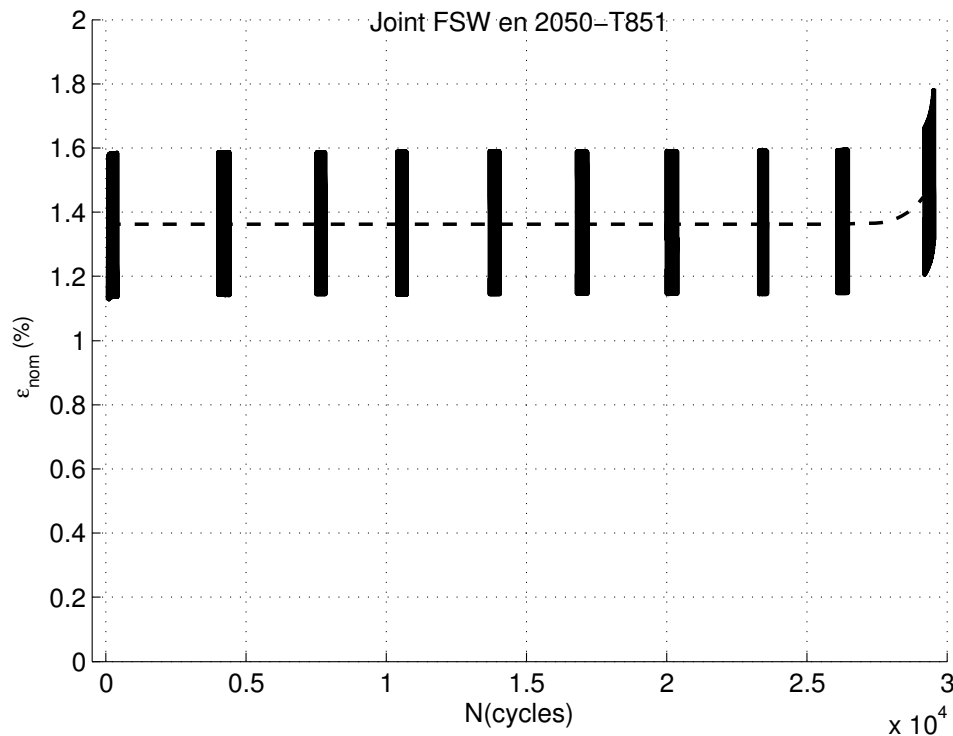


FIGURE 4.7 – Évolution de la déformation nominale (mesure par extensomètre) lors des essais de fatigue ($R=0,1$) sur les joints soudés par FSW

La figure 4.7 montre l'évolution de la déformation, mesurée par l'extensomètre, pour chaque séquence enregistrée au cours d'un essai d'écrouissage cyclique sur le joint soudé en alliage 2050-T851. Comme illustré sur la figure 4.8, la déformation évolue autour d'une valeur moyenne de 1,34% avec une amplitude de 0,23%. On remarque qu'à partir d'une dizaine de cycles, la déformation se stabilise jusqu'à l'apparition d'une fissure macroscopique. La déformation maximale sur ce joint est de l'ordre de 1,6%. Les mêmes allures d'évolutions ont été observées sur le joint semblable en alliage 7449-T79 et sur le joint dissemblable en alliage 7449/2050-T851.

4.3.3.3 Évolution de la déformation moyenne et de l'amplitude de déformation au cours des essais de fatigue

La figure 4.8 montre l'évolution du niveau de la déformation moyenne et de l'amplitude de déformation au cours des essais de fatigue sur les joints semblables en alliage 2050-T851 (figure 4.8-a) et en alliage 7449-T79 (figure 4.8-b) ainsi que le joint dissemblable constitué de ces deux derniers alliages (figure 4.8-c). Comme cela a déjà été dit, on remarque que la déformation moyenne évolue légèrement au début de la première séquence (les trois premiers cycles) après avoir atteint la consigne du chargement. Cela se traduit par le phénomène du rochet observé en début d'essai. On note que ce phénomène est assez prononcé dans le cas de la soudure dissemblable, moins prononcé dans le cas de la soudure semblable en alliage 7449-T79 et très faible dans le cas de la soudure semblable en alliage 2050-T851. Ensuite, le niveau de la déformation moyenne atteint une valeur stable jusqu'au stade final de la durée de vie où une augmentation rapide est enregistrée associée à l'amorçage et à la propagation d'une fissure macroscopique. L'amplitude de la déformation quant à elle, reste relativement constante durant l'essai et dérive, également, après l'amorçage de fissure.

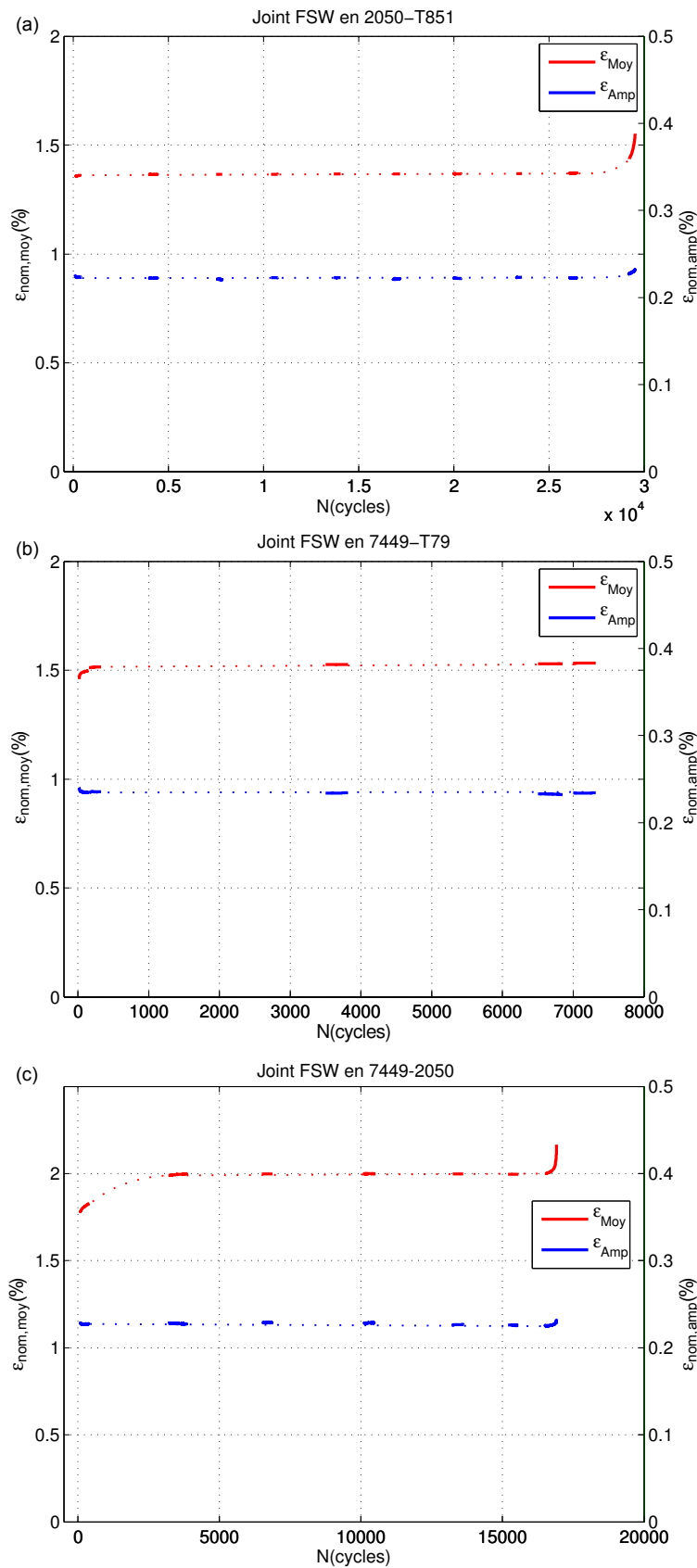


FIGURE 4.8 – Évolution du niveau de la déformation moyenne et de l'amplitude de déformation à $R=0,1$, $\sigma_{\text{nom,max}} = 420$ MPa au cours des essais de fatigue sur les joints soudés (a) joint en alliage 2050-T851, (b) joint en alliage 7449-T79 et (c) joint dissimblable en alliage 7449-T79/2050-T851

4.3.3.4 Évolution de l'amplitude de la déformation plastique au cours des essais de fatigue

La figure 4.9 montre l'évolution de l'amplitude de la déformation plastique au cours des essais cyclique sur les joints soudés. La déformation plastique lors de la première montée au chargement maximal est de 0,6% pour le joint semblable en alliage 2050-T851, de 1,1% pour le joint en alliage 7449-T79 et de 1% pour le joint dissemblable formé de ces deux alliages. Sous chargement cyclique, la déformation plastique apparaît au cours des premiers cycles puis devient très faible au cours de l'essai. Après avoir atteint la consigne du chargement, la déformation plastique reste importante lors des quelques premiers cycles. Ensuite elle devient très faible de l'ordre de la précision de l'extensomètre Instron de type 2620-602 (soit de 10^{-5} à 10^{-6}). Cela confirme l'adaptation élastique observée au cours des essais. Au cours de la phase finale de l'essai, la déformation plastique réapparaît et augmente jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette. Cela est dû à l'apparition d'une fissure macroscopique et à sa propagation.

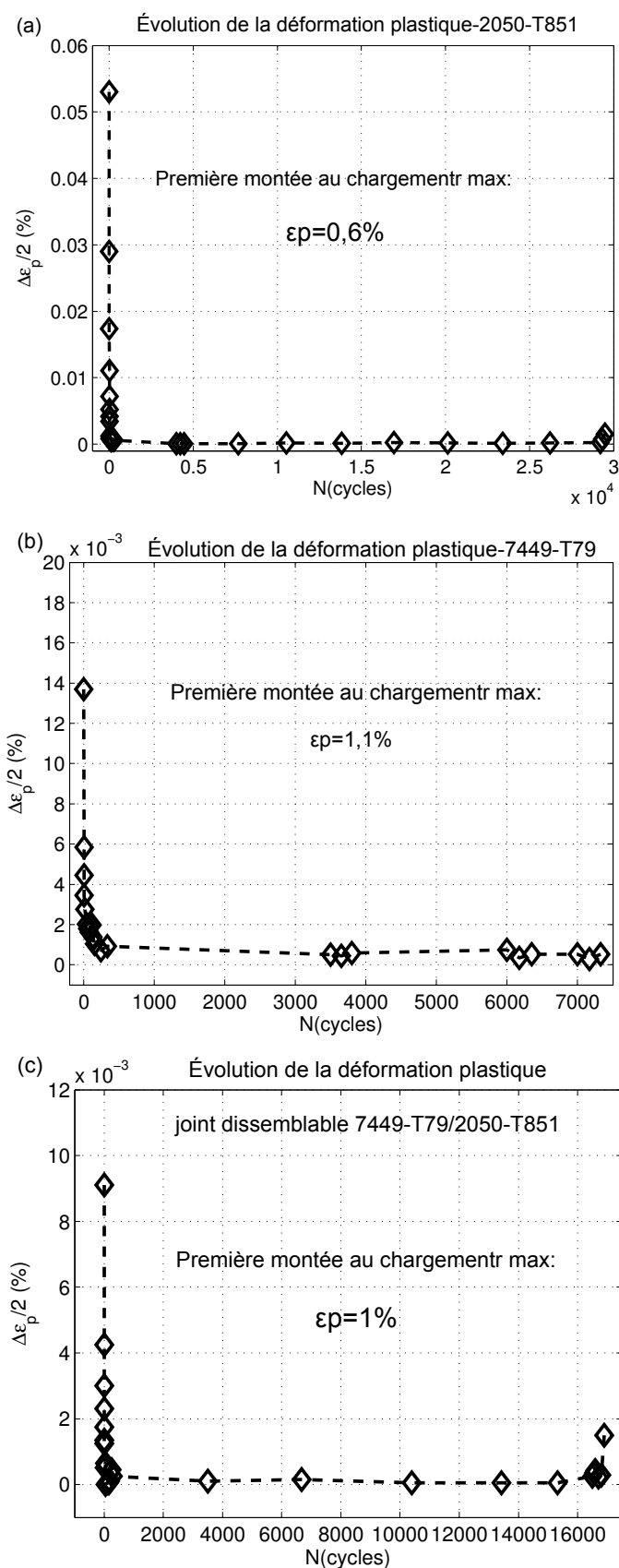


FIGURE 4.9 – Évolution de l'amplitude de la déformation plastique à $R=0.1$, $\sigma_{nom,max} = 420$ MPa au cours des essais de fatigue sur les joints soudés par FSW : (a) joint en alliage 2050-T851 (b) joint en alliage 7449-T79 et (c) joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851

La déformation plastique à la montée au chargement maximum considérée est illustrée sur la figure 4.10. Elle correspond à la phase de traction monotone (ou écrouissage) jusqu'à atteindre la consigne du chargement maximum imposé.

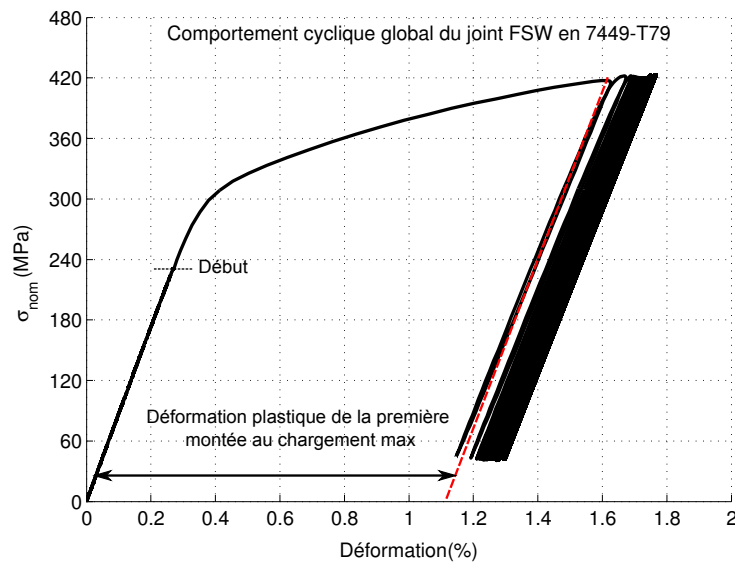


FIGURE 4.10 – Illustration de la déformation plastique lors de la première montée au chargement maximum imposé

Synthèse : On retient de cette partie que le comportement mécanique cyclique global des trois configurations de soudage FSW testées présente des phénomènes identiques lors des essais d'écrouissage cyclique, à savoir : le rochet au début d'essai suivi d'une adaptation élastique après 5 à 10 cycles. Le rochet observé au début d'essai est plus prononcé dans le cas du joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851 que pour les joints semblables en 7449-T79 et en 2050-T851. À 95% de la durée de vie, le niveau de la déformation moyenne augmente rapidement à cause de l'apparition d'une fissure macroscopique dans le matériau. La phase de propagation de la fissure représente moins de 5% de la durée de vie totale des joints soudés testés.

D'autre part, on note que pour le même chargement imposé sur les différents joints soudés, les niveaux de déformation moyenne ainsi que l'amplitude de déformation sont différents pour chaque configuration de soudage. Le tableau 4.2 récapitule les niveaux de déformation moyenne et l'amplitude de déformation pour les trois soudures. On remarque que la déformation moyenne est maximale pour le joint dissemblable 7449-T79/2050-T851 suivi du joint semblable en alliage 7449-T79 et elle est minimale pour le joint semblable en alliage 2050-T851. Les valeurs de l'amplitude de déformation sont assez voisines pour les trois configurations de soudage.

Soudure FSW	2050-T851	7449-T79	7449-T79/2050-T851
$\varepsilon_{moy}(\%)$	1,34	1,52	2
$\frac{\Delta\varepsilon_{tot}}{2}(\%)$	0,23	0,24	0,22

TABLE 4.2 – Moyennes et amplitudes, dans l'état stabilisé, de déformation cyclique des joints soudés par FSW

Nota :

Dans cette partie, les premiers cycles n'ont pas été considérés comme significatifs du point de vue du rochet car ils correspondent à la durée nécessaire à l'asservissement de la machine d'essai pour atteindre la consigne d'amplitude du chargement imposé. Cependant ils n'ont pas été supprimés puisqu'ils représentent des données réelles et expliquent l'allure des courbes au début des essais.

4.3.4 Comportement mécanique cyclique local des joints soudés par FSW

Le comportement mécanique cyclique local des joints étudiés est défini à l'aide de la mesure, par la corrélation d'images numériques, du champ des déformations locales dans chaque zone du joint. Ainsi, les boucles d'hystérésis contrainte nominale globale - déformation locale ont été définies. Chaque zone a été définie sur la face de l'éprouvette observée par la caméra. On considère ici, la déformation moyennée par zone (ZAT-AS, noyau, ZATM-RS et ZAT-RS), voir figure 4.11. Les différentes zones ont été définies à partir de la microstructure de chaque soudure étudiée avec le même principe que pour les éprouvettes de traction monotone comme illustré au chapitre 3.

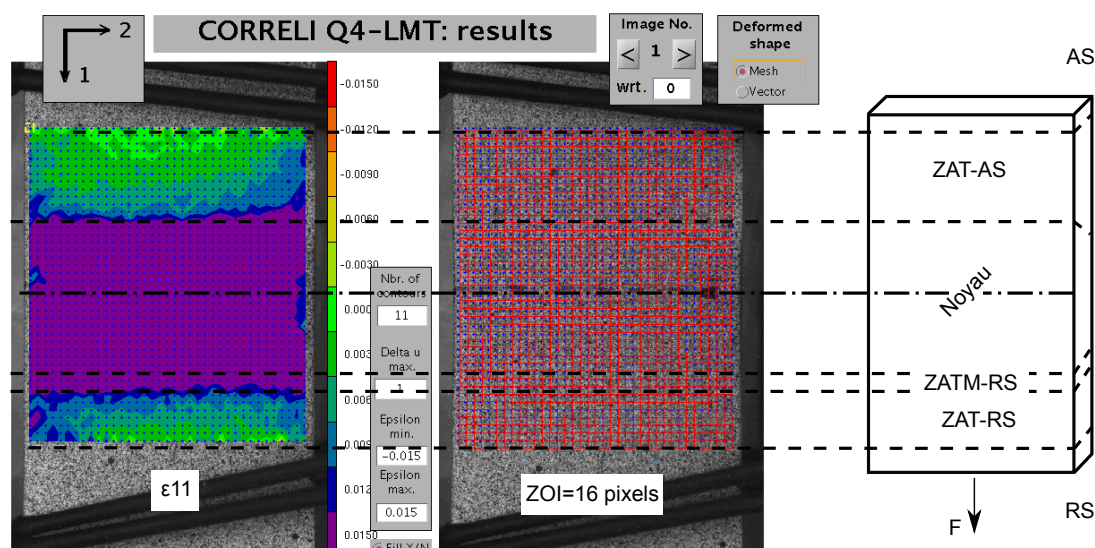


FIGURE 4.11 – Champ de déformation dans la direction de traction (ϵ_{11}) au cours d'un essai de fatigue sur le joint soudé en alliage 2050-T851, définition des différentes zones constituant le joint soudé

Nous précisons que le système optique utilisé lors des essais de traction monotone quasi-statique permettant d'observer simultanément deux surfaces perpendiculaires de l'éprouvette n'a pas été adapté aux essais de fatigue à cause des vibrations introduites par la sollicitation cyclique rapide (10 Hz).

4.3.4.1 Comportement cyclique local du joint en 2050-T851

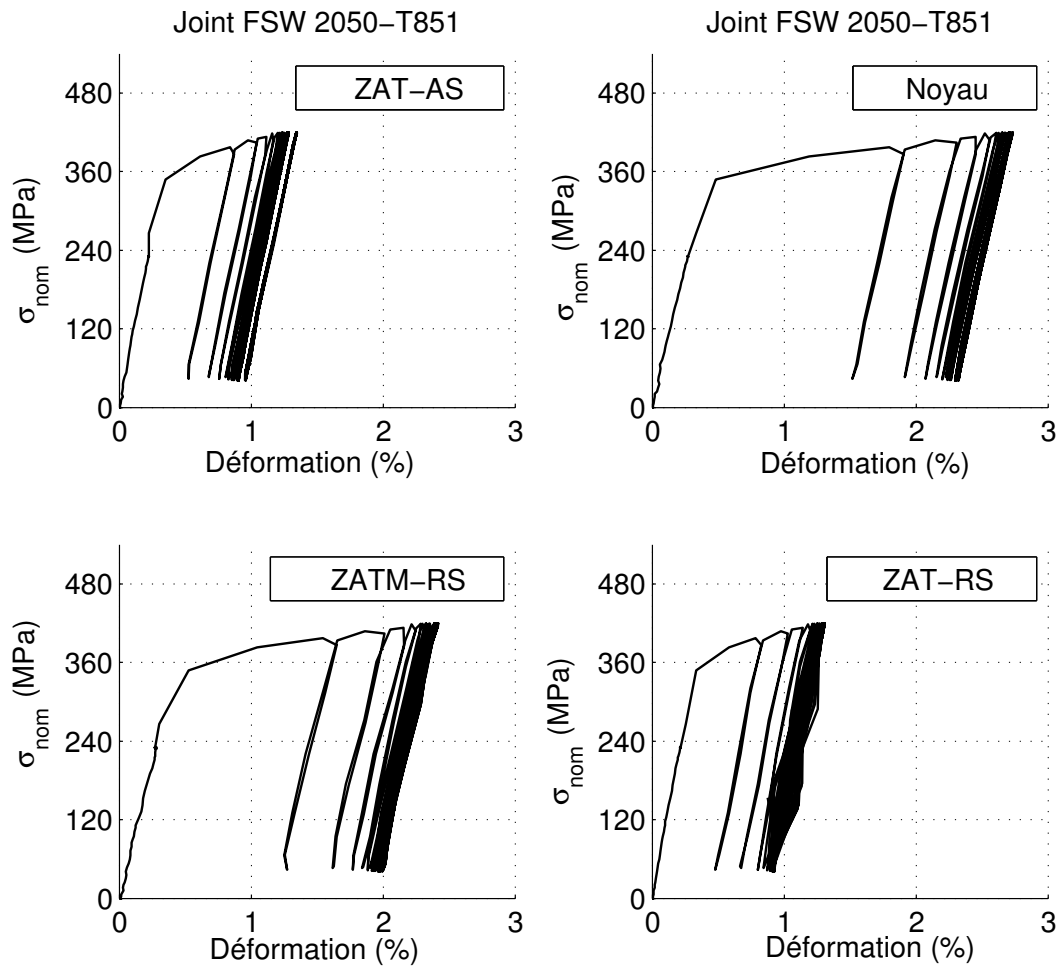


FIGURE 4.12 – Boucles contrainte nominale/déformation locale, dans chaque zone, du joint soudé en alliage 2050-T851. L'incertitude de calcul de la déformation est de l'ordre de $3 \cdot 10^{-4}$.

La figure 4.12 illustre le comportement mécanique cyclique dans chacune des zones constituant le joint soudé en alliage 2050-T851 : ZAT-AS, noyau, ZATM-RS et la ZAT-RS. Comme dans le cas du comportement global, les différentes zones présentent un rochet au début de l'essai avant l'adaptation élastique. La figure 4.13 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 2050-T851, 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 atteinte 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.

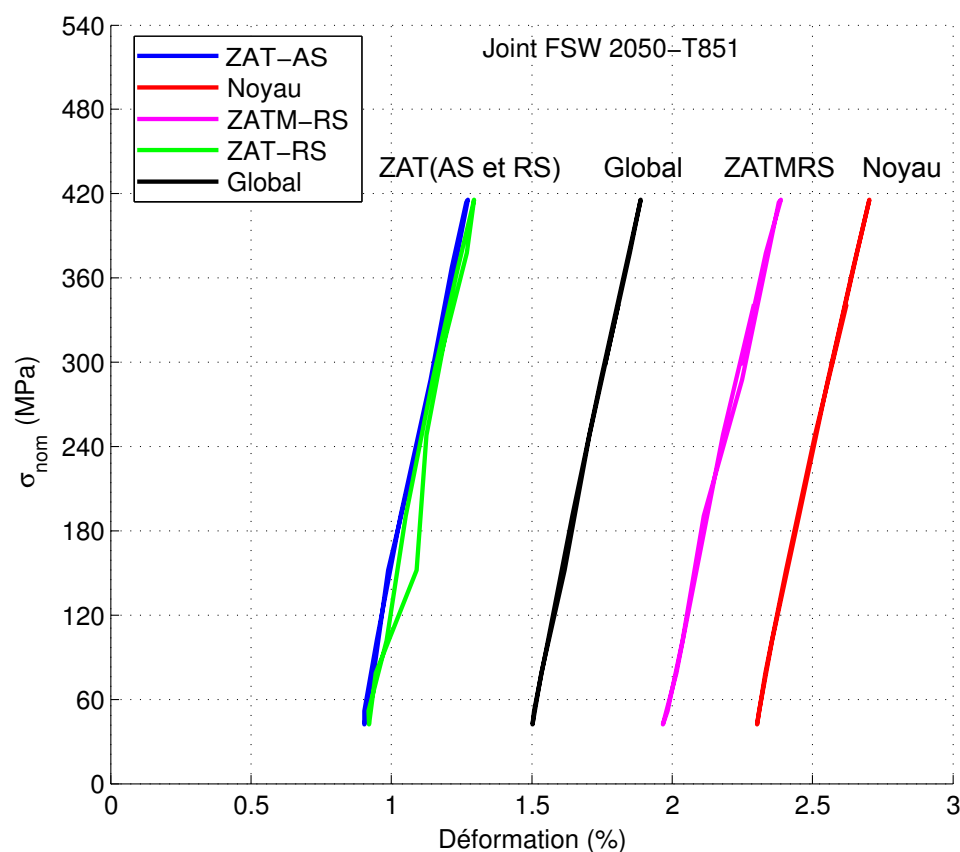


FIGURE 4.13 – Boucles contrainte nominale/déformation locale, dans chaque zone, à 50% de la durée de vie totale soit $N_f/2=15000$ cycles. L'incertitude de calcul de la déformation est de l'ordre de $3 \cdot 10^{-4}$.

Évolution de la déformation moyenne et de l'amplitude de la déformation

Les zones constituant les joints soudés présentent différents niveaux de déformation moyenne et d'amplitude de déformation. Afin de mettre en évidence ces hétérogénéités de comportement cyclique le long de l'axe longitudinal des éprouvettes soudées, nous avons considéré la moyenne spatiale de la déformation selon la largeur de l'éprouvette (figure 4.11). La déformation moyenne et l'amplitude de déformation par cycle ont été calculées pour chaque cycle au cours de l'essai. Le champ de déformation mesuré sur la face de l'éprouvette est moyenné selon l'axe (Y) perpendiculaire à l'axe de traction (X) de façon à ramener le problème 2D en un problème 1D. En première approximation, on suppose que la déformation ϵ_{xx} est homogène par zone et le long de l'axe Y pour chaque ligne $x(i)$ fixée. Ceci n'est pas exactement le cas à cause des effets de bords (qui sont négligés) mais cette approximation permet cependant d'avoir des tendances.

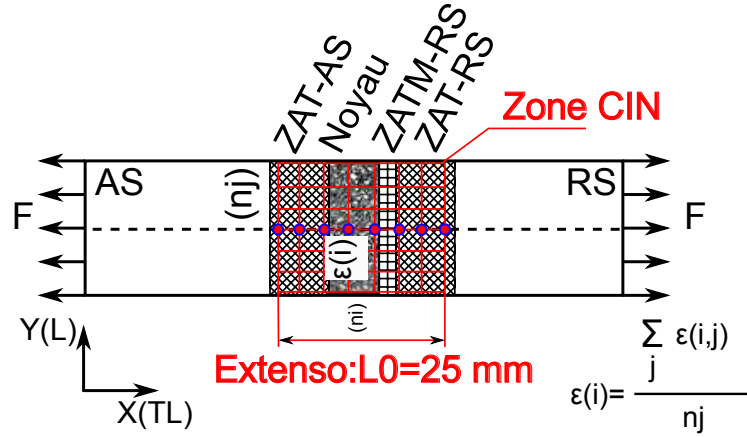


FIGURE 4.14 – Schéma de principe de la transformation du champ de déformation 2D en un champ 1D pour le traitement des données de corrélation d'images

On note n_i le nombre de zones d'intérêt (ZOI) dans la direction de traction (X) et n_j le nombre de ZOI dans la direction Y. Pour chaque terme ε_{kl} du tenseur de déformation accessible par corrélation d'images, la déformation moyennée $\langle \varepsilon_{kl} \rangle$ en chaque point d'abscisse x_i est calculée, en négligeant les effets de bord, selon l'équation 4.1 où t désigne le temps :

$$\langle \varepsilon_{kl}(i, t) \rangle = \frac{\sum_j \varepsilon_{kl}(i, j, t)}{n_j} \quad (4.1)$$

La taille des zones d'intérêt est de 16 pixels (0,556 mm). L'incertitude du calcul de déformation [60, 61, 6] est de l'ordre de 3.10^{-4} .

4.3.4.2 Évolution de la déformation au cours de l'essai le long du joint 2050-T851

La figure 4.16 montre l'évolution, au cours des premiers cycles d'essai de fatigue, de la déformation moyennée $\langle \varepsilon_{11} \rangle$ le long de l'axe longitudinal d'une éprouvette prélevée dans le joint soudé 2050-T851. On remarque que la déformation $\langle \varepsilon_{11} \rangle$ est maximale, de l'ordre de 3%, dans le noyau (4 mm (côté RS) à -4 mm (côté AS)) des deux côtés du centre du joint. La déformation $\langle \varepsilon_{11} \rangle$ diminue dans la ZATM-RS et reste de l'ordre de 2,2%. À travers la ZAT, le profil de la déformation $\langle \varepsilon_{11} \rangle$ diminue des deux côtés du noyau pour atteindre une valeur faible, de l'ordre de 0,2%, dans le matériau de base. Il est intéressant de noter que la déformation est plus élevée (localisée) du côté AS du noyau que du côté RS. Le gradient de déformation entre le côté AS et le côté RS s'explique par le gradient de la microstructure entre ces deux côtés de la soudure. La frontière du noyau du côté AS est très franche alors que du côté RS, la transition de la microstructure fine recristallisée du noyau vers la structure des grains thermomécaniquement déformés (dans la ZATM) est moins évidente (voir figure 4.15).

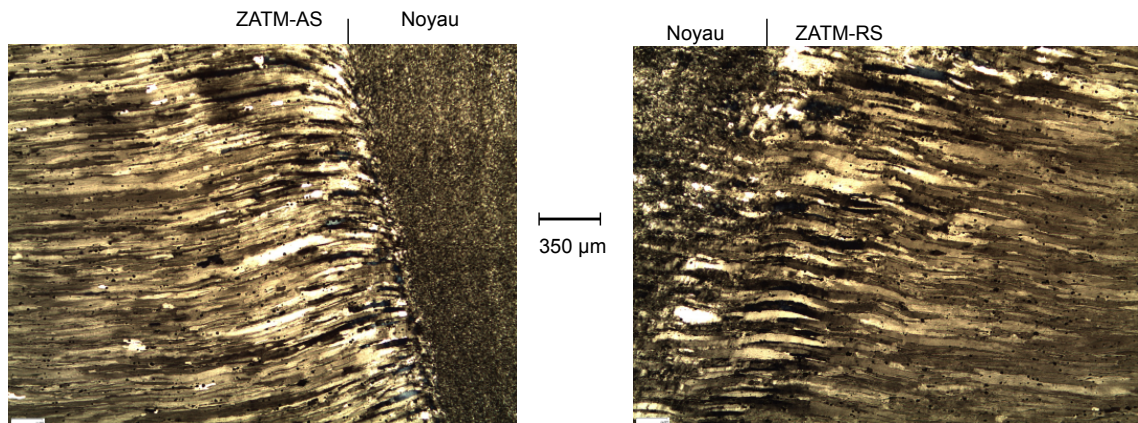


FIGURE 4.15 – Gradient de microstructure entre le noyau et les zones affectées thermomécaniquement du joint soudé en alliage 7449-T79

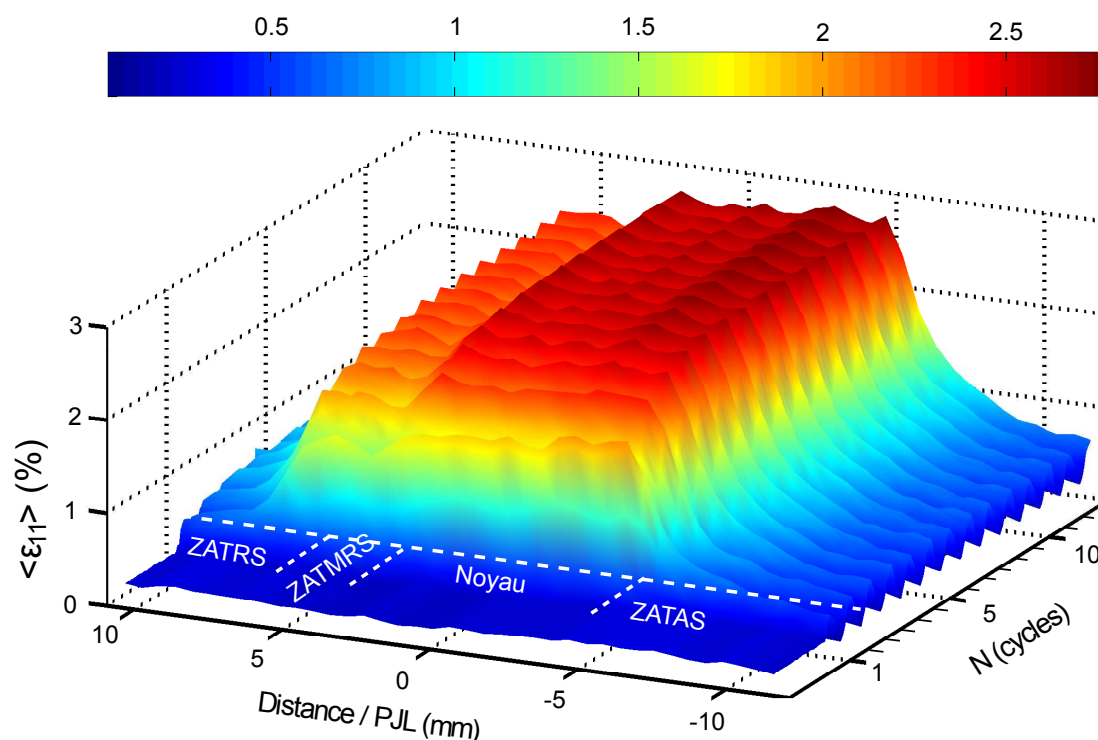


FIGURE 4.16 – Évolution de la déformation $\langle \epsilon_{11}(t) \rangle$ lors d'un essai de fatigue sur le joint en alliage 2050-T851. L'incertitude de calcul de la déformation est de l'ordre de 3.10^{-4} .

4.3.4.3 Évolution de la déformation moyenne et de l'amplitude de la déformation pour le joint 2050-T851

La figure 4.17-(a) montre l'évolution, lors d'un essai de fatigue, de la déformation $\langle \epsilon_{11} \rangle$ à travers les différentes zones constituant le joint FSW en alliage 2050-T851. On remarque que la moyenne par cycle de la déformation $\langle \epsilon_{11} \rangle$ augmente, en début d'essai jusqu'à atteindre un profil stable après quelques cycles (5 cycles). Pour le joint soudé en alliage 2050-T851 la déformation moyenne maximale est enregistrée dans le noyau. Elle décroît à travers la ZAT pour atteindre une valeur stable à partir d'une distance de l'ordre de 10 mm des deux côtés (AS et RS).

La figure 4.17-(b) représente le profil de l'amplitude de la déformation $\langle \epsilon_{11} \rangle$ à travers le joint FSW. On remarque que, lors des trois premiers cycles, l'amplitude de déformation est hétérogène à travers le joint en alliage 2050-T851. Elle est plus importante dans le noyau. Après le troisième cycle, l'amplitude de déformation atteint un niveau stable de 0,2%. Si on compare les profils de la déformation moyenne et de l'amplitude avec le profil de la microdureté on remarque que la zone qui présente le minimum de microdureté (noyau) est la zone où les valeurs de la déformation moyenne et de l'amplitude sont maximales. L'incertitude de calcul de la déformation est de l'ordre de 3.10^{-4} . Les mesures sont donc significatives.

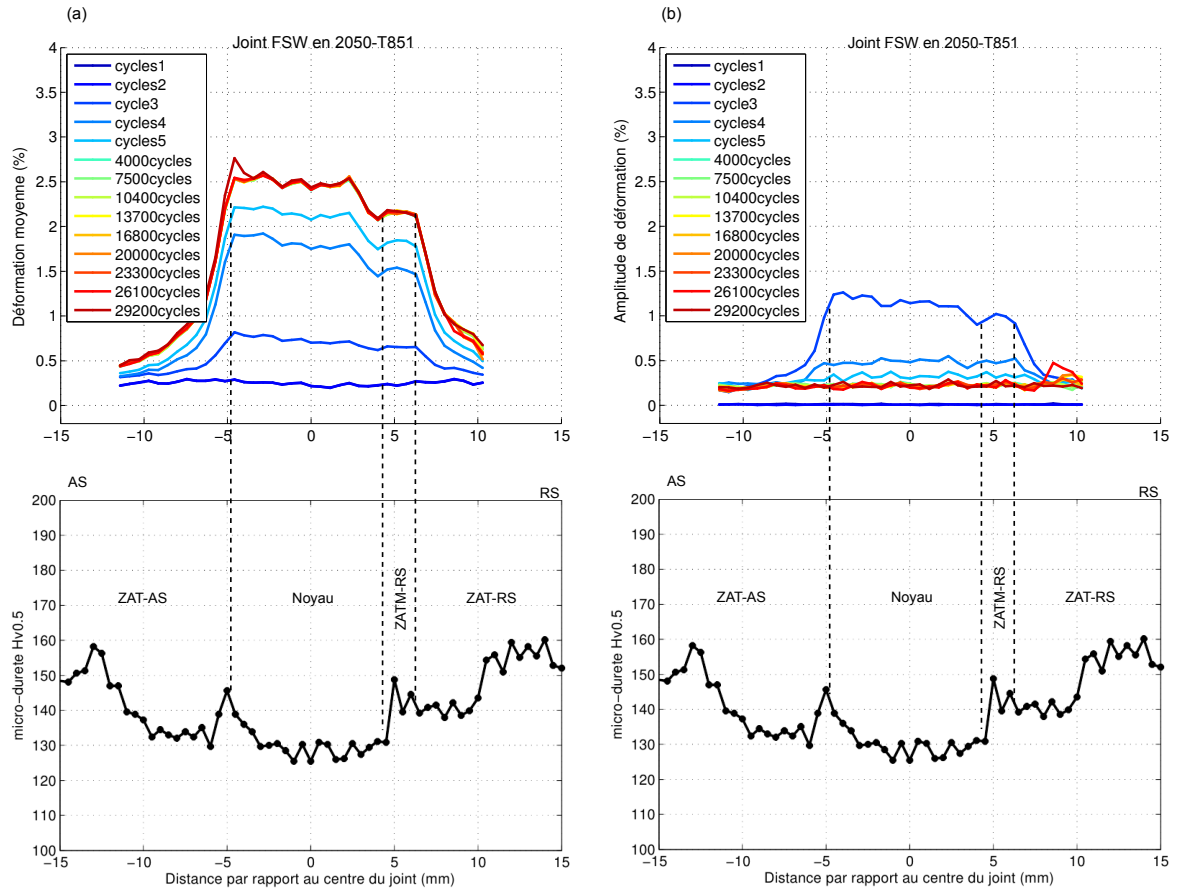


FIGURE 4.17 – Évolution de la déformation :(a) moyenne de $\langle \epsilon_{11} \rangle$ et (b) de l'amplitude de $\langle \epsilon_{11} \rangle$ le long du joint soudé en alliage 2050-T851 au cours d'un essai de fatigue en traction ($R=0,1$, $\sigma_{nom,max} = 420$ MPa) à 10 Hz. L'incertitude de calcul de la déformation est de l'ordre de 3.10^{-4} .

4.3.4.4 Comportement cyclique local du joint en 7449-T79

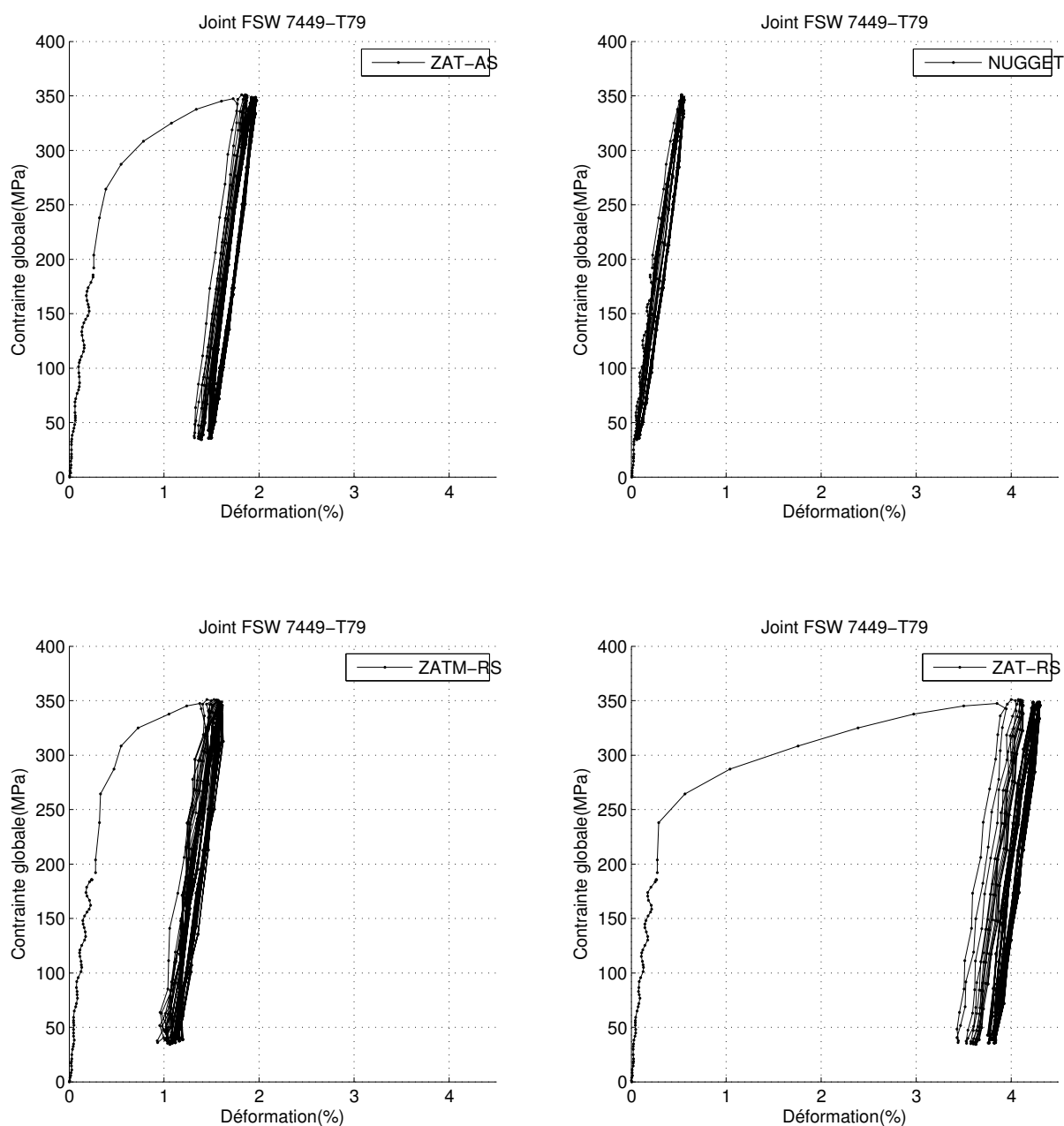


FIGURE 4.18 – Boucles d’hystérésis “locales”, dans chaque zone, du joint soudé en alliage 7449-T79. L’incertitude de calcul de la déformation est de l’ordre de 3.10^{-4} .

La figure 4.18 illustre le comportement mécanique cyclique dans chacune des zones ZAT-AS, noyau, ZATM-RS et ZAT-RS constituant le joint soudé en alliage 7449-T79. Comme il a été observé sur le comportement global du joint 7449-T79, les différentes zones présentent un léger rochet au début de l’essai suivi du phénomène d’adaptation élastique. La différence observée entre le comportement de chacune des zones concerne la déformation moyenne. En effet, on remarque que le niveau de la déformation moyenne est maximal dans la ZAT-RS (de l’ordre de 3,8%) suivi par la ZAT-AS (de l’ordre de 1,7%) puis la ZATM-RS (de l’ordre de 1,3%). Dans le noyau la déformation moyenne est de l’ordre de 0,25%. Le noyau reste quasiment élastique durant tout l’essai.

4.3.4.5 Évolution de la déformation au cours de l'essai le long du joint 7449-T79

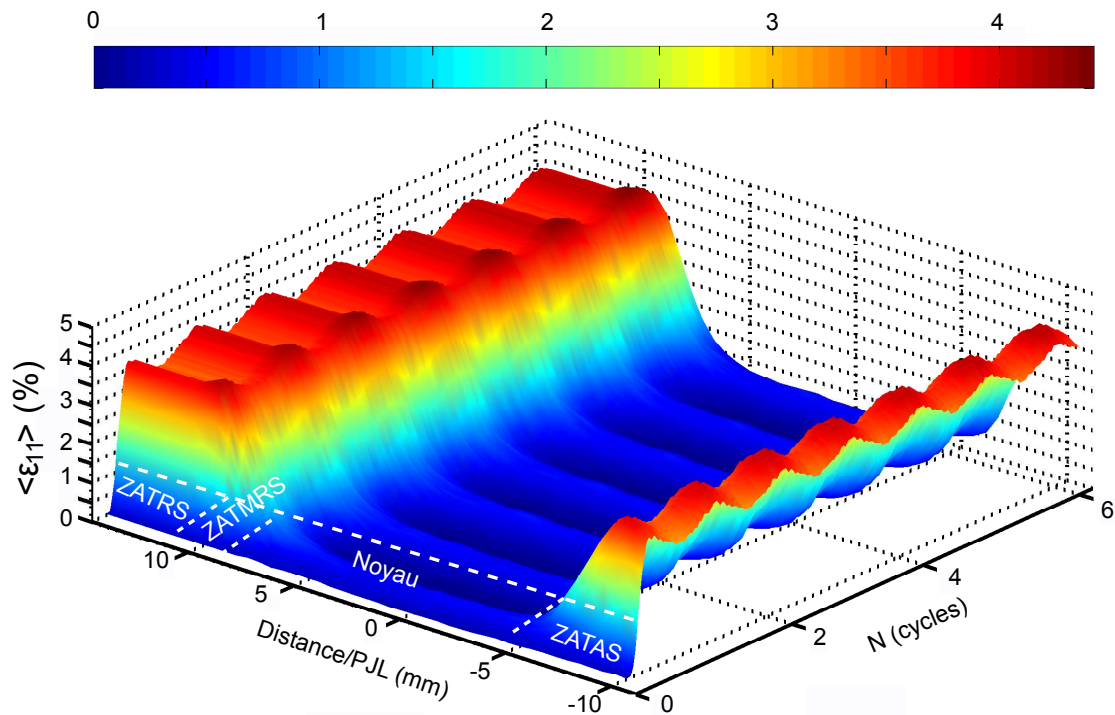


FIGURE 4.19 – Évolution de la déformation $\langle \varepsilon_{11} \rangle$ en fonction du nombre de cycles lors d'un essai de fatigue sur le joint soudé en alliage 7449-T79. L'incertitude de calcul de la déformation est de l'ordre de 3.10^{-4} .

Dans le cas du joint soudé semblable en alliage 7449-T79, la déformation est maximale, de l'ordre de 4,8%, dans la ZATM-RS à une distance de +10 mm du centre du joint. Elle reste localisée dans les ZAT-AS et ZAT-RS et atteint une valeur de 4%. Dans le noyau, la déformation est très faible durant tout l'essai.

4.3.4.6 Évolution de la déformation moyenne et de l'amplitude de la déformation pour le joint 7449

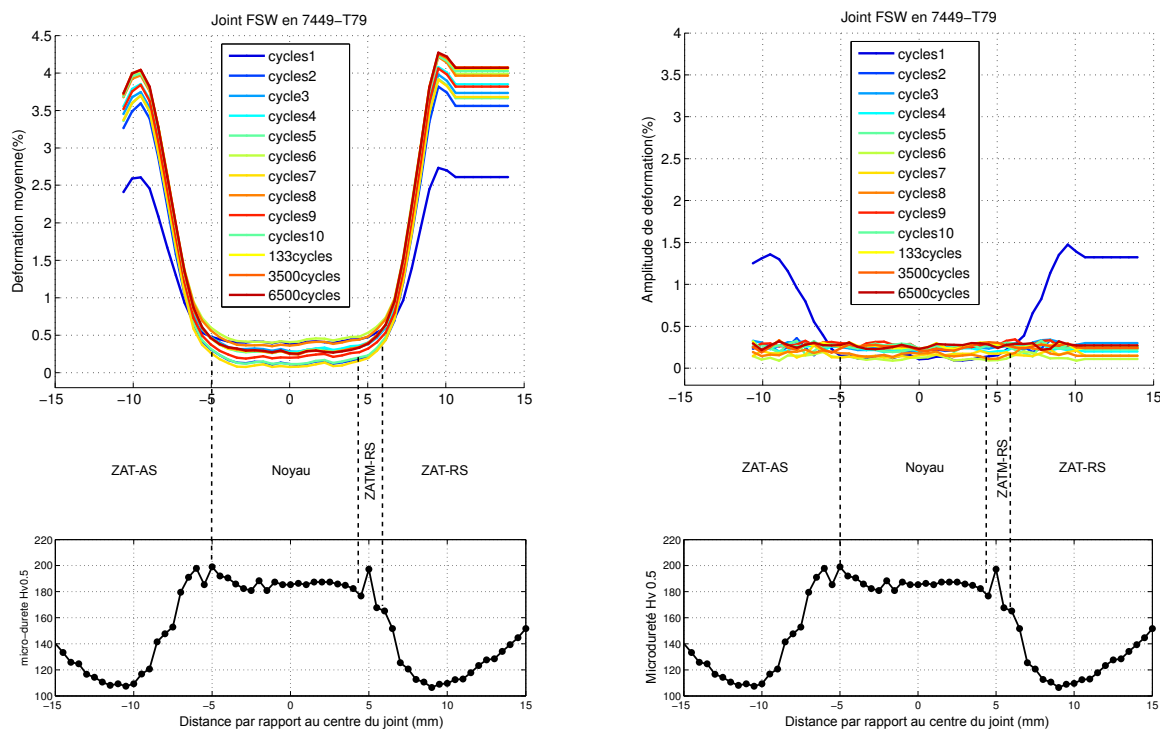


FIGURE 4.20 – Évolution de la déformation $\langle \epsilon_{11} \rangle$: (a) moyenne et (b) amplitude le long du joint soudé en alliage 7449-T79 au cours d'un essai de fatigue en traction ($R=0,1$, $\sigma_{nom,max} = 420$ MPa) à 10 Hz. L'incertitude du calcul de la déformation est de l'ordre de 3.10^{-4} .

La figure 4.20-(a) montre l'évolution de la déformation moyenne à travers les différentes zones du joint en alliage 7449-T79 lors d'un essai de fatigue. On remarque que la déformation moyenne augmente, en début d'essai jusqu'à atteindre un profil stable après quelques cycles (10 cycles). C'est le phénomène le rochet observé au début de l'essai. Le profil de la déformation moyenne présente des maxima dans les zones affectées thermiquement (ZAT AS et RS) à ± 10 mm du centre du joint des deux côtés du noyau. Cela correspond quasiment au minima du profil de la microdureté à travers ces zones. Dans le noyau, la déformation moyenne est de l'ordre de 0,25% et reste constante au cours de l'essai. Le noyau du joint soudé reste élastique après la montée en charge. La figure 4.20-(b) présente le profil de l'amplitude de la déformation. On remarque que l'amplitude de la déformation est de l'ordre de 0,25%. Elle se stabilise rapidement après quelques cycles et reste constante le long du joint soudé (à travers les différentes zones) durant tout l'essai.

4.3.4.7 Comportement cyclique local du joint dissemblable en alliages 7449-T79 (AS) /2050-T851(RS)

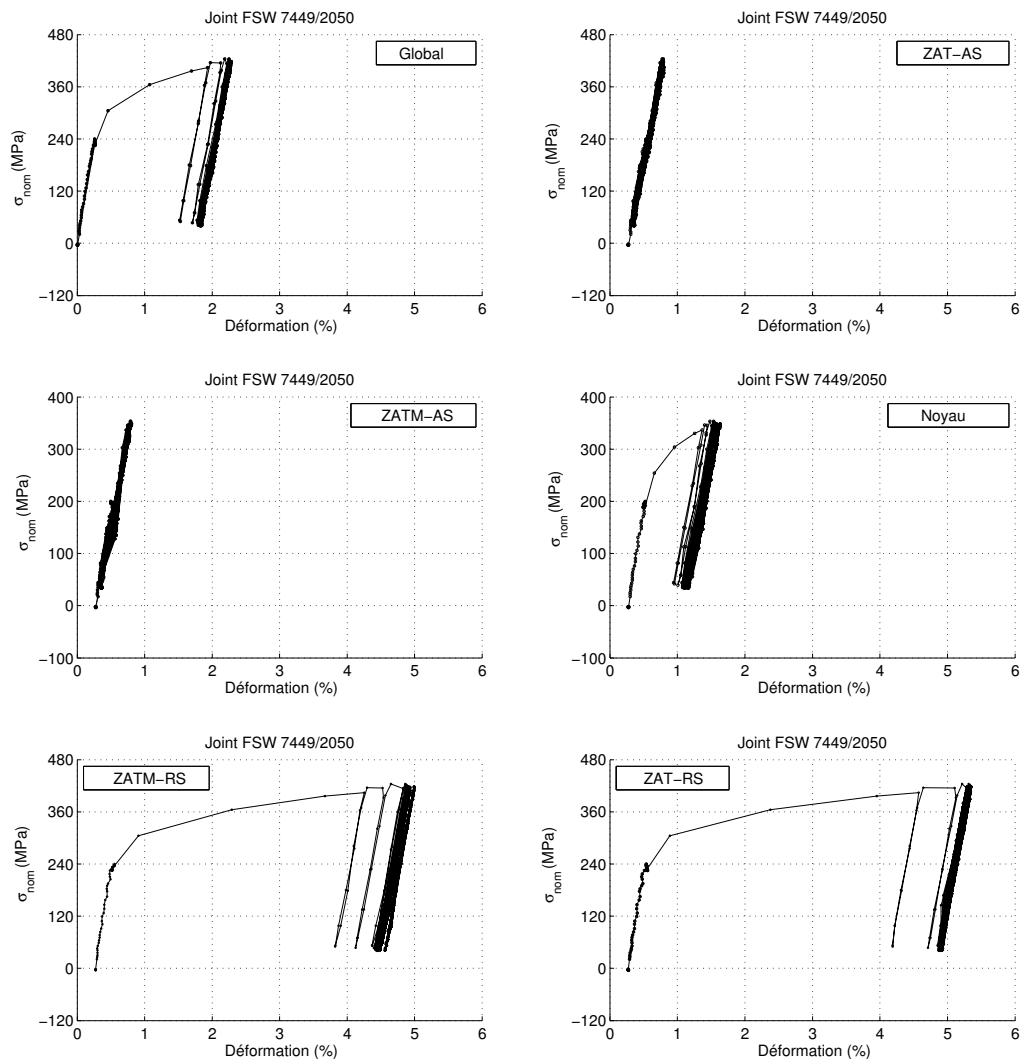


FIGURE 4.21 – Boucles d’hystérésis locales, dans chaque zone, du joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851. L’incertitude du calcul de la déformation est de l’ordre de $3 \cdot 10^{-4}$.

La figure 4.21 illustre le comportement mécanique cyclique dans chacune des zones (ZAT-AS, ZATM-AS Noyau, ZATM-RS et la ZAT-RS) constituant le joint soudé dissemblable en alliages 7449-T79 et 2050-T851. On note la présence de la ZATM-AS car pour les soudures dissemblables, l’épaisseur des plaques est de 7 mm (au lieu de 12 mm pour les soudures semblables). Comme pour le comportement global, les différentes zones présentent un rochet au début de l’essai avant l’adaptation élastique. La différence observée entre les comportements de chacune des zones se présente dans le niveau de déformation moyenne. On remarque que la déformation moyenne est maximale, de l’ordre de 4,8%, dans la ZAT-RS suivi par la ZATM-RS (de l’ordre de 4,5%). Dans le noyau, le champ de déformation est moyenné sur les deux parties constituées par les deux matériaux. La déformation moyenne est de l’ordre de 1,2%. Du côté de l’alliage 7449-T79 (AS) la déformation est très faible (de l’ordre de 0,22% dans la ZATM-AS et la ZAT-AS). On remarque que la partie correspondant à la montée au chargement moyen n’est pas parfaitement linéaire. Cela correspond à une erreur de calcul de la déformation qui reste dans la plage de l’incertitude (de l’ordre de $3 \cdot 10^{-4}$).

4.3.4.8 Évolution de la déformation au cours d'essai le long du joint dissemblable 7449-T79/20250-T851

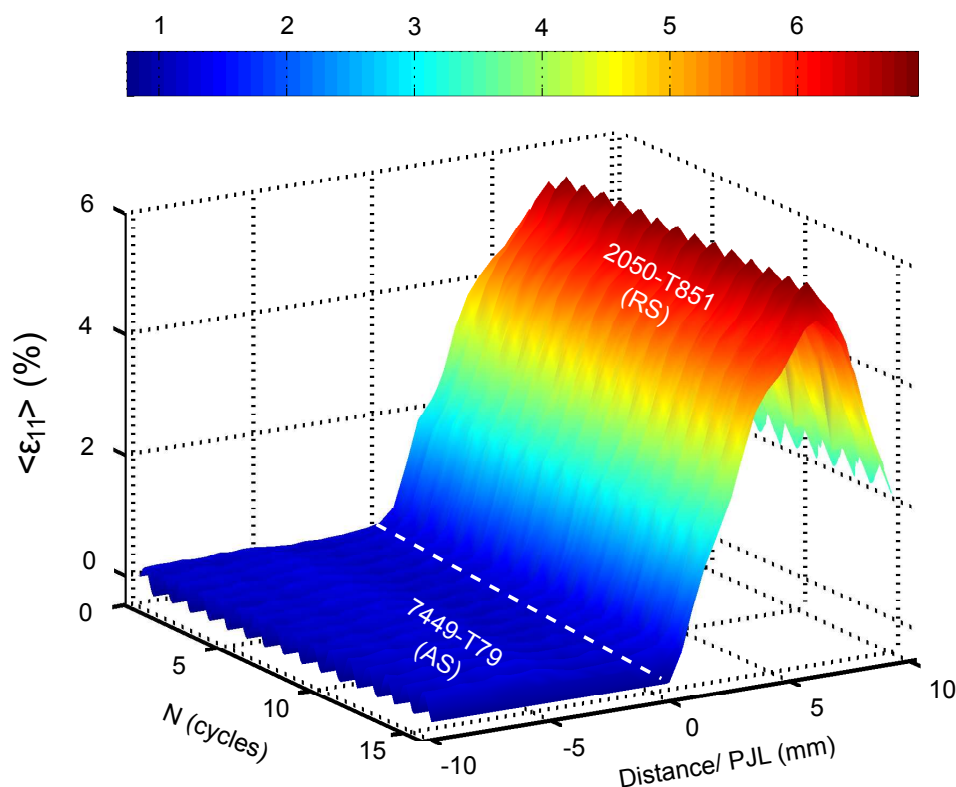


FIGURE 4.22 – Évolution de la déformation $\langle \epsilon_{11} \rangle$ lors de l'essai de fatigue sur le joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851. L'incertitude de calcul de la déformation est de l'ordre de $3 \cdot 10^{-4}$.

Pour le joint dissemblable, la déformation est très nettement localisée du côté de l'alliage 2050-T851 (RS). Elle est maximale dans la ZAT-RS. La déformation enregistrée du côté de l'alliage 7449-T79 (AS) est de l'ordre de 0,22% et reste faible durant tout l'essai. Ceci est tout à fait cohérent avec le profil de microdureté qui présente un minimum dans la partie du noyau correspondant à l'alliage 2050-T851.

4.3.4.9 Évolution de la déformation moyenne et de l'amplitude de la déformation pour le joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851

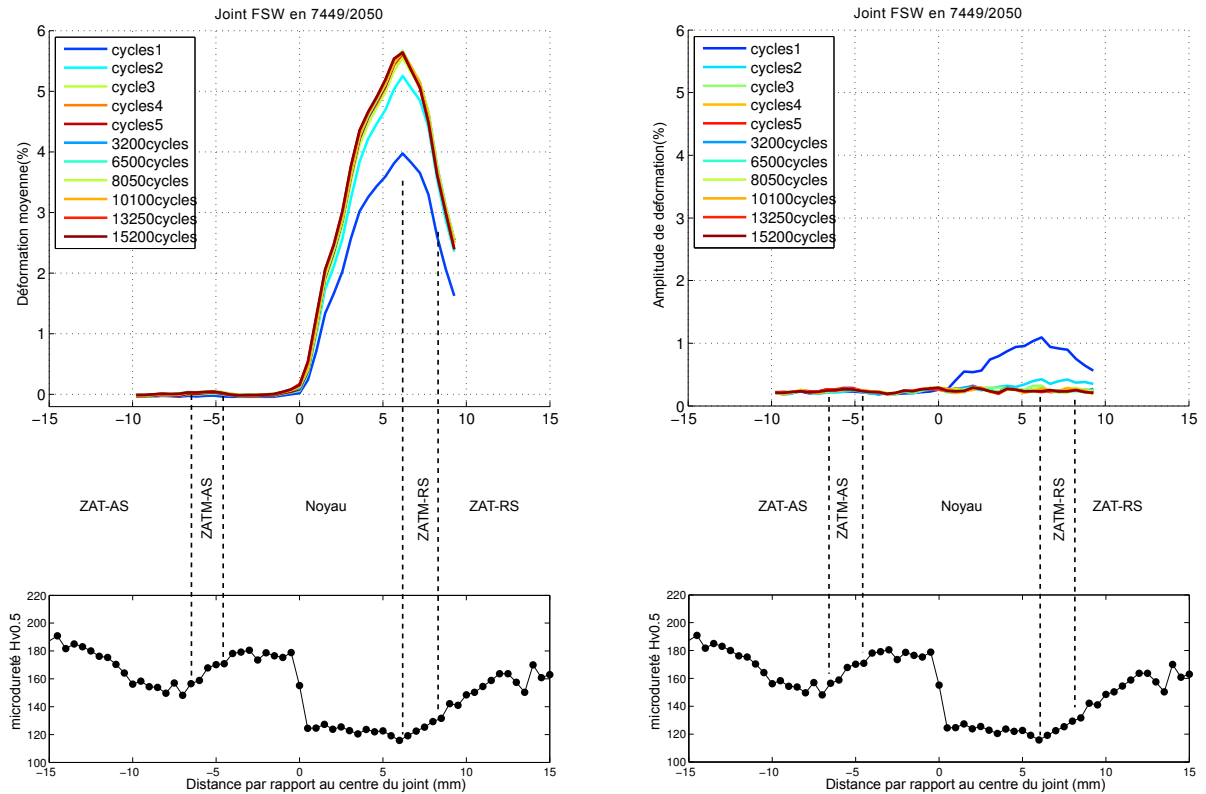


FIGURE 4.23 – Évolution de la déformation $\langle \epsilon_{11} \rangle$: (a) moyenne et (b) amplitude le long du joint dissimblable en alliages 7449-T79/2050-T851 au cours d'un essai de fatigue en traction ($R=0.1$, $\sigma_{nom,max} = 420 MPa$) à 10 Hz. L'incertitude de calcul de la déformation est de l'ordre de $3 \cdot 10^{-4}$.

Dans le cas du joint dissimblable en alliages 7449-T79/2050-T851, la localisation de la déformation est observée dans la moitié du noyau qui correspond à l'alliage 2050-T851. La comparaison du champ de déformation avec le profil de microdureté montre que la déformation se localise dans la zone qui présente le minimum de microdureté. Le profil de déformation moyenne augmente au début de l'essai pour atteindre un profil stabilisé après seulement 5 cycles. L'amplitude de la déformation est de l'ordre de 0.3%. Elle se stabilise rapidement après quelques cycles (moins de 5 cycles) et reste constante le long du joint soudé (à travers les différentes zones) durant tout l'essai.

Synthèse

Joint FSW		2050-T851	7449-T79	7449-T79/2050-T851
Comportement global	$\epsilon_{moy}(\%)$	1,34	1,52	2
	$\frac{\Delta\epsilon_{tot}}{2}(\%)$	0,23	0,24	0,22
Comportement local	$\langle \epsilon_{11} \rangle_{max}(\%)$ (localisation)	Noyau	ZAT (AS et RS)	noyau côté RS (alliage 2050-T851)
	$\frac{\Delta\langle \epsilon_{11} \rangle}{2}(\%)$	0,2	0,25	0,3
	stabilisation $\langle \epsilon_{11} \rangle(\text{cycles})$	5	10	5

TABLE 4.3 – Récapitulatif des résultats des essais de fatigue sur les joints soudés par FSW

Le tableau 4.3 récapitule les résultats des essais de fatigue sur les joints soudés par FSW établis à l'échelle globale et à l'échelle locale (des zones des joints). On note que la localisation de la déformation moyennée $\langle \epsilon_{11} \rangle$ est observée quasiment aux minima des profils de microdureté mesurés le long des joints soudés. On remarque également que les amplitudes des déformations obtenues à l'échelle locale sont équivalentes aux valeurs globales mesurées sur les trois soudures.

D'après les résultats obtenus une question se pose alors : les zones de localisation de déformation sont-elles similaires aux zones d'amorçage de fissure de fatigue ?

4.3.5 Analyse de la rupture en fatigue des joints soudés par FSW

Nous présentons ici une analyse des faciès de rupture des éprouvettes testées. En focalisant notre attention sur la localisation de l'amorçage de fissure, nous constatons que les zones de rupture potentielles sont différentes pour chacune des configurations de soudage.

4.3.5.1 Zones de rupture des joints FSW

La figure 4.24 regroupe des observations faites en microscopie optique de la tranche des éprouvettes (plan TL-TC) rompues en fatigue ($R=0,1$). Il s'agit des joints semblables en alliages 2050-T851 et 7449-T79 et du joint dissemblable 7449-T79/2050-T851. Pour la même soudure, les résultats obtenus ne permettent pas d'établir une tendance claire quant à la zone critique de rupture en fatigue (voir tableau 4.4). Si la zone d'amorçage de fissure est potentiellement pilotée par la localisation du champ de déformation à travers les joints, alors elle pourra être corrélée avec l'évolution du profil de microdureté ou précisément avec le profil de déformation moyennée $\langle \epsilon_{11} \rangle$ à travers ces soudures, les amplitudes de déformation, elles, étant constantes (voir figures : 4.17, 4.20 et 4.23). Néanmoins, les hétérogénéités de la microstructure des matériaux de base (alliages à durcissement structural) ainsi que les modifications introduites par le procédé de soudage (grossissement des précipités dans la ZAT et la ZATM par exemple) jouent un rôle non négligeable dans le mécanisme d'amorçage de fissure de fatigue.

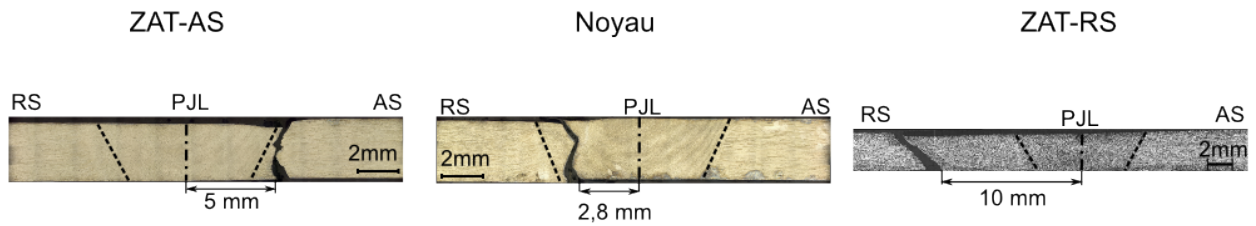
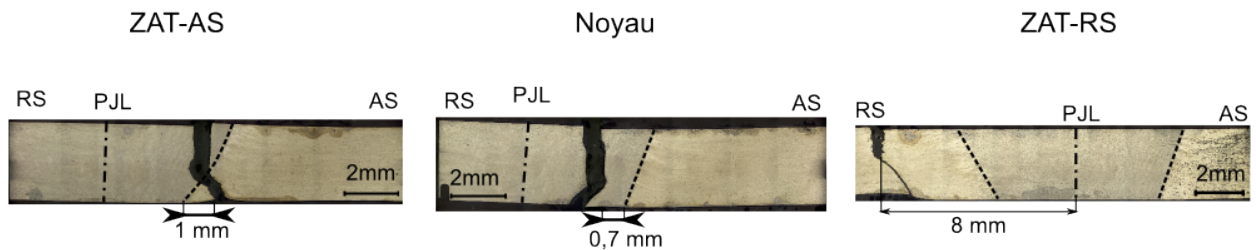
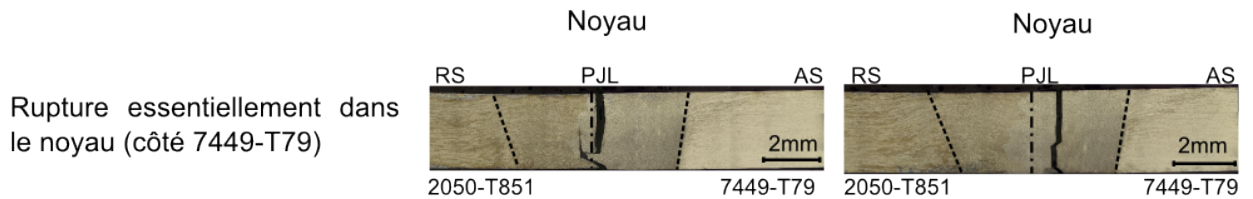
Joint 2050-T851Joint 7449-T79Joint dissemblable 7449-T79/2050-T851

FIGURE 4.24 – Zones de rupture, en fatigue, des joints soudés par FSW : (a) 2050-T851, (b) 7449-T79 et (c) 7449-T79/2050-T851 (sur 7 éprouvettes par configuration de soudage)

Le nombre total d'éprouvettes testées pour chaque configuration de soudage est de 7. Le tableau 4.4 récapitule, pour chaque configuration de soudage, la proportion de rupture dans chaque zone des joints soudés étudiés. On remarque que généralement la rupture a lieu dans la zone affectée thermiquement (ZAT- AS ou RS) pour les joints soudés semblables. Pour le joint en alliage 2024-T351, la zone critique à l'amorçage de fissure est majoritairement la ZAT-RS (72%). Pour le joint en alliage 7449-T79 le résultat est un peu plus dispersé même si la zone critique reste la ZAT-AS (44% des cas). En revanche, pour le joint en alliage 2050-T851 les résultats sont nettement plus dispersés, la rupture a lieu à 44% des cas dans la ZAT-RS et à 28% dans le noyau ou dans la ZAT-AS. Dans le cas des soudures dissemblables, la rupture a clairement lieu dans le noyau où nous avons observé l'existence d'une interface très marquée qui signifie que les deux matériaux ne sont vraiment pas mélangés dans le noyau.

	ZAT-AS	Noyau	ZAT-RS
2050-T851	28%	28%	44%
7449-T79	44%	28%	28%
7449-T79/2050-T851	0%	86%	14%

TABLE 4.4 – Pourcentage d'éprouvettes ayant rompu en fatigue dans la ZAT-AS, le noyau et la ZAT-RS des joints soudés par FSW

4.3.5.2 Analyse fractographique des faciès de rupture

Les faciès de rupture des éprouvettes testées ont été observés au microscope électronique à balayage (MEB) afin

d'identifier les zones et les mécanismes d'amorçage de fissures qui ont conduit à la rupture des joints soudés par FSW. La figure 4.25 illustre l'allure typique des faciès de rupture en fatigue des éprouvettes. On remarque qu'il existe trois étapes avant la rupture finale : amorçage de fissure, une zone de propagation et enfin une zone de rupture brutale. Remarquons que plusieurs sites d'amorçage peuvent être observés sur le même faciès de rupture. Ceci laisse supposer que la rupture est associée à la coalescence de plusieurs fissures.

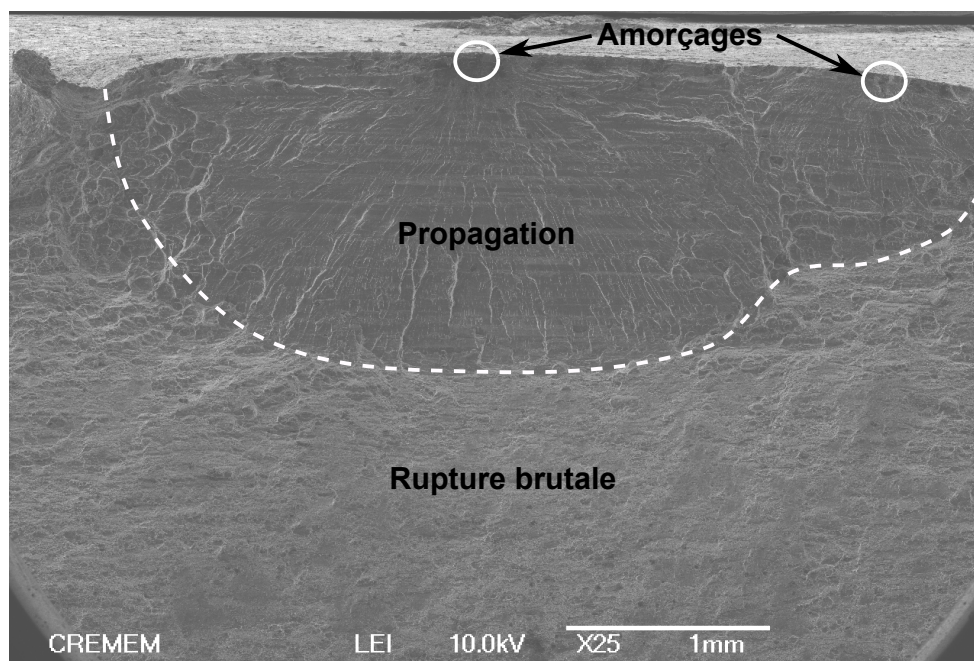


FIGURE 4.25 – Allure typique des faciès de rupture en fatigue des joints soudés par FSW

Éprouvettes prélevées dans les plaques soudées en alliage 2050-T851

Les observations microscopiques des faciès de rupture des éprouvettes prélevées dans les soudures en alliage 2050-T851 montrent la présence de zones riches en précipités. L'origine de la fissure sur les éprouvettes rompues dans les zones affectées thermiquement est la rupture de grosses particules intermétalliques présentes dans cette zone, en particulier, aux joints de grains (voir figure 2.5). Le chargement thermique subi par le matériau dans cette zone, lors du soudage FSW, induit le grossissement de ces intermétalliques [2, 28, 9].

Pour les ruptures survenues dans le noyau, les observations microscopiques montrent la présence de cupules et des sites de décohesion. La microstructure à grains fins recristallisés dans le noyau et les phases durcissantes sont broyées et redistribuées dans le noyau. Cela facilite le passage des dislocations. La décohesion des intermétalliques avec la matrice conduit à l'amorçage de la fissure dans cette zone. La rupture présentée sur la figure 4.26 est survenue dans la zone affectée thermiquement (ZAT-RS) à 9,5 mm du centre du joint. L'amorçage de fissure se produit du côté (B) opposé à la surface de l'épaule de l'outil de soudure FSW.

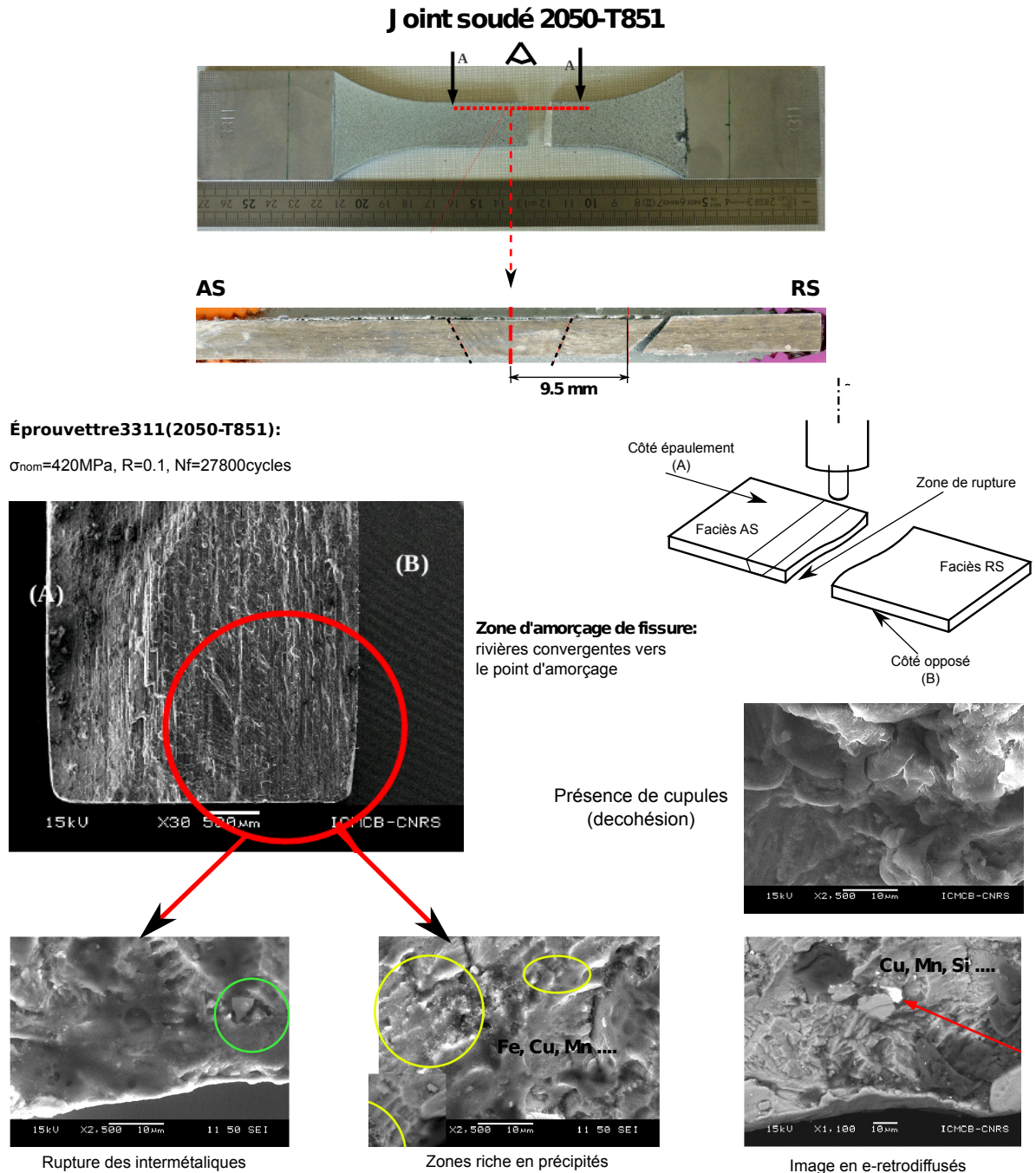


FIGURE 4.26 – Observations MEB du faciès de rupture d'un joint FSW en alliage 2050-T851

Éprouvettes prélevées dans les plaques soudées en alliage 7449-T79 rompues dans la ZAT

La figure 4.27 illustre des observations au MEB du faciès de rupture d'un joint soudé en alliage 7449-T79. La rupture s'est produite dans la ZAT-AS du côté opposé à la surface de l'épaulement de l'outil à 9,3 mm du centre du joint. Le faciès de rupture présente plusieurs sites d'amorçage de fissures. Les sites d'amorçage de fissure présentent des lignes de rivière convergentes vers le point d'amorçage de la fissure. Ici, pour le site principal d'amorçage, nous avons observé la présence d'une particule intermétallique d'une taille de 5 μm rompue. La présence de telles particules fragiles constitue un site de gradient de propriétés mécaniques avec la matrice et donc des concentrations de contrainte élevées. Il est donc possible que les fissures de fatigue s'initient à partir de tels sites. Le deuxième mécanisme d'amorçage possible est la décohésion entre les intermétalliques et la matrice. Cela crée des porosités (défauts) qui conduisent à la concentration des contraintes et donc à l'amorçage de fissure à partir de ces sites.

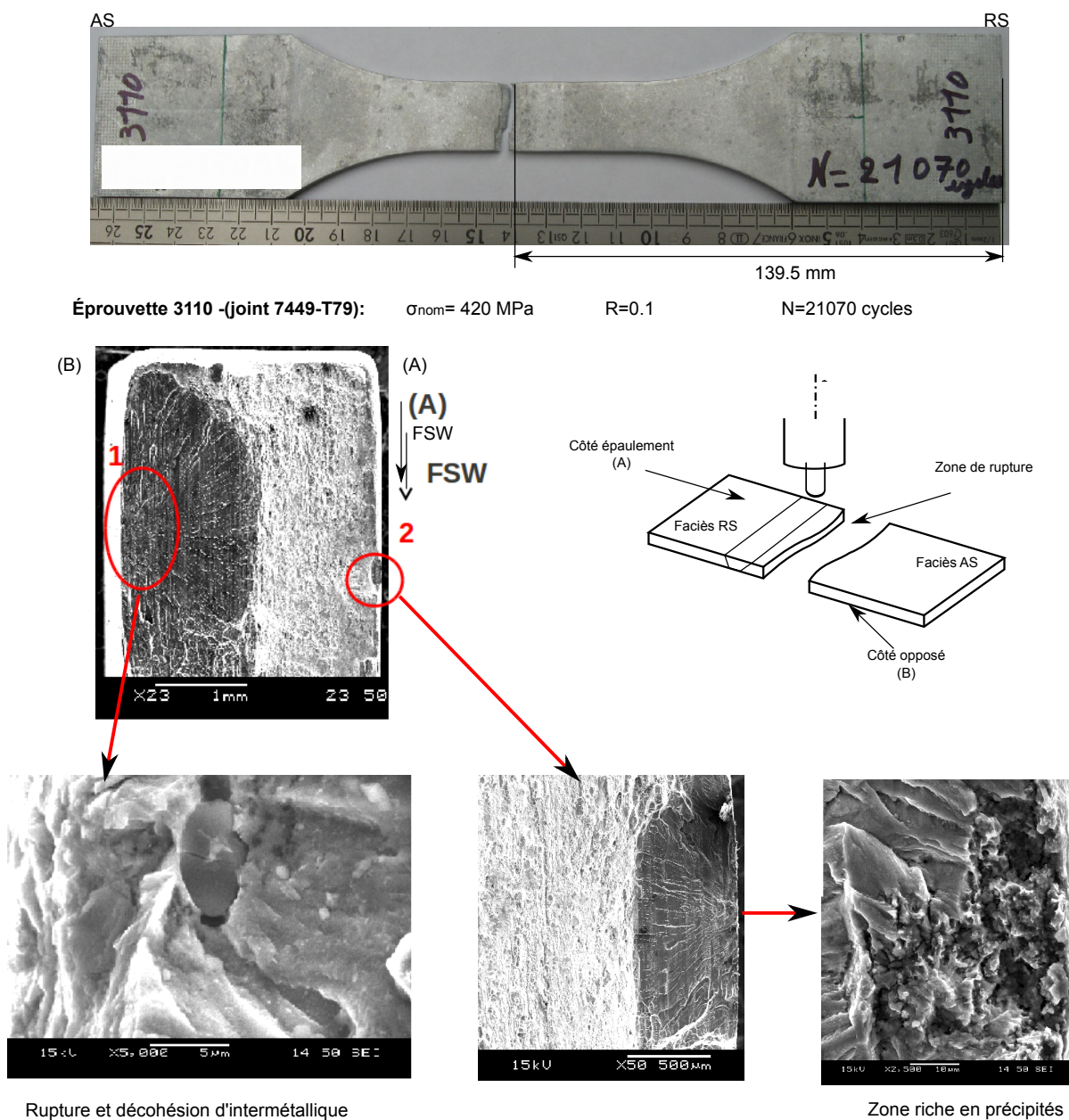


FIGURE 4.27 – Observations MEB du faciès de rupture d'un joint soudé par FSW en alliage 7449-T79

Éprouvette soudée en alliage 7449-T79 rompue dans le noyau

Les observations microscopiques réalisées sur les faciès de rupture des éprouvettes rompues dans le noyau présentent les mêmes aspects pour toutes les soudures étudiées. La taille de grain et le broyage des particules intermétalliques par le procédé de soudage par FSW favorise la décohésion de ces dernières de la matrice et provoque ainsi l'amorçage de fissure.

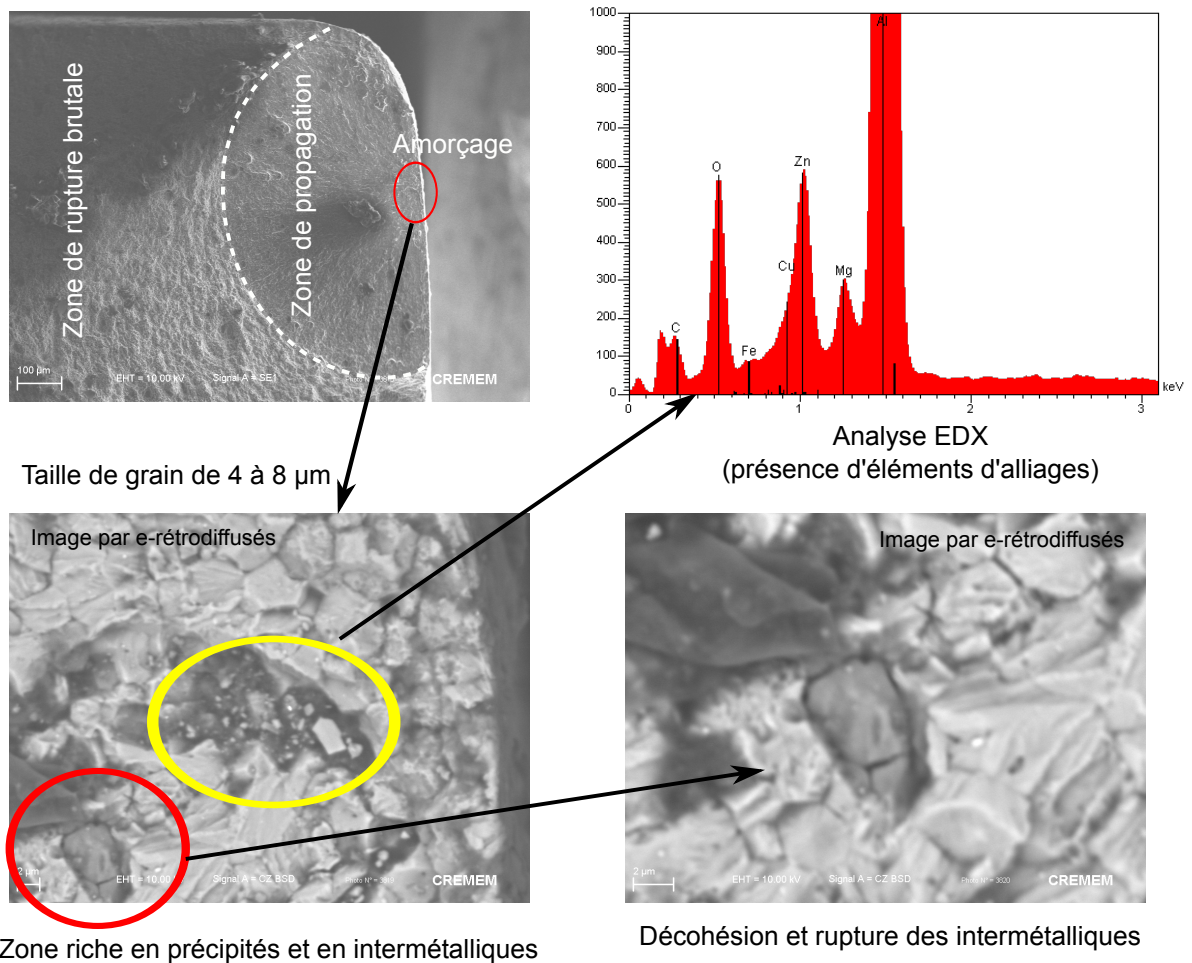


FIGURE 4.28 – Observation de la zone d’amorçage de fissure de fatigue dans le noyau des joints soudés par FSW (ici en alliage 7449-T79)

La figure 4.28 montre un faciès de rupture d’un joint soudé en alliage 7449-T79. On observe sur cette figure qu’on retrouve la structure à taille de grains fins présente dans le noyau. La zone de rupture est distinguée par la forme de ligne de rivière qui converge vers le point d’amorçage de fissure qui présente le premier stade de la propagation ductile. On enregistre la présence de la déformation plastique intergranulaire dans cette zone. Le rayon de cette zone est de l’ordre de 500 µm. Puis une zone de propagation fragile qui présente la phase finale de la durée de vie. L’origine de l’amorçage est la fraction élevée des intermétalliques dont la décohésion de la matrice conduit à l’apparition de défauts. Enfin, la présence de zones riches en précipités peut constituer une zone fragilisée critique à l’amorçage de fissure.

Éprouvettes prélevées dans la soudure dissemblable des alliages 7449-T79 et 2050-T851

Éprouvette rompue dans le noyau

Dans le cas des soudures dissemblables, la rupture s’est essentiellement produite dans le noyau. Néanmoins, quelques éprouvettes ont rompu dans la zone affectée thermiquement. La figure 4.29 illustre des observations au MEB d’un faciès de rupture d’une éprouvette dont l’amorçage de fissure s’est produit dans le noyau. On note que l’origine de l’amorçage de fissure de fatigue est la décohésion de particules intermétalliques. On voit, sur la figure 4.29, la décohésion d’une particule intermétallique (de 5 µm) de la matrice (particule entourée de microporosités). L’analyse EDX montre une forte concentration des principaux éléments d’alliage qui composent ces particules (Cu, Mg, Zn, Fe,...). Les observations microscopiques sur ces éprouvettes montrent que la présence de grosses particules intermétalliques dans cette zone est à l’origine de l’amorçage de fissure.

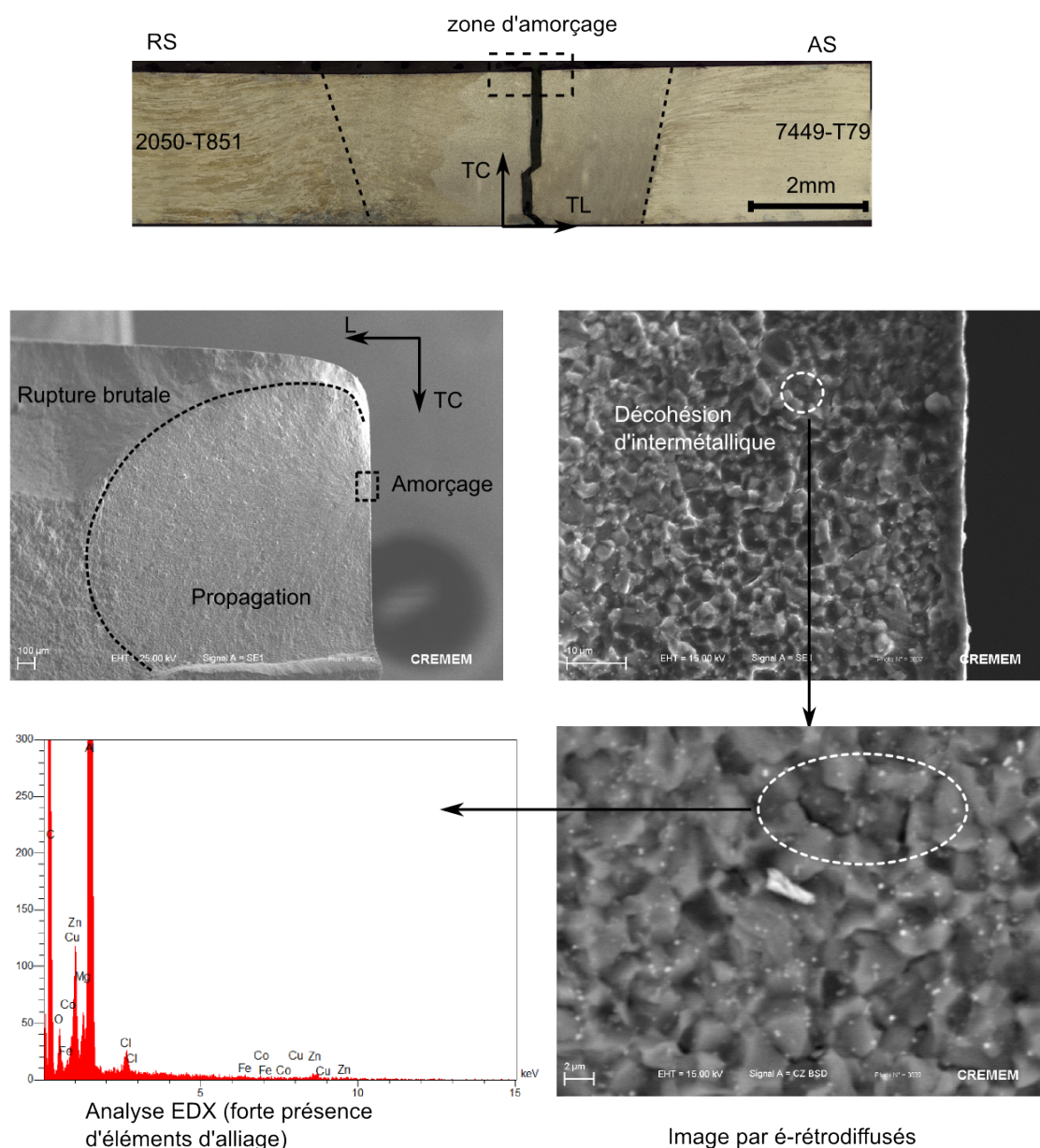


FIGURE 4.29 – Observations MEB d'un faciès de rupture de soudure dissimilaire en alliage 7449-T79/2050-T851 rompue dans le noyau

Éprouvette rompue dans la ZAT

Une des sept éprouvettes testées est rompue dans la ZAT-RS. Les observations MEB montrent la présence de grosses particules intermétalliques dans cette zone. L'origine de l'amorçage de fissure est associée à la rupture d'une de ces particules.

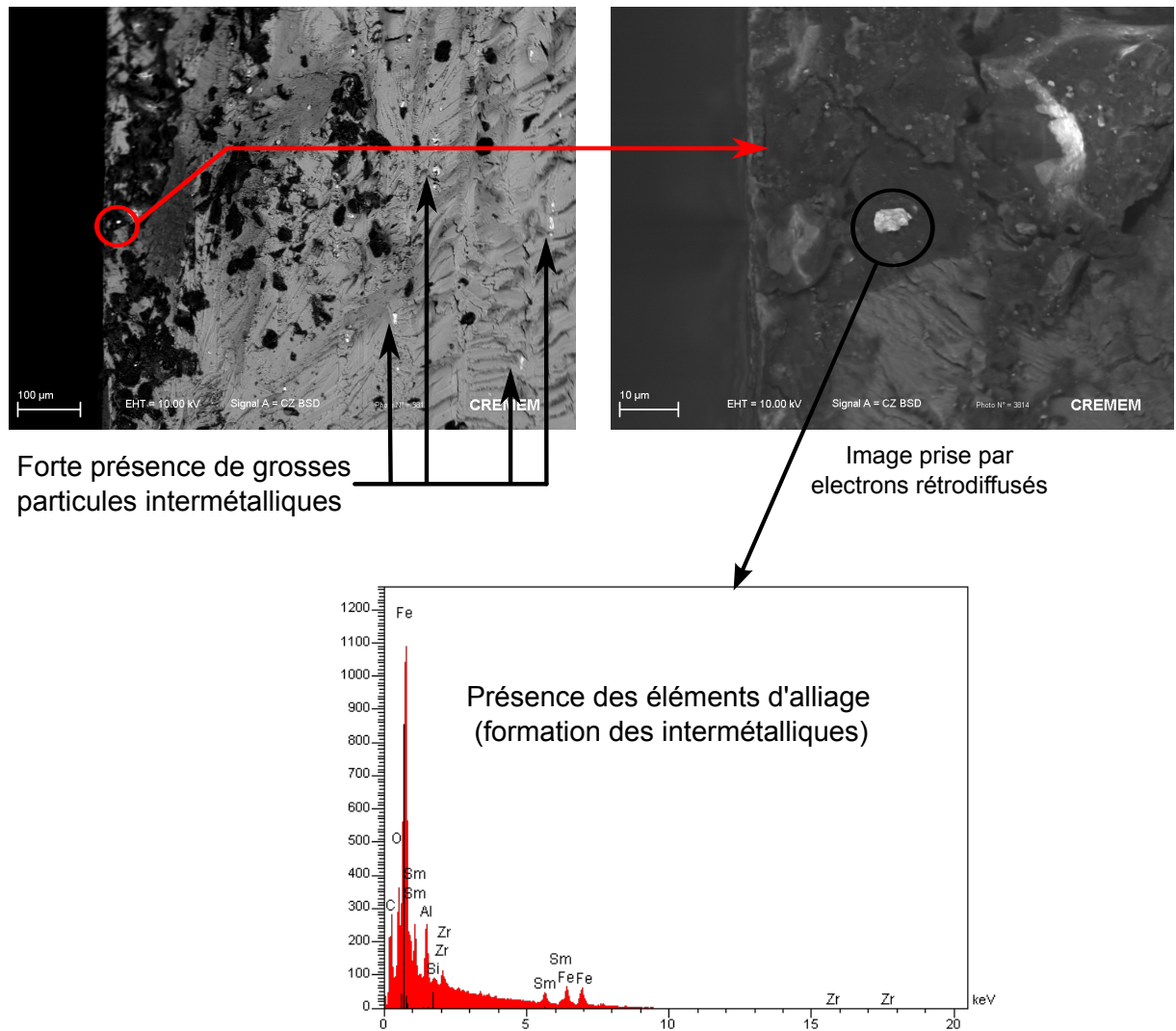


FIGURE 4.30 – Observations MEB du faciès de rupture d'une soudure dissemblable en alliage 7449-T79/2050-T851 rompue dans la ZAT

Propagation des fissures de fatigue à travers les joints soudés par FSW

Après l'amorçage de la fissure, on observe une phase de propagation de la fissure représentée par l'allure de lignes de rivières convergentes vers le point d'amorçage. Quand la taille de la fissure atteint une valeur critique, la rupture devient brutale et la propagation est essentiellement intergranulaire.

On rappelle ici qu'à partir de l'amorçage de fissure de fatigue, la phase de propagation de fissures est très courte et représente, en moyenne, 3 à 5 % de la durée de vie totale des soudures étudiées (paragraphe 4.31). Il a été observé également la présence d'une multiple fissuration intergranulaire dans ces zones de propagation. Des observations complémentaires sont présentées en annexe.

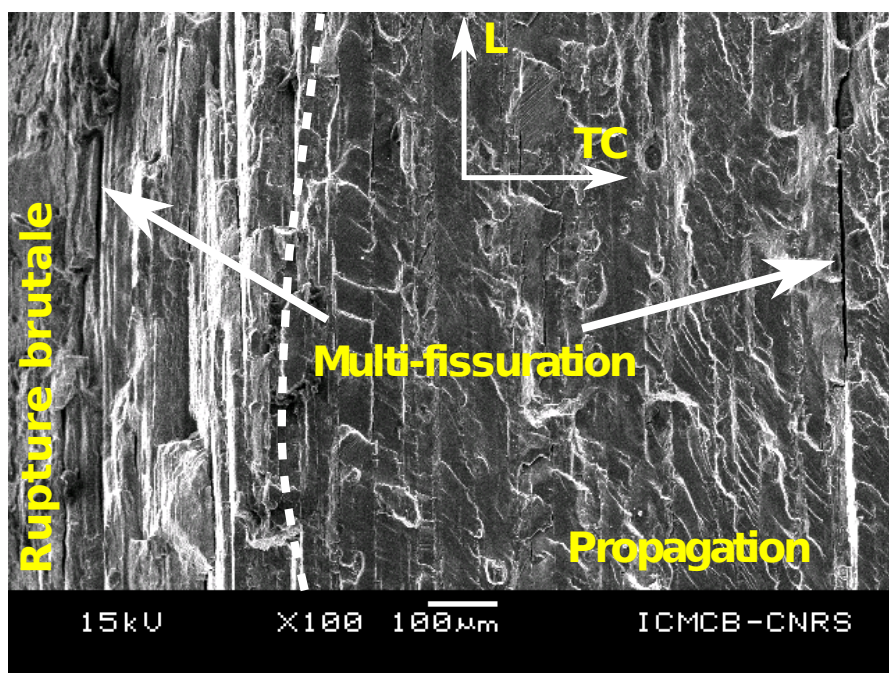


FIGURE 4.31 – Propagation des fissures de fatigue à travers les joints soudés par FSW

4.3.5.3 Conclusion partielle

Cette partie du chapitre nous a permis de mettre en évidence le comportement en fatigue oligocyclique des joints soudés par FSW. Il a été montré que les différentes soudures testées présentent les mêmes phénomènes lors des essais sous chargement cyclique en traction-traction ($R=0,1$) à un niveau de contrainte maximale imposée de 420 MPa ; à savoir, un rochet au début de l'essai suivi d'une adaptation élastique. Néanmoins les niveaux de déformation moyenne et de l'amplitude de déformation dépendent du type de la soudure. Elles sont maximales pour le joint dissemblable 7449-T79/2050-T851 suivi du joint semblable en alliage 7449-T79 et minimales pour le joint en alliage 2050-T851.

À l'échelle locale, les différentes zones qui constituent les joints présentent les mêmes phénomènes que l'échelle globale (rochet suivi de l'adaptation élastique). Les hétérogénéités de comportement ont été observées en termes de niveau de la déformation moyenne qui présente des profils similaires aux profils de microdureté des différentes soudures. L'amplitude de la déformation, quant à elle, est constante le long de chaque joint soudé.

D'autre part, cette partie du chapitre nous a permis de conclure que la zone critique à l'amorçage de fissure de ces assemblages ne correspond pas forcément au minima des profils de microdureté et la dispersion des zones de rupture s'explique par la variation des mécanismes d'amorçage de fissure de fatigue que nous avons mis en évidence par les observations microscopiques.

Deux mécanismes d'endommagement ont été distingués. Dans le cas des amorçages de fissure dans la zone affectée thermiquement, le mécanisme d'endommagement est associé à la rupture de grosses particules intermétalliques présentes dans cette zone. D'autre part, pour les amorçages observés dans le noyau, l'origine de l'amorçage de fissure est dû à la décohérence de particules intermétalliques de la matrice.

Ces résultats nous serviront pour aborder la deuxième partie de ce chapitre qui sera consacrée à la détermination de la durée de vie en fatigue des structures soudées entaillées. Ces résultats permettront de définir le positionnement du fond d'entaille sur les éprouvettes trouées.

4.4 Essais sur éprouvettes trouées T10

Pour être représentatives des conditions réelles les plus critiques sur une voilure d'avion, les éprouvettes trouées T10 ont subi un traitement anodique chromique non colmaté. Une couche de peinture a été appliquée sur la partie centrale des éprouvettes. Le procédé d'anodisation et de colmatage des alliages d'aluminium a été largement traité dans la littérature [53, 15, 47]. Cette méthode permet l'amélioration de la résistance des alliages d'aluminium à la corrosion mais au détriment de leur tenue en fatigue [53]. Elle est utilisée notamment dans les domaines aéronautique et maritime.

4.4.1 Schéma des éprouvettes T10

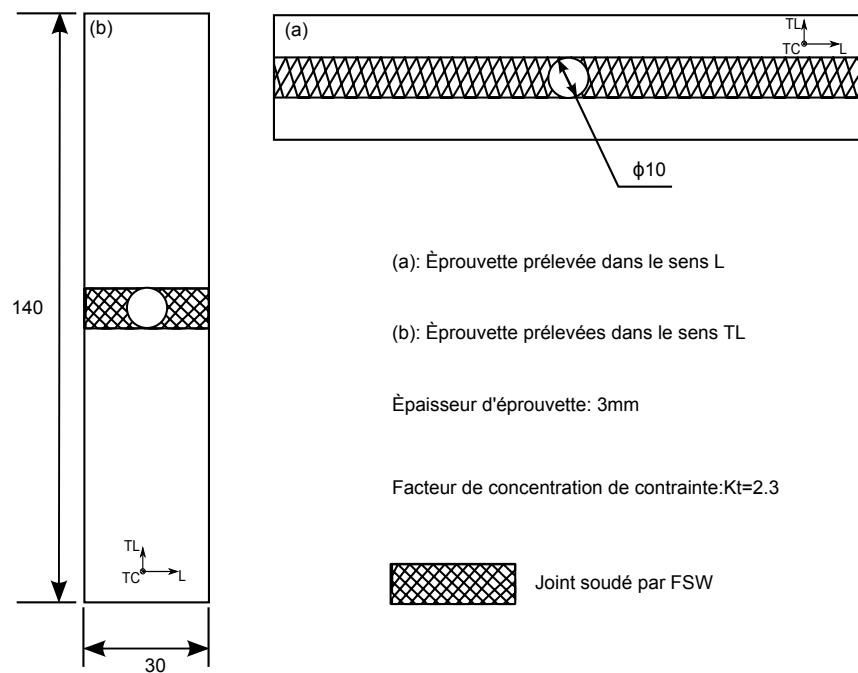


FIGURE 4.32 – Schéma des éprouvettes de fatigue trouées T10 ($K_t=2.3$)

La figure 4.32 illustre la géométrie des éprouvettes de fatigue trouées. Le plan de définition détaillé a été présenté dans le chapitre 2.

4.4.2 Oxydation anodique chromique (OAC)

4.4.2.1 Principe de l'anodisation

L'anodisation est une opération d'oxydation qui permet de créer une couche d'oxyde d'une épaisseur de quelques dizaines de micromètres sur la surface des pièces traitées. Dans le cas de l'aluminium et de ses alliages, l'oxydation anodique est essentiellement basée sur leur propriété à réagir avec l'eau pour former à la surface du métal une couche d'oxyde, leur conférant ainsi une bonne résistance à la corrosion. L'échantillon d'aluminium (figure 4.33) est placé à l'anode d'une cuve d'électrolyse contenant un acide dilué [47, 15].

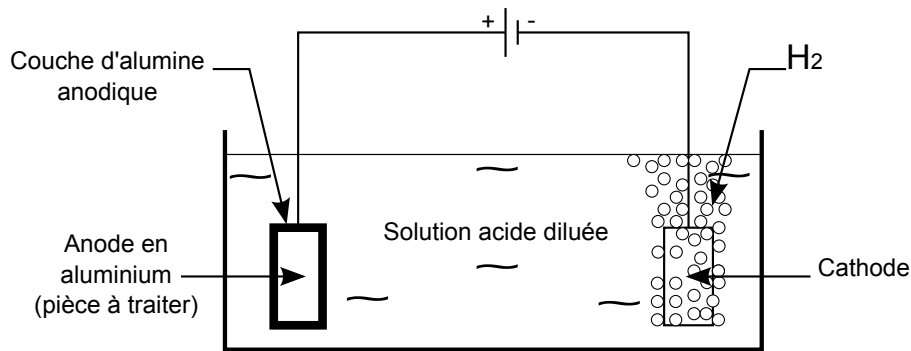


FIGURE 4.33 – Principe d'oxydation anodique de l'aluminium

Les réactions d'oxydo-réduction qui conduisent à l'anodisation sont :



– Oxydation de l'aluminium à l'anode



– Réduction à la cathode s'accompagne d'un dégagement d'hydrogène selon la réaction suivante



La couche d'oxyde anodique obtenue est constituée d'une couche interne mince, dense et diélectrique appelée couche barrière, et d'une couche externe épaisse et poreuse [47].

4.4.2.2 Conditions de réalisation de l'oxydation anodique chromique

Les films anodiques formés sur l'aluminium sont sensibles à l'atmosphère du fait de leur forte porosité qui peut entraîner ainsi leur dégradation précoce. Afin d'améliorer la résistance à la corrosion de la couche anodique, il est nécessaire de procéder à une opération de colmatage.

Le mécanisme de colmatage consiste en l'hydratation de l'oxyde d'aluminium formé au cours de l'anodisation. Il permet la transformation de l'alumine anhydre formée lors de l'anodisation en alumine mono-hydratée (boehmite). Cette opération s'accompagne d'un gonflement de la couche et par conséquent de la fermeture partielle des pores [47].

La réaction de base du colmatage hydrothermique peut s'écrire de la façon suivante [47] :



En pratique, le colmatage consiste à immerger les échantillons dans une solution aqueuse contenant certains additifs pendant un temps et à une température connus [47].

L'oxydation anodique chromique (OAC) est largement utilisée dans le domaine aéronautique. Les couches anodiques obtenues permettent, en plus de la résistance à la corrosion, une excellente adhésion des peintures. L'OAC est utilisée dans l'industrie pour traiter les éléments de structure des avions (civils et militaires) ainsi que les équipements navals. Les conditions de réalisation de l'oxydation anodique chromique sur les éprouvettes T10 sont récapitulés dans le tableau 4.5.

Alliage	Tension (V)	Température (°C)	Durée (min)
7449-T79	25	36/38	50
2024-T351	35	36/38	50
2050-T851	35	36/38	50

TABLE 4.5 – Conditions d'oxydation anodique chromique utilisées sur les éprouvettes T10

Les éprouvettes de fatigue T10 sont protégées par une oxydation anodique chromique non colmatée et peintes par une peinture de type P60 dans les 16 heures suivant l'OAC. La préparation de surface avant l'oxydation comprend un dégraissage alcalin et un décapage sulfonitroferrique (SOCOSURF) à 50 °C pendant 5 min. L'incorporation dans la couche d'oxyde de chrome, sous la forme d'ions chromate, augmente sa résistance à la corrosion [47].

4.4.3 État de surface après OAC

Dans leur étude sur l'influence du décapage sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium 7010-T7451 traité par oxydation anodique chromique, M. Shahzad et al. [15, 53] ont montré que le traitement OAC engendre une réduction de la durée de vie par rapport à l'état usiné. Il est montré que cette diminution de la durée de vie est imputable en grande partie à la dégradation de la rugosité de la surface occasionnée par la phase de décapage [15, 53].

Afin de mettre en évidence l'effet d'oxydation anodique chromique (OAC) réalisée sur les éprouvettes de fatigue trouées T10, des observations avec un microscope optique ont été réalisées sur des échantillons prélevés dans deux zones d'éprouvette, la zone peinte et la zone sans peinture (figure 4.34).

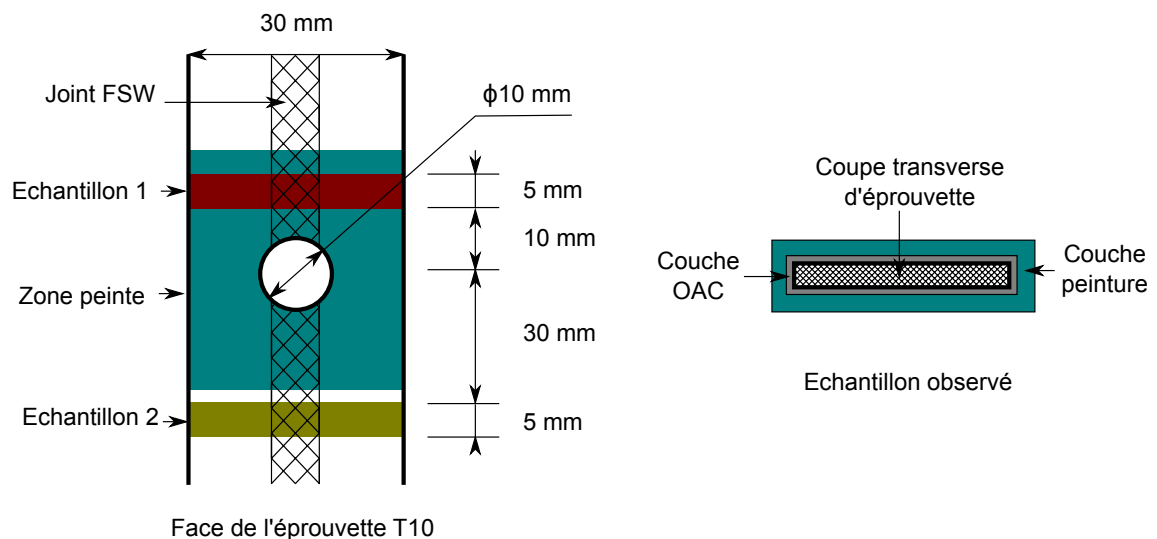


FIGURE 4.34 – Prélèvement des échantillons dans les éprouvettes de fatigue T10

Les observations microscopiques ont été réalisées sur les matériaux de base ainsi que sur les joints soudés par FSW. Les résultats obtenus montrent la présence de piqûres (attaque anodique) sur l'ensemble de la surface des éprouvettes pouvant atteindre une dizaine de micromètre de profondeur. Il est évident que ces piqûres sont néfastes pour la tenue en fatigue de ces alliages [53, 15], de par les concentrations de contraintes et de déformation qu'elles engendrent (amorces de fissures).

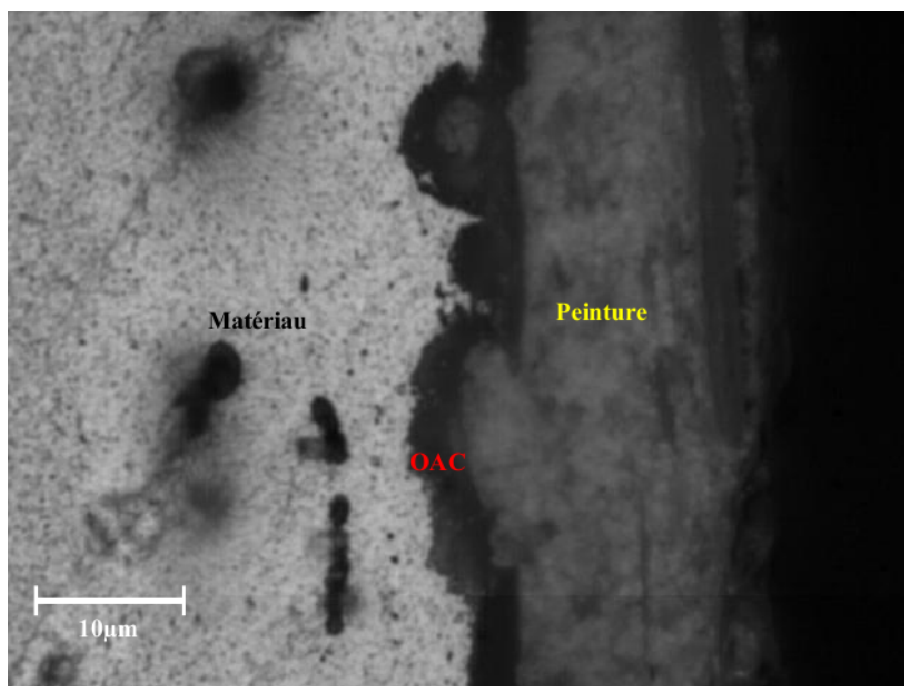


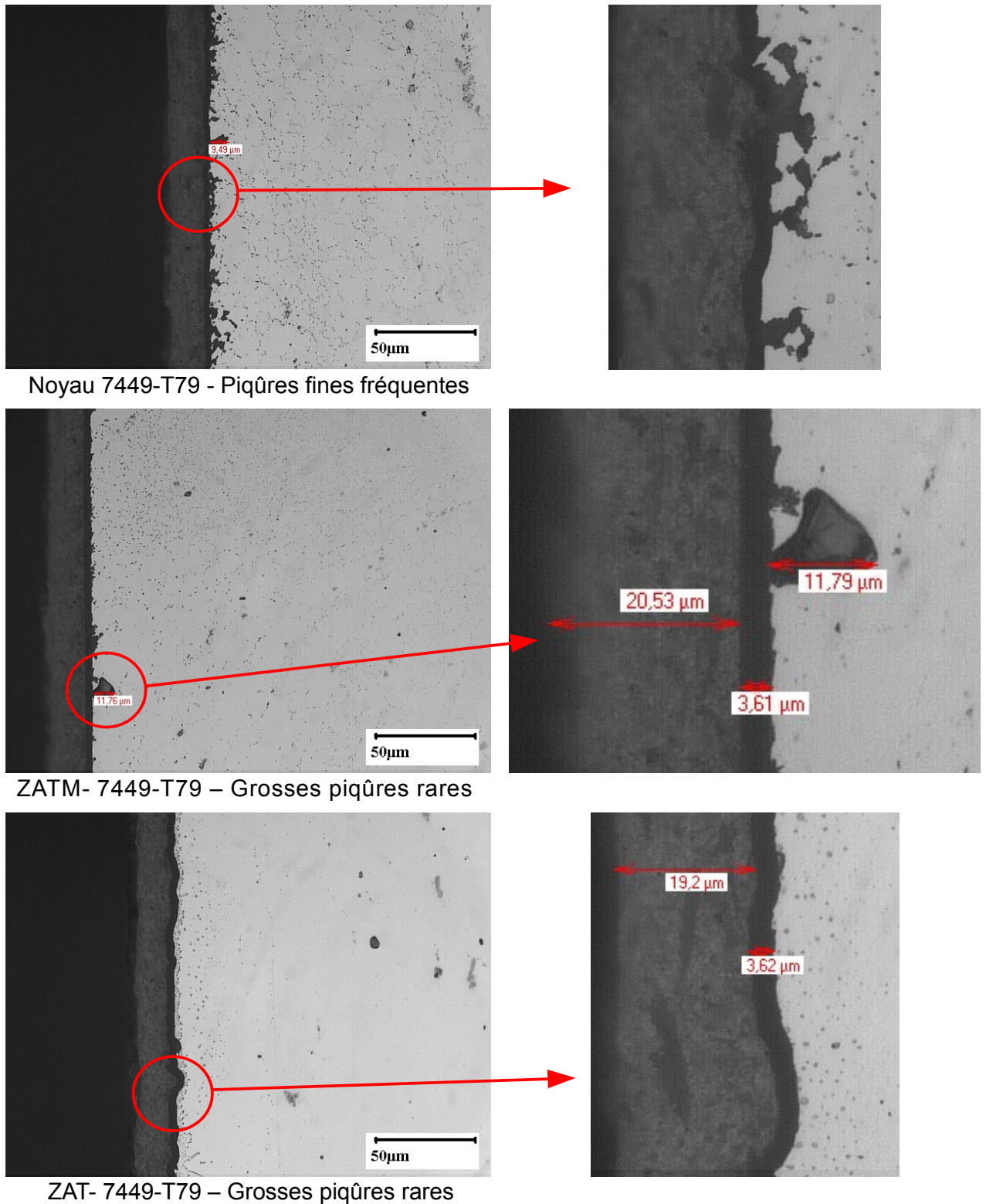
FIGURE 4.35 – Exemple d'observation de la couche OAC sur les éprouvettes entaillées (T10, $K_t=2.3$) en alliage 2024-T351

4.4.4 Effet de l'OAC sur les joints soudés par FSW

Les observations microscopiques réalisées sur les joints soudés par FSW montrent que les réactions, à l'oxydation anodique, des soudures sont hétérogènes à travers les différentes zones. D'une manière générale, il a été observé des piqûres multiples de l'ordre de 5 à 10 μm dans le noyau. La fragmentation des intermétalliques entraîne une augmentation des sites d'attaque anodique. Les piqûres sont de taille plus importantes mais moins fréquentes, de l'ordre de 5 à 15 μm , dans la ZATM et dans la ZAT. Il a également été observé que la présence d'intermétalliques en surface constitue des sites préférentiels pour les piqûres.

Cas du joint soudé en alliage 7449-T79

On observe que, dans le cas du joint 7449-T79, les piqûres sont très nombreuses dans le noyau et sont relativement espacées mais plus profondes dans les zones affectées thermiquement et thermomécaniquement (figure 4.36). L'épaisseur de la couche d'oxyde créée par le procédé d'anodisation des soudures en alliage 7449-T79 est de l'ordre de 4 μm . L'épaisseur de la couche de peinture est de l'ordre de 20 μm .



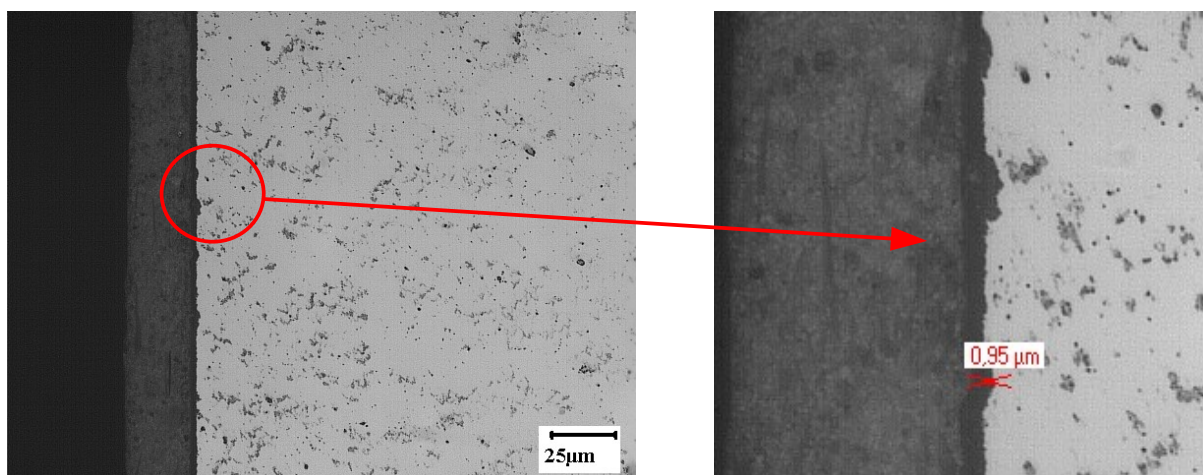
Noyau 7449-T79 - Piqûres fines fréquentes

ZATM- 7449-T79 – Grosses piqûres rares

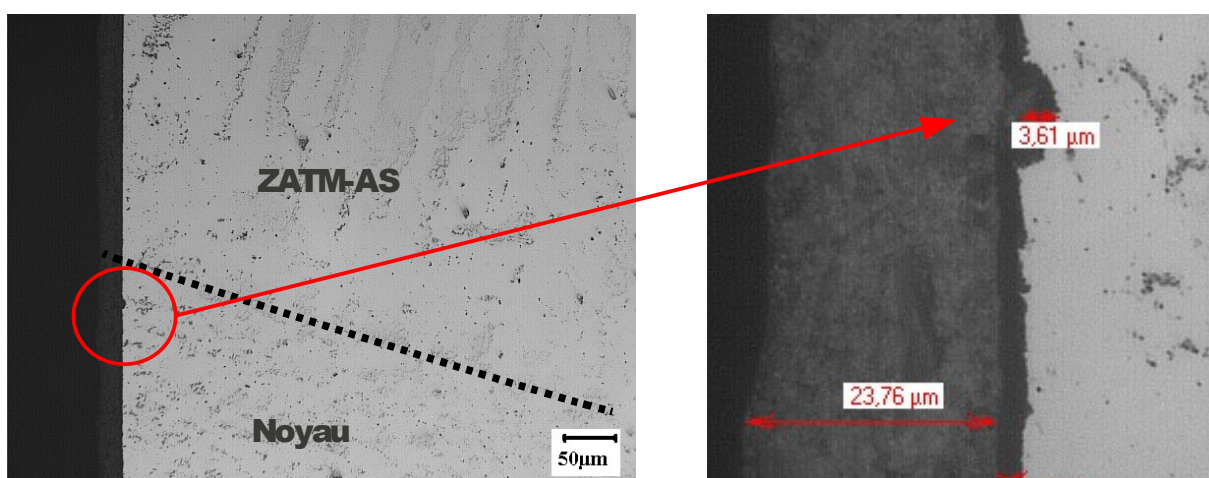
ZAT- 7449-T79 – Grosses piqûres rares

FIGURE 4.36 – Effet de l'attaque anodique sur le joint soudé en alliage 7449-T79

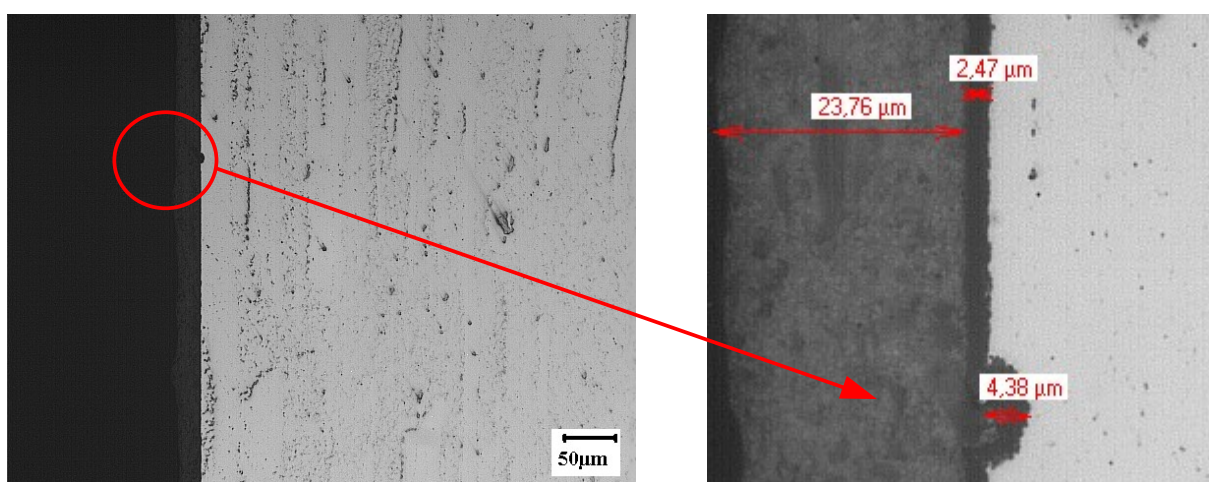
Cas du joint soudé en alliage 2050-T851



Noyau 2050-T851 - Petites piqûres séparées (d'environ 10 à 30 μm)



ZATM- 2050-T851 – Grosses piqûres rares



ZAT- 2050-T851 – Grosse piqûre rares

FIGURE 4.37 – Effet de l'attaque anodique sur le joint soudé en alliage 2050-T851

Dans le cas du joint soudé en alliage 2050-T851, les piqûres sont moins profondes et moins fréquentes que dans le cas du joint en alliage 7449-T79. Dans le noyau, les piqûres sont relativement fréquentes. Leur profondeur est de l'ordre du micromètre. Dans les ZAT et ZATM, les piqûres sont moins nombreuses et relativement plus grosses (de l'ordre de 5 μm). L'ajout du lithium améliore sensiblement la résistance des joints FSW à la corrosion [9] et également à

l'oxydation anodique.

Cas du joint soudé dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851

Dans le cas du joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851, on observe que l'effet d'attaque anodique est clairement concentré du côté de l'alliage 7449-T79.

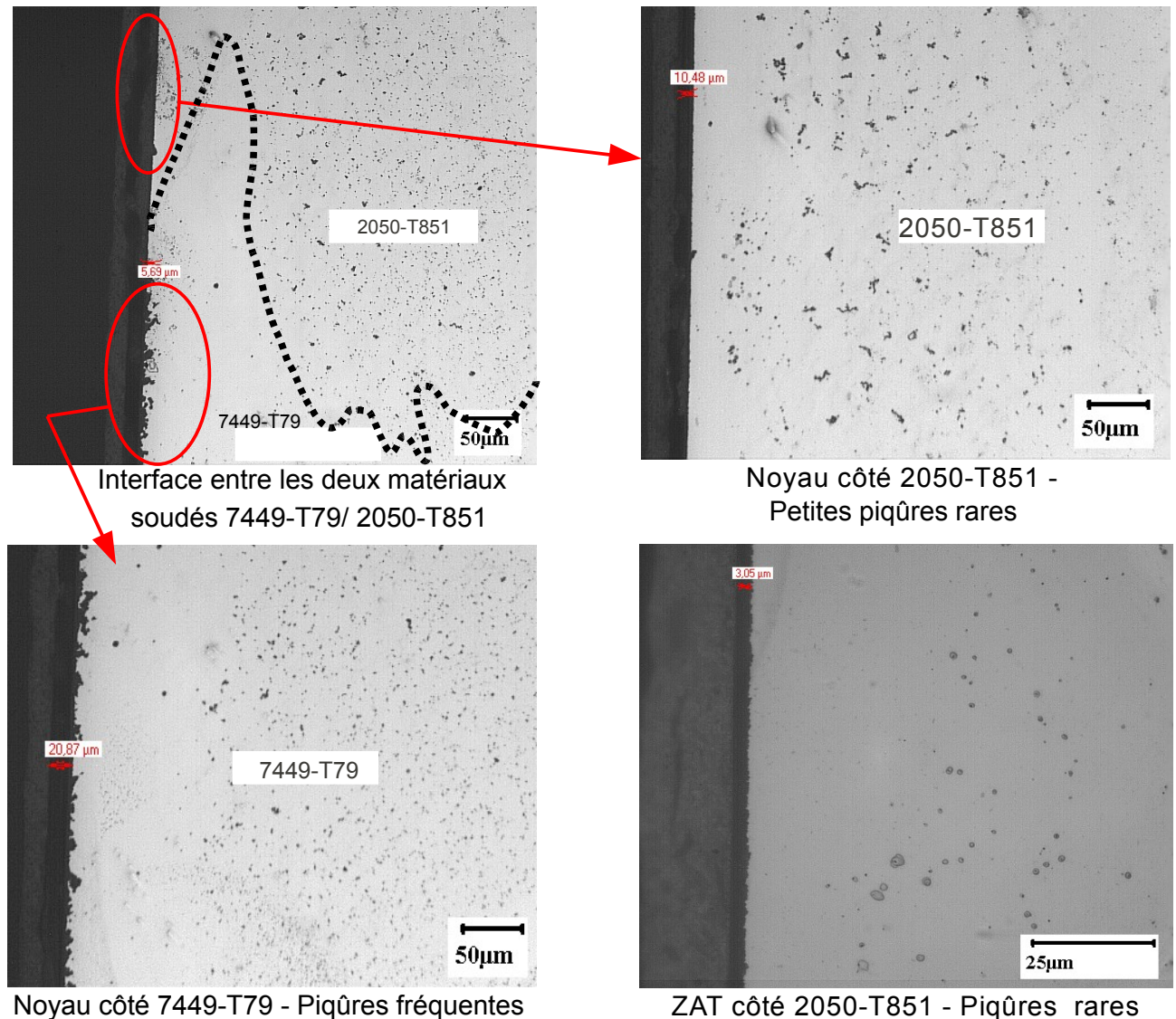


FIGURE 4.38 – Effet de l'attaque anodique sur le joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851

On remarque également que la couche d'oxydation est de l'ordre de 3 µm du côté de l'alliage 2050-T851 et de l'ordre de 15 à 20 µm du côté de l'alliage 7449-T79. Dans les zones affectées thermiquement et thermomécaniquement, de larges piqûres de l'ordre de 5 µm de profondeur sont présentes mais rares du côté de l'alliage 2050-T851. Dans un milieu corrosif, la zone soudée du côté de l'alliage 7449-T79 est très sensible à la corrosion et les piqûres sont plus profondes dans la ZAT [9].

De même, l'effet d'OAC a été observé sur les joints en alliage 2024-T351. Les résultats sont similaires, à savoir, la présence des piqûres en surface des éprouvettes notamment aux endroits des inclusions ou des intermétalliques. Les résultats d'observation sur ces joints sont présentés en annexe.

4.4.5 Conditions d'essais de fatigue sur éprouvettes entaillées (T10, $K_t=2,3$)

Nous rappelons ici que les essais de fatigue sur les éprouvettes entaillées (T10) ont été réalisés selon les normes NF A 03-400 et NF A 03-401 dans les conditions d'air et de température ambiants (≈ 20 à 24°C) sous un chargement cyclique sinusoïdal imposé. Le rapport de charge $R = 0,1$ et la fréquence de sollicitation est de 10 Hz . Les niveaux de contrainte nominale imposés sont récapitulés dans le chapitre 2, tableau 2.5.

4.4.6 Résultats d'essais de fatigue sur la première série d'éprouvettes T10

Les résultats d'essais de fatigue sur les éprouvettes trouées T10 ($K_t=2,3$) sont représentés sur le diagramme de Wöhler (figures 4.39 et 4.40). L'analyse de ces résultats montre que pour des niveaux de chargement équivalents, les trois matériaux de base ainsi que les joints soudés ne présentent pas les mêmes caractéristiques en fatigue oligocyclique. *Le positionnement du trou sur cette série d'éprouvettes est défini de telle façon que le fond d'entaille soit tangent au minimum du profil de microdureté de chaque soudure FSW.*

4.4.6.1 Résultats d'essais sur les matériaux de base

Les durées de vie des éprouvettes testées sont représentées sur le diagramme contrainte - nombre de cycles à rupture, dit diagramme de Wöhler. La figure (4.39) illustre les résultats d'essais sur les matériaux de base (non soudés) des alliages étudiés. D'une manière générale, les courbes de Wöhler des trois alliages sont très proches. Néanmoins on peut noter que les deux alliages de la série 2000 (2024-T351 et 2050-T851) présentent des courbes assez voisines et sont plus résistants que l'alliage 7449-T79.

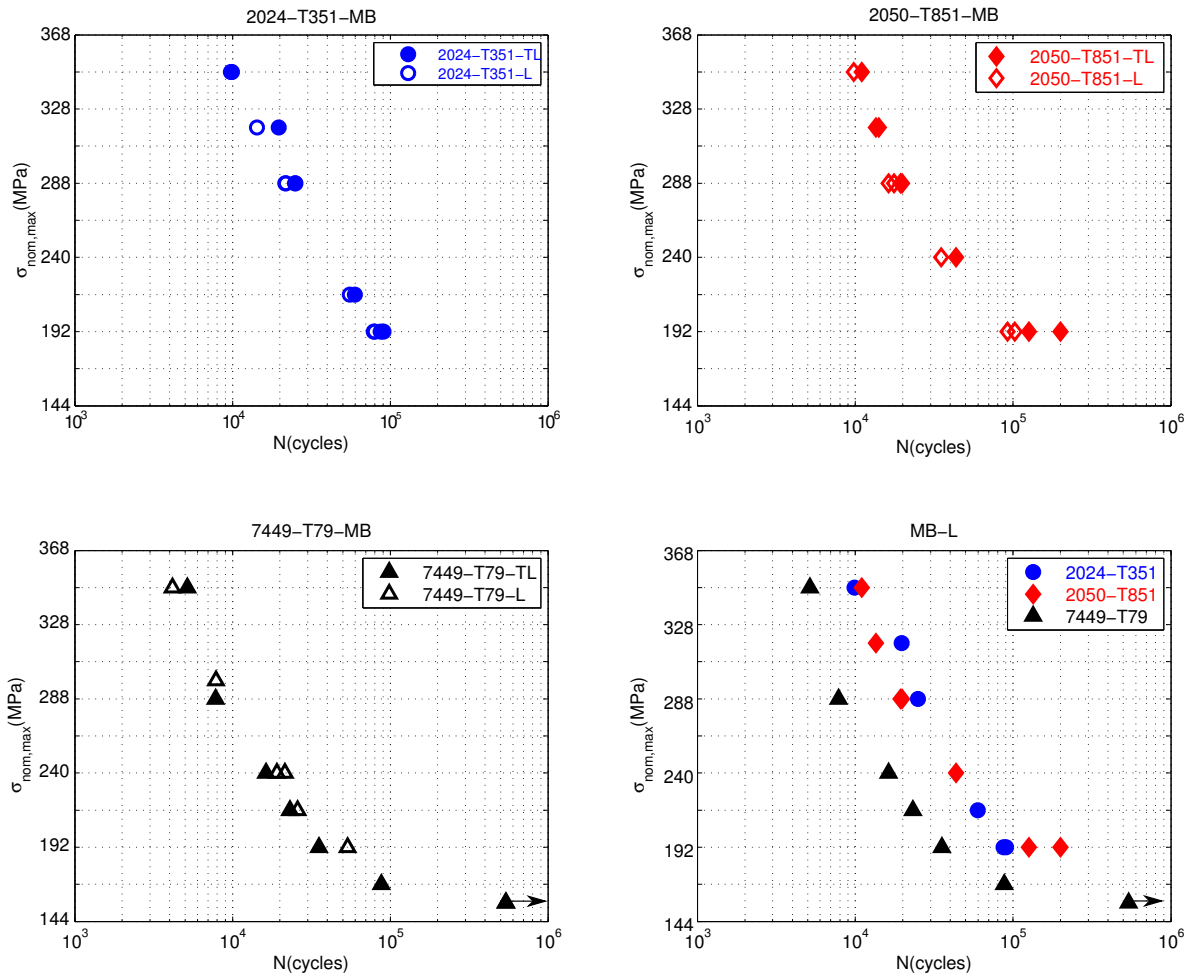


FIGURE 4.39 – Résultats d’essais de fatigue sur les matériaux de base non soudés, éprouvettes T10, $R=0,1$, $f=10$ Hz

On remarque également que l’effet de la direction de prélèvement des éprouvettes (L ou TL) dans ce domaine de durée de vie est très faible vis à vis de la résistance en fatigue pour les trois alliages (les alliages de base sont quasi-isotropes dans le domaine de durée de vie entre 10^4 et 10^5 cycles). Ainsi, dans la suite de ce chapitre, nous nous contentons de présenter les résultats obtenus sur les éprouvettes prélevées dans le sens travers long (TL) pour la comparaison des propriétés des joints soudés par rapport à celles des matériaux de base respectifs.

4.4.6.2 Résultats d’essais sur les joints soudés

Les résultats d’essais sur les éprouvettes T10 ($K_t=2.3$) sont représentés sur la figure 4.40. Dans le cas des soudures FSW, on remarque que le joint en alliage 2050-T851 présente une meilleure résistance que les joints soudés en alliages 7449-T79 et 2024-T351. Les joints soudés dissemblables présentent des durées de vie comprises entre celles des joints semblables (mêmes matériaux) des deux alliages soudés. Pour chaque niveau de chargement, la durée de vie de la soudure 7449-T79/2050-T851 est comprise entre celle du joint 2050-T851 et celle du joint 7449-T79. La durée de vie de la soudure 7449-T79/2024-T351 est comprise entre celle du joint 2024-T351 et celle du joint 7449-T79.

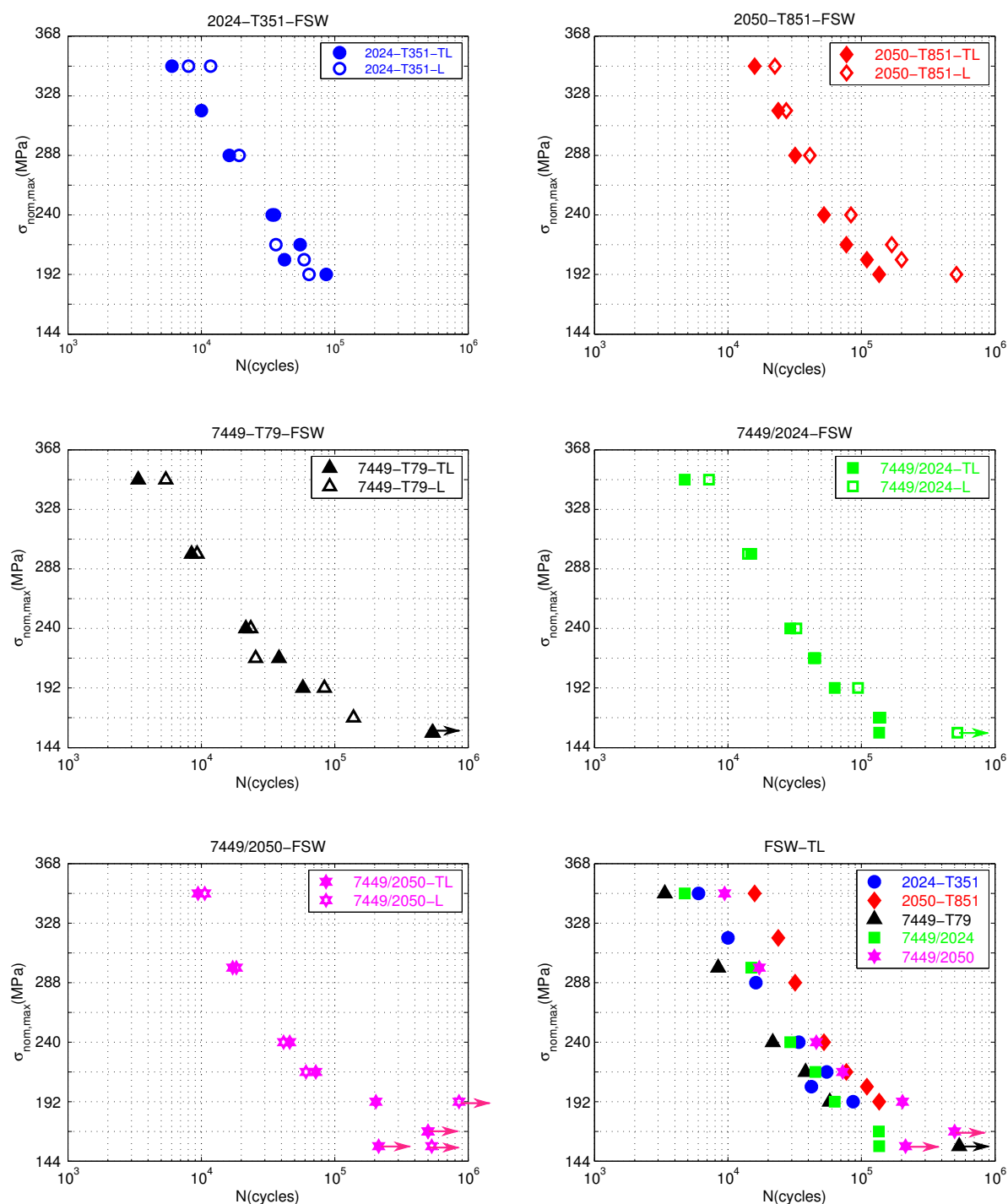


FIGURE 4.40 – Résultats d’essais de fatigue sur les joints soudés par FSW : (a) éprouvettes prélevées dans le sens TL et (b) éprouvettes prélevées dans le sens L, éprouvettes T10, $R=0,1$, $f=10$ Hz

La comparaison des résultats obtenus dans le sens L et dans le sens TL sur les mêmes joints montre que l’effet d’anisotropie est très faible notamment sur les joints en alliages 7449-T79 et 2024-T351. Néanmoins la durée de vie des joints testés dans le sens L est légèrement meilleure que celle obtenue dans le sens TL. Cela pourrait s’expliquer par la direction de sollicitation par rapport au sens du soudage qui est la même que la direction du laminage des plaques (sens L).

4.4.6.3 Comparaison avec les matériaux de base

La comparaison des résultats d'essais obtenus sur les joints soudés avec ceux obtenus sur les matériaux de base montre, d'une manière générale, une faible influence du procédé de soudage sur les deux alliages 2024-T351 et 7449-T79 en termes de la durée de vie à rupture (figure 4.41). Dans le cas de l'alliage 2024-T351, le procédé de soudage a, faiblement, dégradé la durée de vie des joints par rapport à celle du matériau de base notamment pour les niveaux de contraintes élevés. Dans le cas de l'alliage 7449-T79, les durées de vie du joint soudé sont très proches de celles du matériau de base non soudé.

D'autre part, dans le cas de l'alliage 2050-T851, on remarque que le procédé FSW améliore la résistance des joints soudés par rapport à celle du matériau de base. La durée de vie du joint soudé est légèrement supérieure à celle du matériau de base (notamment dans le sens L).

Pour les joints dissemblables, la durée de vie est comprise entre celles des deux matériaux de base soudés. La durée de vie du joint 7449-T79/2024-T351 est comprise entre la durée de vie du matériaux non soudé 7449-T79 et celle du 2024-T351. Dans le cas du joint 7449-T79/2050-T851, la durée de vie obtenue est quasi-équivalente à celle du matériau non soudé 2050-T851. On en déduit que le procédé de soudage par FSW des matériaux dissemblables améliore la résistance en fatigue de l'alliage le moins résistant (l'alliage 7449-T79 dans le cadre de cette étude). L'ensemble de ces résultats devra être analysé en tenant compte des contraintes résiduelles présentes dans les joints. Les résultats d'analyse sont attendus prochainement.

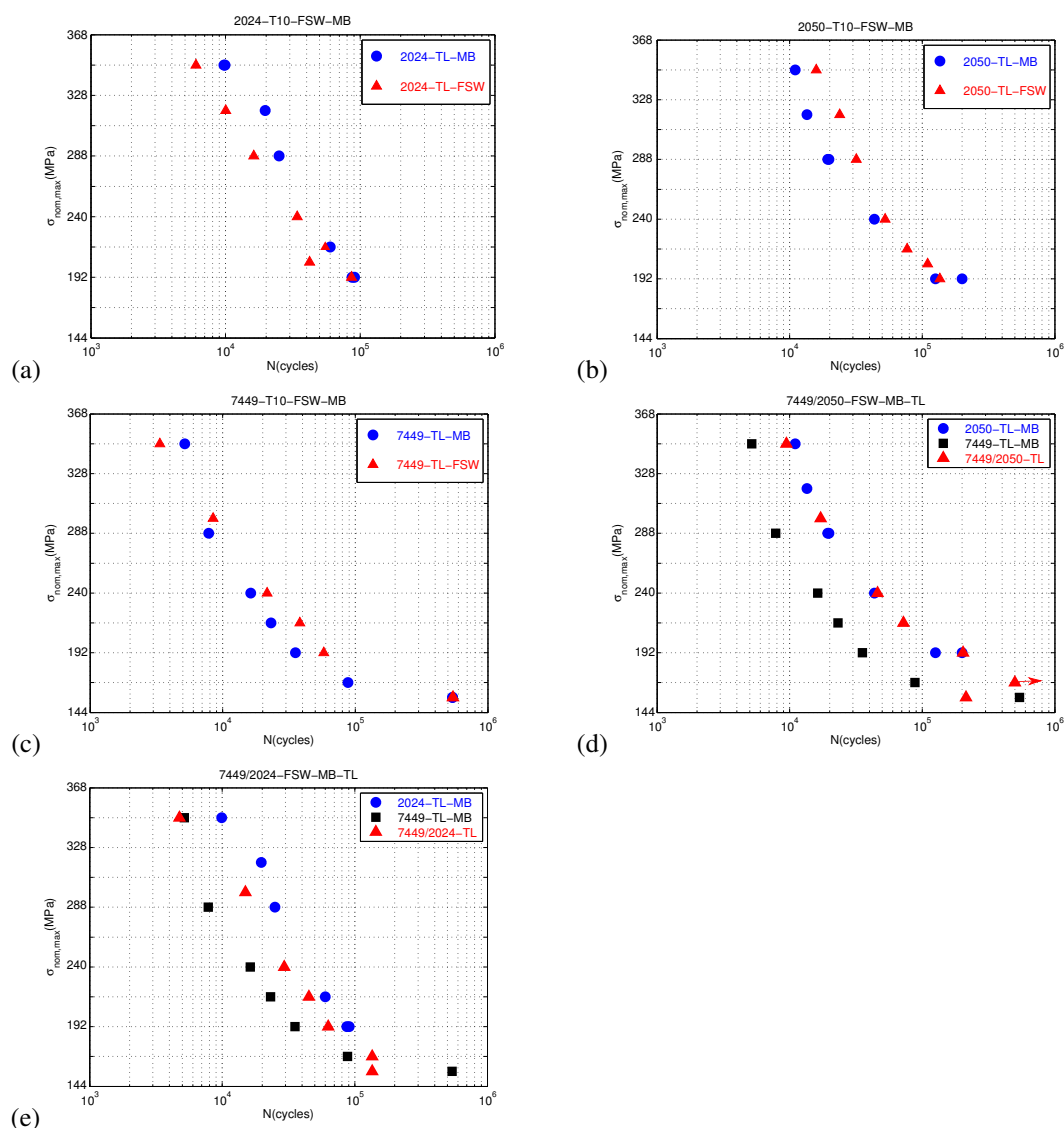


FIGURE 4.41 – Comparaison des résultats d’essais de fatigue sur les éprouvettes trouées T10 ($K_t=2,3$) prélevées dans le sens TL des joints soudés par FSW et des matériaux de base : (a) 2024-T351, (b) 2050-T851, (c) 7449-T79, (d) 7449-T79/2050-T851 et (e) 7449-T79/2024-T351

4.4.7 Résultats d’essais de fatigue sur la deuxième série d’éprouvettes T10

Pour cette série d’éprouvettes, la position du trou est définie à partir des résultats d’essais de fatigue sur les éprouvettes lisses (FPE20A). Le trou est positionné de telle façon à ce qu’il soit tangent à la zone critique d’amorçage de fissures observée sur les éprouvettes lisses. L’objectif de ces essais est de déterminer la résistance en fatigue ($R=0,1$) de ces soudures en les testant dans la configuration a priori la plus défavorable. Cette série concerne seulement les éprouvettes prélevées dans le sens L des cinq soudures étudiées.

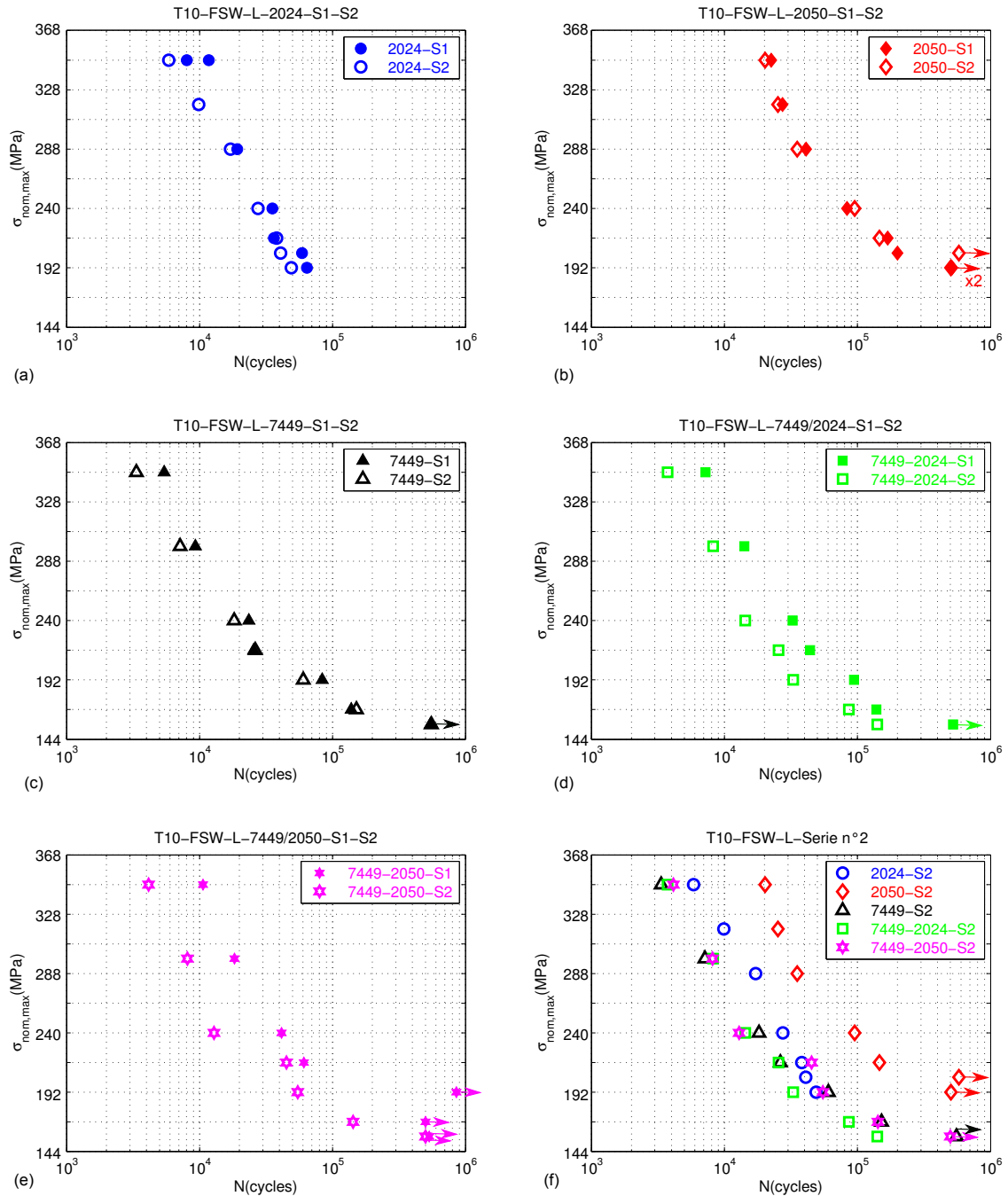


FIGURE 4.42 – Résultats d’essais de fatigue sur la deuxième série d’éprouvettes trouées T10 ($K_t=2,3$, $R=0,1$, $f=10$ Hz)

La comparaison des résultats d’essais de fatigue des deux séries d’éprouvettes T10 montre que *le repositionnement du trou n’influe pas sensiblement la durée de vie des soudures semblables* (figure 4.42-(a), (b) et (c)). À l’inverse, *dans le cas des soudures dissemblables* (figure 4.42-(d) et (e)), *la durée de vie des joints a été notablement réduite*.

La figure 4.42-(f) montre les résultats d’essais de fatigue sur la deuxième série d’éprouvettes T10. À la différence des résultats d’essais sur la première série, la durée de vie des joints dissemblables n’est pas comprise entre celles des deux alliages soudés ensemble mais semble équivalente à celle du joint semblable de l’alliage le moins résistant, à savoir la soudure 7449-T79. Pour le bureau d’étude aéronautique, la fixation de pièces par rivetage à travers un joint soudé par FSW doit être envisagée en spécifiant précisément la position du trou du rivet par rapport au centre de la soudure.

4.4.8 Résistance à la propagation de fissures des éprouvettes T10

La durée de vie de la phase de propagation des fissures de fatigue a été quantifiée. L'évolution de la longueur de la fissure en surface sur l'une des faces de quelques éprouvettes a été suivie, pendant l'essai de fatigue (figure 4.43) à l'aide d'une caméra PCO Pixelfly de résolution 1392(H) x 1024(V) pixels.

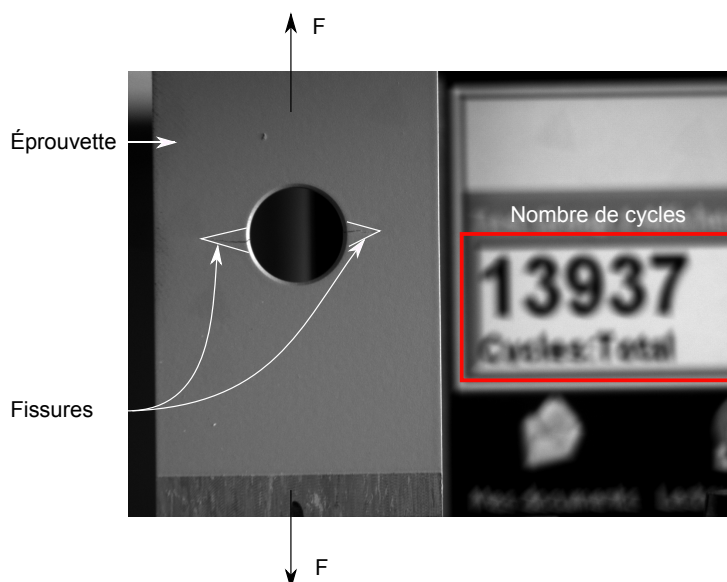


FIGURE 4.43 – Illustration de la longueur de fissure et du nombre de cycles correspondant lors des essais de fatigue sur les éprouvettes T10

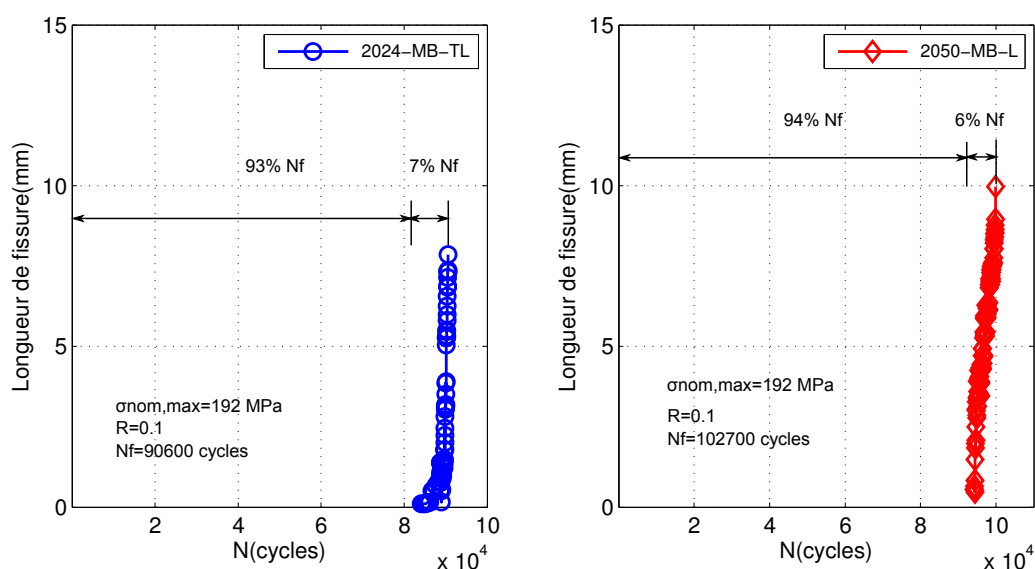


FIGURE 4.44 – Phase de propagation de fissure en surface des éprouvettes de fatigue T10 ($\sigma_{nom,max} = 192$ MPa, $R=0,1$) en alliages d'aluminium 2024-T351 (à gauche) et 2050-T851 (à droite)

La plus petite taille de fissure détectable en surface de l'éprouvette avec la caméra utilisée est $a_0 = 0.55 \pm 0.1mm$. Le nombre de cycles correspondant à chaque prise de vue est également enregistré (figure 4.43). L'évolution de la

longueur des fissures en fonction du nombre de cycles est suivie et illustrée sur la figure 4.44. La durée de la phase de propagation de fissures en surface des éprouvettes de fatigue T10 représente environ 6% dans le cas de l'alliage 2050-T851 et 7% dans le cas de l'alliage 2024-T351 de la durée de vie totale, ce qui est négligeable. L'essentiel de la durée de vie est donc gouvernée par la phase d'amorçage.

4.4.9 Analyse fractographique des faciès de rupture des éprouvettes T10

L'analyse des faciès de rupture à l'aide des observations au microscope électronique à balayage (MEB) révèle que les fissures de fatigue s'amorcent à partir des piqûres d'OAC. Toutes les éprouvettes ont rompu logiquement au fond du trou au minimum de la section perpendiculaire à la direction du chargement (figure 4.45).

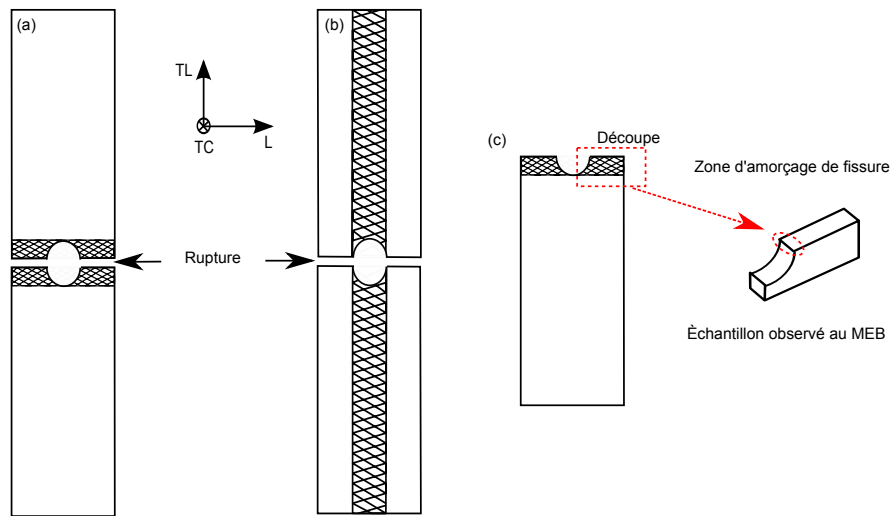


FIGURE 4.45 – Schéma de rupture des éprouvettes trouées T10 : (a) prélevées dans le sens TL, (b) dans le sens L et (c) échantillon observé au MEB

Rupture du joint soudé en alliage 2024-T351

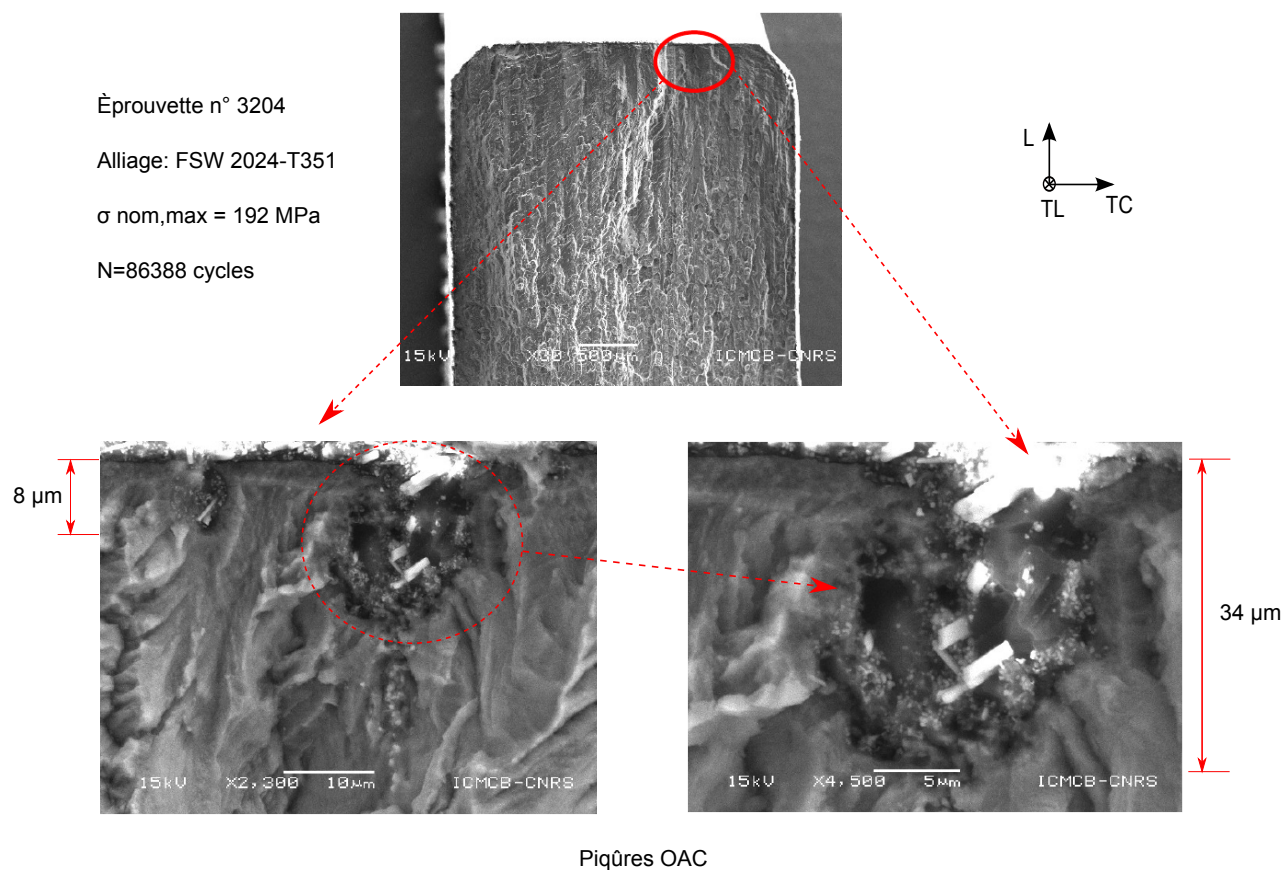


FIGURE 4.46 – Fractographie d’un faciès de rupture d’une éprouvette T10 prélevée dans le sens TL du joint soudé en alliage 2024-T351

On remarque que l’amorçage de fissure est initié à partir des piqûres introduites par l’oxydation anodique chromique. La profondeur des piqûres a atteint, par endroit, 34 µm de profondeur.

Rupture du joint soudé en alliage 2050-T851

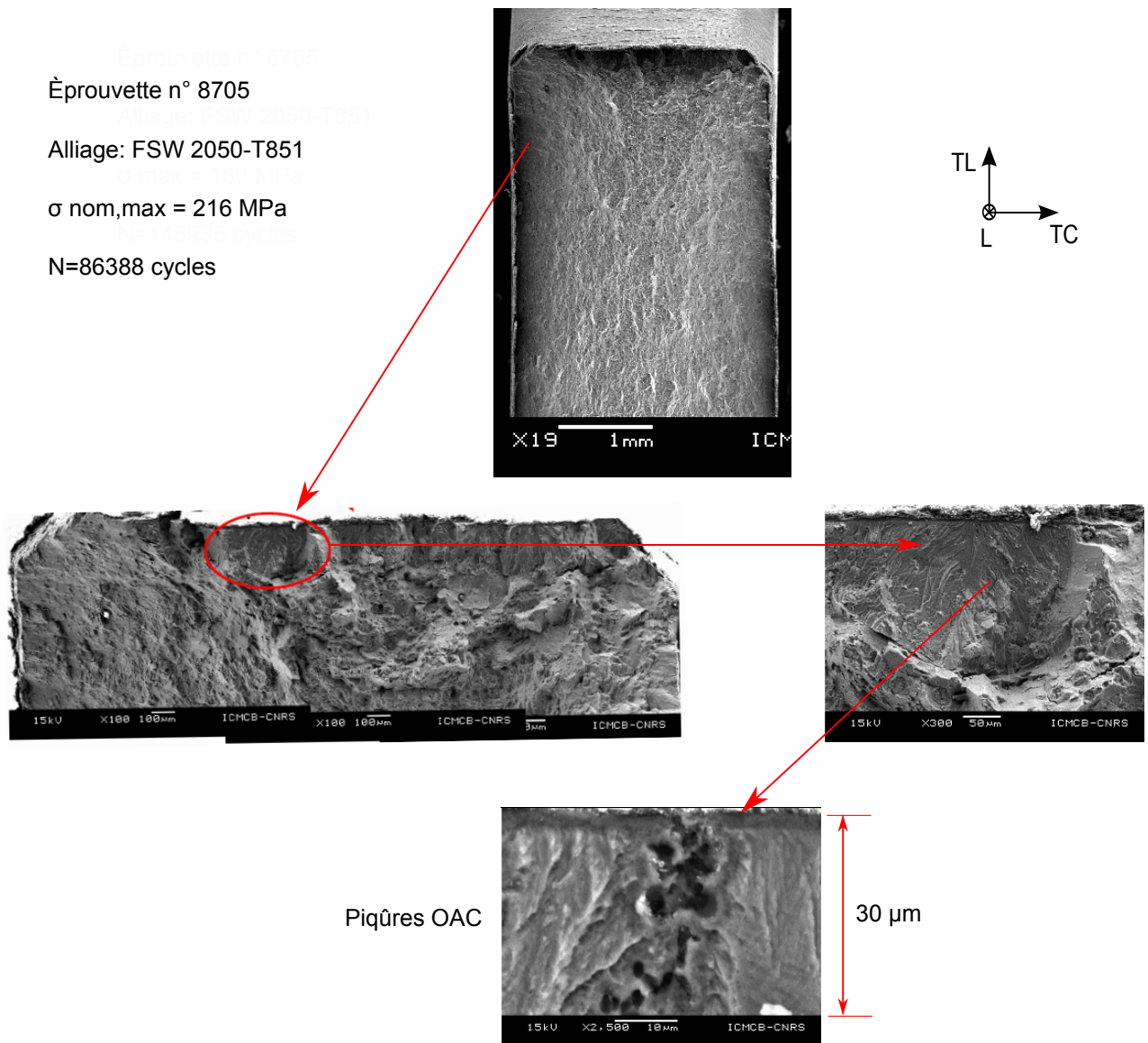


FIGURE 4.47 – Fractographie d'un faciès de rupture d'une éprouvette T10 prélevée dans le sens L du joint soudé en alliage 2050-T851

On remarque que l'amorçage de fissure est initié à partir des piqûres introduites par l'oxydation anodique chromique. La profondeur des piqûres a atteint, par endroit, 30 µm de profondeur.

Rupture du joint soudé en alliage 7449-T79

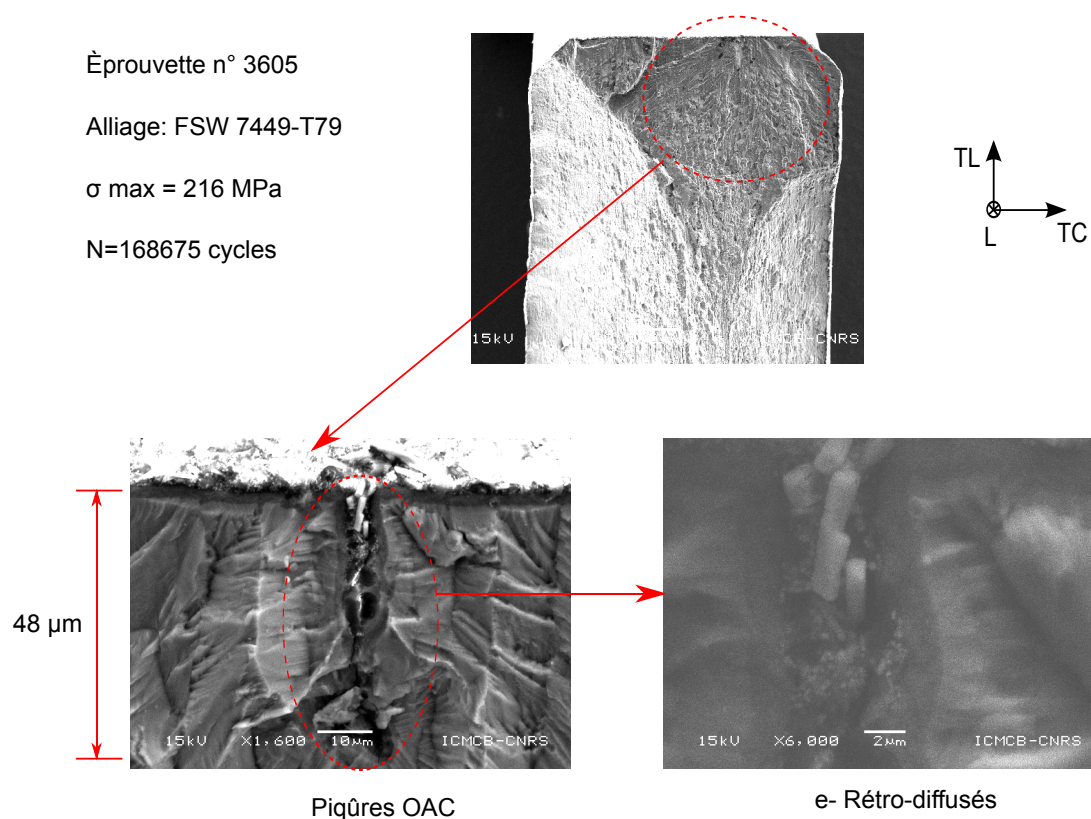


FIGURE 4.48 – Fractographie d'un faciès de rupture d'une éprouvette T10 prélevée dans le sens L du joint soudé en alliage 7449-T79

Comme précédemment, on remarque à nouveau que l'amorçage de fissure est initié à partir des piqûres introduites par l'oxydation anodique chromique. La profondeur des piqûres a atteint, par endroit, 48 μm de profondeur. Autour du site d'amorçage, on note la présence des inclusions et des précipités.

4.4.10 Conclusion partielle

On retient des résultats obtenus lors des essais de fatigue en traction ($R=0,1$) sur les éprouvettes trouées T10, dans le domaine de la fatigue oligocyclique (10^4 à 10^5 cycles) sur les alliages d'aluminium laminés à durcissement structural et les joints soudés par FSW ce qui suit :

1. Le suivi de la propagation de fissures en surface des éprouvettes montre que la part de la durée de vie liée à la propagation est très courte dans le domaine oligocyclique sur les alliages d'aluminium étudiés. La durée de vie est essentiellement pilotée par la résistance à l'amorçage de fissure.
2. Le procédé de soudage par FSW ne dégrade pas sévèrement la résistance en fatigue des alliages d'aluminium étudiés. Dans le cas de l'alliage 2050-T851 la durée de vie du joint soudé est améliorée par rapport à celle du matériau de base. Ceci devra être approfondi en analysant les contraintes résiduelles.
3. Faible effet d'anisotropie entre le sens du laminage et le sens transverse sur les courbes (S-N) des matériaux de base en traction $R=0,1$ ainsi que sur les joints soudés par FSW
4. Le repositionnement du trou dans la zone critique d'amorçage des fissures (figure 2.24), définie à partir des résultats d'essais de fatigue sur les éprouvettes lisses (FPE20A), diminue la durée de vie des soudures.
5. Contrairement aux essais de traction monotone quasi-statique, la zone critique à l'amorçage de fissure en fatigue oligocyclique n'est pas forcément située au minimum du profil de microdureté mesurée le long des joints soudés

par FSW pour les éprouvettes lisses. Cela permet de conclure que l'amorçage de fissure est piloté par des effets dispersés liés aux défauts internes.

6. L'oxydation anodique chromique induit des défauts de surface qui sont la cause essentielle de l'amorçage de fissures de fatigue.

4.5 Conclusion du chapitre

Ce chapitre a permis, d'une part, la mise en évidence des hétérogénéités du comportement mécanique en fatigue des joints soudés par FSW et d'autre part, de déterminer leur durée de vie dans les conditions de fonctionnement les plus défavorables en positionnant le fond d'entaille dans la zone critique à l'amorçage de fissure pour chaque configuration de soudage. Ces conditions sont représentées par les essais réalisés sur les éprouvettes trouées T10 prélevées dans deux orientations par rapport à la direction de soudage et de laminage des tôles.

L'utilisation de la méthode de mesure de champ de déformation par la corrélation d'images numériques a permis de définir le comportement local de chacune des zones qui constituent les structures soudées par FSW et de mettre en évidence les zones de localisation et d'initiation de la déformation plastique. La comparaison des champs cinématiques avec la cartographie de microdureté montre que la déformation se localise dans les zones présentant le minimum de microdureté. En revanche, cela ne permet pas de définir la zone critique à l'amorçage de fissure de fatigue. Enfin, des observations microscopiques ont permis de mettre en évidence deux mécanismes différents d'endommagement en fatigue oligocyclique pouvant être à l'origine de l'amorçage de fissure :

1. Dans le cas de ruptures dans la ZAT ou la ZATM, le mécanisme d'amorçage de fissure est associé à la rupture de grosses particules intermétalliques présentes dans ces zones.
2. Pour les ruptures observées dans le noyau, le mécanisme d'amorçage de fissure favorise plutôt la décohésion de particules intermétalliques avec la matrice.

Dans le cas des essais sur les éprouvettes entaillées (T10, $K_t=2,3$) avec le traitement OAC, l'origine de l'amorçage de fissure est essentiellement due aux piqûres créées par l'attaque anodique en surface des éprouvettes.

Conclusion générale et perspectives

La caractérisation des joints soudés par FSW est une étape incontournable pour mettre en évidence les effets du procédé de soudage sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium ainsi assemblés. Les hétérogénéités introduites par le soudage FSW rendent complexe l'étude du comportement mécanique de ces assemblages en tenant compte de l'évolution de la microstructure à travers les joints. Cette étude constitue un élément de réponse à une problématique industrielle visant le développement et la mise en œuvre du soudage FSW sur un caisson de voilure d'avion d'affaires.

L'objectif de cette thèse a été l'étude du comportement mécanique sous chargements de traction monotone quasi-statique et de fatigue oligocyclique (traction $R=0,1$) des joints soudés par FSW. Il a été question de mettre en place des techniques expérimentales qui permettent l'analyse des propriétés mécaniques globales et locales dans chaque zone constituant les soudures FSW. Nous avons vu dans la revue bibliographique qu'à l'inverse de l'évolution de la microstructure à travers les joints soudés par FSW qui a été largement traitée dans la littérature, peu de travaux de recherche ont été publiés sur la caractérisation de leur comportement mécanique notamment sous des chargements alternés. Trois nuances d'alliages d'aluminium laminés (deux de la série 2000 : 2024-T351, 2050-T851 et un de la série 7000 : 7449-T79) ont été étudiées au travers de cinq configurations de soudage (trois soudures semblables et deux soudures dissemblables). Des observations microscopiques associées à des mesures de microdureté ont permis de définir plusieurs zones présentant des microstructures différentes à travers les joints soudés : le noyau, la zone affectée thermomécaniquement (ZATM) et la zone affectée thermiquement (ZAT).

Pour mener à bien cette étude, il a été intéressant de caractériser le comportement mécanique local de chacune des zones qui constituent le joint soudé. Pour réaliser de telles analyses, notre choix s'est porté sur l'utilisation de mesures de champs cinématiques par corrélation d'images numériques. Aussi, un dispositif d'essais a été mis au point pour permettre de suivre simultanément le champ de déformation sur deux surfaces perpendiculaires d'une même éprouvette : la face principale et la surface latérale. Les résultats obtenus montrent que, sous chargement de traction monotone quasi-statique, le procédé de soudage dégrade les propriétés mécaniques des joints par rapport à celles des matériaux de base. En posant l'hypothèse d'égalité entre les contraintes locales (dans chaque zone) et la contrainte nominale globale appliquée sur l'éprouvette, les courbes ($\sigma_{nominale, globale} - \epsilon_{locale}$) ont permis de constater que les différentes zones constituant le joint présentent des comportements mécaniques très hétérogènes. Dans le cas du joint soudé en alliage 7449-T79, ces zones présentent des hétérogénéités non seulement dans le domaine élasto-plastique mais aussi dans la partie linéaire de la courbe de traction (d'après les résultats obtenus par cette méthode). La comparaison des champs cinématiques avec la microdureté montre que la déformation se localise, pour toutes les configurations de soudage, aux minima des profils de microdureté. L'analyse microscopique a permis de conclure que ces zones de localisation de déformation correspondent aux zones de rupture des soudures FSW sous chargement de traction monotone quasi-statique. Afin de pallier le problème des hétérogénéités du champ de contraintes à travers le joint soudé et construire les courbes de comportement local ($\sigma_{vraie} - \epsilon_{vraie}$) dans chacune des zones, ces résultats ont été complétés par des essais réalisés sur des mini-éprouvettes prélevées dans chaque zone. Les résultats obtenus montrent une bonne cohérence entre les courbes ($\sigma_{nominale, globale} - \epsilon_{locale}$) et ($\sigma_{vraie} - \epsilon_{vraie}$) jusqu'à 5% de déformation dans les ZAT (côtés AS et RS) et jusqu'à 10% de déformation totale dans le noyau, pour le joint soudé en alliage 2050-T851. Pour le joint soudé en alliage 7449-T79, les résultats obtenus avec l'hypothèse précédemment citée ne sont pas cohérents avec ceux obtenus sur les mini-éprouvettes. Cela montre que l'hypothèse d'égalité entre les contraintes locales et la contrainte nominale globale ne peut pas être appliquée dans le cas du joint soudé en alliage 7449-T79 à cause du fort gradient de microstructure introduit par le procédé de soudage. Ces résultats serviront pour la modélisation du comportement mécanique de ces soudures.

Dans le domaine de la fatigue oligocyclique, les résultats d'essais montrent que le procédé de soudage réduit la durée de vie des joints soudés par FSW. Les essais de fatigue en traction-traction ($R=0,1$) réalisés sur des éprouvettes lisses ont permis de mettre en évidence les hétérogénéités de comportement mécanique cyclique dans chacune des zones constituant les joints soudés par FSW. Les résultats obtenus montrent que le champ de déformations se localise aux

minima des profils de microdureté. La déformation moyenne par cycle à travers les joints prend une forme inverse du profil de microdureté, elle est maximale au minimum de microdureté et minimale au maximum de microdureté alors que l'amplitude de déformation reste quasi-identique pour toutes les zones du joint soudé et ce pour toutes les configurations de soudage. En revanche, les observations microscopiques ont permis de conclure que les zones de localisation de la déformation ne sont pas forcément les zones d'amorçage des fissures de fatigue. L'analyse fractographique a mis en évidence deux mécanismes principaux d'endommagement : il s'agit de la rupture ou de la décohésion des particules intermétalliques avec la matrice.

Les essais de fatigue sur des éprouvettes entaillées (trouées, T10, $K_t=2.3$) traitées par OAC, ont permis d'estimer la durée de vie des soudures FSW dans des conditions défavorables représentatives du fonctionnement des structures aéronautiques et de comprendre l'influence de la position du trou (rivet) par rapport à la soudure FSW. Les analyses fractographiques des faciès de rupture ont montré que l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue est essentiellement les piqures créées par l'attaque anodique en surface des éprouvettes.

Suite aux résultats de ce travail, des études complémentaires restent envisageables. D'un point de vue expérimental, il serait intéressant de comprendre l'effet de chaque paramètre du procédé de soudage FSW (vitesse de rotation, forme de l'outil, effort du forgeage, vitesse d'avance¹ ...) sur les propriétés mécaniques des joints soudés et établir une relation entre les phénomènes intervenant à l'échelle microscopique et la réponse macroscopique de la structure soudée. D'autre part, des essais de fatigue complémentaires sont nécessaires pour une analyse statistique des courbes de Wöhler pour chaque soudure FSW. Aussi, l'étude du comportement mécanique cyclique à différents niveaux de chargement ainsi que l'adaptation du montage optique sur les essais cycliques restent à faire.

Du point de vue numérique, des efforts peuvent être faits pour modéliser le comportement mécanique en traction monotone quasi-statique et en fatigue des joints soudés par FSW en se servant des résultats d'essais obtenus sur les mini-éprouvettes (comportements locaux) et des simulations numériques par méthodes inverses permettront d'identifier le champ de contrainte hétérogène dans les différentes zones. Au-delà, il reste à proposer une méthode de calcul de durée de vie en fatigue oligocyclique afin d'estimer la durabilité des joints soudés par FSW.

1. Ces paramètres ne peuvent pas être communiqués dans le cadre de cette étude pour des raisons de confidentialité.

Références bibliographiques

- [1] Ali, A., Brown, M., and Rodopoulos, C. (2008). Modelling of crack coalescence in 2024-T351 Al alloy friction stir welded joints. *International Journal of Fatigue*, 30 :2030 – 2043.
- [2] Ali, A., Brown, M. W., Rodopoulos, C. A., and Gardiner, S. (2006). Characterization of 2024-T351 friction stir welding joints. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 6 :83–96.
- [3] Aydin, H., Bayram, A., Uuz, A., and Akay, K. S. (2009). Tensile properties of friction stir welded joints of 2024 aluminum alloys in different heat-treated-state. *Materials and Design*, 30 :2211 – 2221.
- [4] Baumann, S. and Williams, D. (1985). Experimental observations on the nucleation and growth of δ (Al₃-Li) in dilute Al-Li alloys. *Metallurgical and Materials Transactions*, 16 :1203–1211.
- [5] Bergonnier, S. (2005). *Relations entre microstructure et propriétés mécaniques de matériaux enchevêtrés*. PhD thesis, Université Pierre et Marie Curie.
- [6] Besnard, G., Hild, F., and Roux, S. (2006). Finite-element displacement fields analysis from digital images application to portevinle chatelier bands. *Experimental Mechanics*, 46((2006)) :789–803.
- [7] Booth, D. and Sinclair, I. (2002). Fatigue of friction stir welded 2024-T351 Aluminium Alloy. *Materials Science Forum*, 396-402 :1671–1676.
- [8] Bornert, M. (2007). Evaluation métrologique d’algorithmes de corrélation d’images numériques. In *Congrès Français de mécanique*.
- [9] Bousquet, E. (2011). *Durabilité des assemblages soudés par Friction Stir Welding (FSW) Corrélation entre microstructure et sensibilité à la corrosion*. PhD thesis, Université Bordeaux 1.
- [10] Bussu, G. and Irving, P. (2002). The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints. *International Journal of Fatigue*, 25 :77–88.
- [11] Cavaliere, P., Campanile, G., Panella, F., and Squillace, A. (2006a). Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6056 joints produced by friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 180 :263 – 270.
- [12] Cavaliere, P., Nobile, R., Panella, F., and Squillace, A. (2006b). Mechanical and microstructural behaviour of 2024-7075 aluminium alloy sheets joined by friction stir welding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46 :588 – 594.
- [13] Cerri, E., Leo, P., Wang, X., and Embury, J. (2011). Mechanical properties and microstructural evolution of friction-stir-welded thin sheet aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42 :1283–1295.
- [14] Cevdet and Meriç (2000). Physical and mechanical properties of cast under vacuum aluminum alloy 2024 containing lithium additions. *Materials Research Bulletin*, 35 :1479–1494.

- [15] CHAUSSUMIER, M., SHAHZAD, M., MABRU, C., CHIERAGATTI, R., and Rezai-Ariab, F. (2009). Influence du décapage sur la tenue en fatigue de l'alliage Al7010-T7451 traité par oxydation anodique chromique.
- [16] Chen, S, P., Bhat, and N, B. (2002). Time-temperature-precipitation behavior in Al-Li Alloy 2195. Technical report, NASA.
- [17] Chen, Y., Feng, J., and Liu, H. (2009). Precipitate evolution in friction stir welding of 2219-T6 aluminum alloys. *Materials Characterization*, 60 :476 – 481.
- [18] D. Bolser, R. Talwar, and R. Lederich (2004). Mechanical properties of friction stir welded 7050-T7451. Technical report, The Boeing Company.
- [19] Di, S., Yang, X., Luan, G., and Jian, B. (2006). Comparative study on fatigue properties between AA2024-T4 friction stir welds and base materials. *Materials Science and Engineering*, A 435-436 :389–395.
- [20] Dubost, B. and P.Sainfort (1991). Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium. *Technique de l'ingénieur*, M240 :1–37.
- [21] Dumont, D. (2001). *Relations Microstructure / Ténacité dans les alliages aéronautiques de la série 7000*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble.
- [22] Dumont, M., Steuwer, A., Deschamps, A., Peel, M., and Withers, P. (2006). Microstructure mapping in friction stir welds of 7449 aluminium alloy using saxs. *Acta Materialia*, 54 :4793 – 4801.
- [23] Fendoni, A. (2009). *The effect of post weld heat treatment on the corrosion behaviour of a AA 2050T34-FSW*. PhD thesis, School of Metallurgy and Materials, University of Birmingham.
- [24] Fersini, D. and Pironi, A. (2007). Fatigue behaviour of Al2024-T3 friction stir welded lap joints. *Engineering Fracture Mechanics*, 74 :468–480.
- [25] Fratini, L., Pasta, S., and Reynolds, A. (2009). Fatigue crack growth in 2024-T351 friction stir welded joints : Longitudinal residual stress and microstructural effects. *International Journal of Fatigue*, 31 :495 – 500.
- [26] Fribourg, G. (2009). *Couplages entre précipitation et plasticité dans un alliage d'aluminium 7xxx : application à des traitements thermomécaniques de réduction des distorsions dans des composants aéronautiques*. PhD thesis, Institut Polytechnique de Grenoble.
- [27] Genevois, C. (2004). *Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d alliages d aluminium de la série 2000 et 5000 et comportement mécanique résultant*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble.
- [28] Genevois, C., Deschamps, A., Denquin, A., and Doisneau-Cottignies, B. (2005a). Quantitative investigation of precipitation and mechanical behaviour for aa2024 friction stir welds. *Acta Materialia*, 53 :2447–2458.
- [29] 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.
- [30] Gratiot, E. (2009). Caractérisation des joints soudés fsw 2024 T3/2024 T3, 2050 T8/2050 T8, 7449 T79/7449 T79, 7449 T79/2024 T3 et 7449 T79/2050 T8 à partir d'éprouvettes élémentaires projet ADSAM - SP2 FSW - Phase A - programme d'essais. Technical report, Dassault Aviation-CONFIDENTIEL.
- [31] J.-Q. Su, T.W. Nelson, R. Mishra, and M. Mahoney (2002). Microstructural investigation of friction stir welded 7050- T651 aluminium. *Acta Materialia*, 51 :713–729.

- [32] Jariyaboon, M., Davenport, A., Ambat, R., Connolly, B., Williams, S., and Price, D. (2007). The effect of welding parameters on the corrosion behaviour of friction stir welded AA2024-T351. *Corrosion Science*, 49 :877–909.
- [33] Kamp, N., Sullivan, A., Tomasi, R., and Robson, J. (2006). Modelling of heterogeneous precipitate distribution evolution during friction stir welding process. *Acta Materialia*, 54 :2003 – 2014.
- [34] K.V. Jata, K.K. Sankaran, and Ruschau, J. (2000). Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol 31A :2181–2192.
- [35] L, T. P., J, L. A., R, S. H., and J, W. P. (2009). Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 54 :49–93.
- [36] Liu, H. J., Fujii, H., Maedaa, M., and Nogi, K. (2003). Tensile properties and fracture locations of friction-stir-welded joints of 2017-T351 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 142 :692–696.
- [37] Liu, S. and Chao, Y. J. (2004). Determination of global mechanical response of friction stir welded plates using local constitutive properties. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 13 :1–15.
- [38] Lockwood, W. and Reynolds, A. (2003). Simulation of the global response of a friction stir weld using local constitutive behavior. *Materials Science and Engineering, A* 339 :35–42.
- [39] M. A. Sutton, A. P. Reynolds, B. Yang, and R. Taylor (2002). Mode I fracture and microstructure for 2024-T3 friction stir welds. *Materials Science and Engineering, A* 354 :6–16.
- [Maeda et al.] Maeda, M., Liu, H., Fujii, H., and Shibayanagi, T. Temperature field in the vicinity of fsw - tool during friction stir welding of aluminum alloys. Center for Advanced Science and Innovation, Osaka University, Japan Joining and Welding Research Institute, Osaka University, Japan.
- [41] Mishra, R. and Ma, Z. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering, R* 50 :1–78.
- [42] Mistou, S. and surrel, Y. (2005). Caractérisation métrologique des systèmes optiques de mesure de champs cinématiques. In *Congrès Français de Mécanique - Marseille*.
- [43] Mou, Y., Howe, J., and Starke, E. (1995). Grain-boundary precipitation and fracture behavior of an Al-Cu-Li-Mg-Ag alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 26 :1591–1595.
- [44] M.W. Mahoney, C.G. Rhodes, J.G. Flintoff, R.A. Spurling, and W.H. Bingel (1998). Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions, A* 29 :1955–1964.
- [45] Nandan, R., DebRoy, T., and Bhadeshia, H. (2008). Recent advances in friction stir welding - process, weldment structure and properties. *Progress in Materials Science*, 53 :980–1023.
- [46] Noble, B., Harris, S. J., and Dinsdale, K. (1982). The elastic modulus of aluminium-lithium alloys. *Journal of Materials Science*, 17 :461–468.
- [47] PERNOT-GEHIN, A. (2007). *Etude des procédés de colmatage d'alliages d'aluminium anodisé*. PhD thesis, Université Henri Poincaré Nancy-I.
- [48] Phillip L. Reu, Michael Sutton, Y. W. and Miller, T. J. (2009). Uncertainty quantification for digital image correlation. In *Proceedings of the SEM Annual Conference- Albuquerque New Mexico USA*.
- [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.

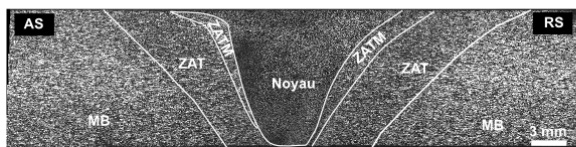
- [50] Pouget, G. and Reynolds, A. (2007). Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA 2050 friction stir welds. *International Journal of Fatigue*, A 30 :463–472.
- [51] Schneider, A., J., Nunes, Chen, A. C., S., P., and G., S. (2005). Tem study of the fsw nugget in AA2195-T81. *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 thin-sheet Al-Cu-Li alloy using transmission-electron microscopy. *Scripta Materialia*, A 56 :513–516.
- [55] 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.
- [56] Surrel, Y. (2005). Les techniques optiques de mesure de champ : essai de classification. In *Congrès Français de Mécanique - Marseille*.
- [57] Sutton, M., Yan, J., Tiwari, V., Schreier, H., and Orteu, J. (2008a). Corrigendum to : "the effect of out-of-plane motion on 2D and 3D digital image correlation measurements". *Optics and Lasers in Engineering*, 46 :848.
- [58] Sutton, M., Yan, J., Tiwari, V., Schreier, H., and Orteu, J. (2008b). The effect of out-of-plane motion on 2D and 3D digital image correlation measurements. *Optics and Lasers in Engineering*, 46 :746–757.
- [59] Sutton, M., Yang, B., Reynolds, A., and Taylor, R. (2002). Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum. *Materials Science and Engineering*, A 323 :160–166.
- [60] Triconnet, K. (2007). *Identification des propriétés mécaniques à partir de mesures de champs dans un matériau multi-phase*. PhD thesis, Arts et Métiers ParisTech.
- [61] Triconnet, K., Derrien, K., Hild, F., and Baptiste, D. (2009). Parameter choice for optimized digital image correlation. *Optics and Lasers in Engineering*, 47 :728–737.
- [62] Vasudévan, A. and Doherty, R. (1987). Grain boundary ductile fracture in precipitation hardened aluminum alloys. *Acta Metallurgica*, 35 :1193–1219.
- [63] Vasudévan, A., Ludwiczak, E., Baumann, S., Doherty, R., and Kersker, M. (1985). Fracture behavior in Al-Li alloys : role of grain boundary δ . *Materials Science and Engineering*, 72 :25–30.
- [64] 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.
- [65] Yang, B., Yan, J., Sutton, M. A., and Reynolds, A. P. (2004). Banded microstructure in AA2024-T351 and AA2524-T351 aluminum friction stir welds : Part I. metallurgical studies. *Materials Science and Engineering*, 364 :55–65.
- [66] Zadpoor, A., Sinke, J., and Benedictus, R. (2012). The effects of friction stir welding on the mechanical properties and microstructure of 7000 series aluminium tailor-welded blanks. *International Journal of Material Forming*, 1 :1311–1314.
- [67] Zettler, R., Lomolino, S., dos Santos, J., Donath, T., Beckmann, F., Lippman, T., and Lohwasser, D. G. (2004). Effect of tool geometry and process parameters on material flow in FSW of an AA 2024-T351 alloy. *DVS BERICHT*, 229 :83–89.

Annexes

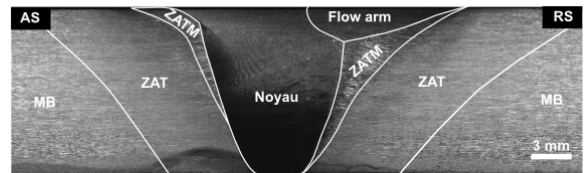
.1 Micrographie des joints soudés par FSW

La figure 49 illustre la macrostructure (coupe dans le plan TL-TC) des joints soudés par FSW. On remarque que la forme du cordon est différente pour chaque couple de matériaux soudés.

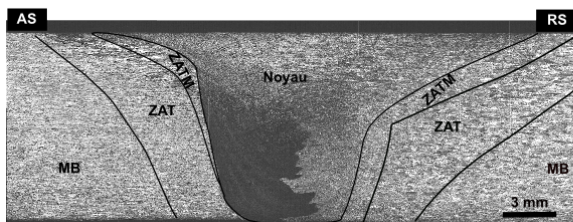
Joint 2024-T351



Joint 7449-T79



Joint 7449-T79/2024-T351



Joint 7449-T79/2050-T851

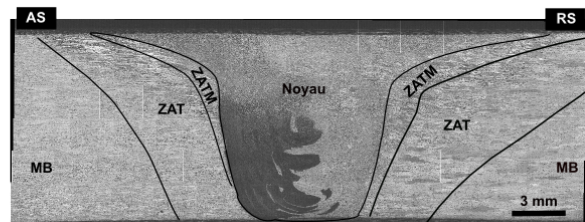


FIGURE 49 – Macrostructure des joints soudés par FSW en alliages d'aluminium

.1.1 Joint semblable en alliage 2024-T351

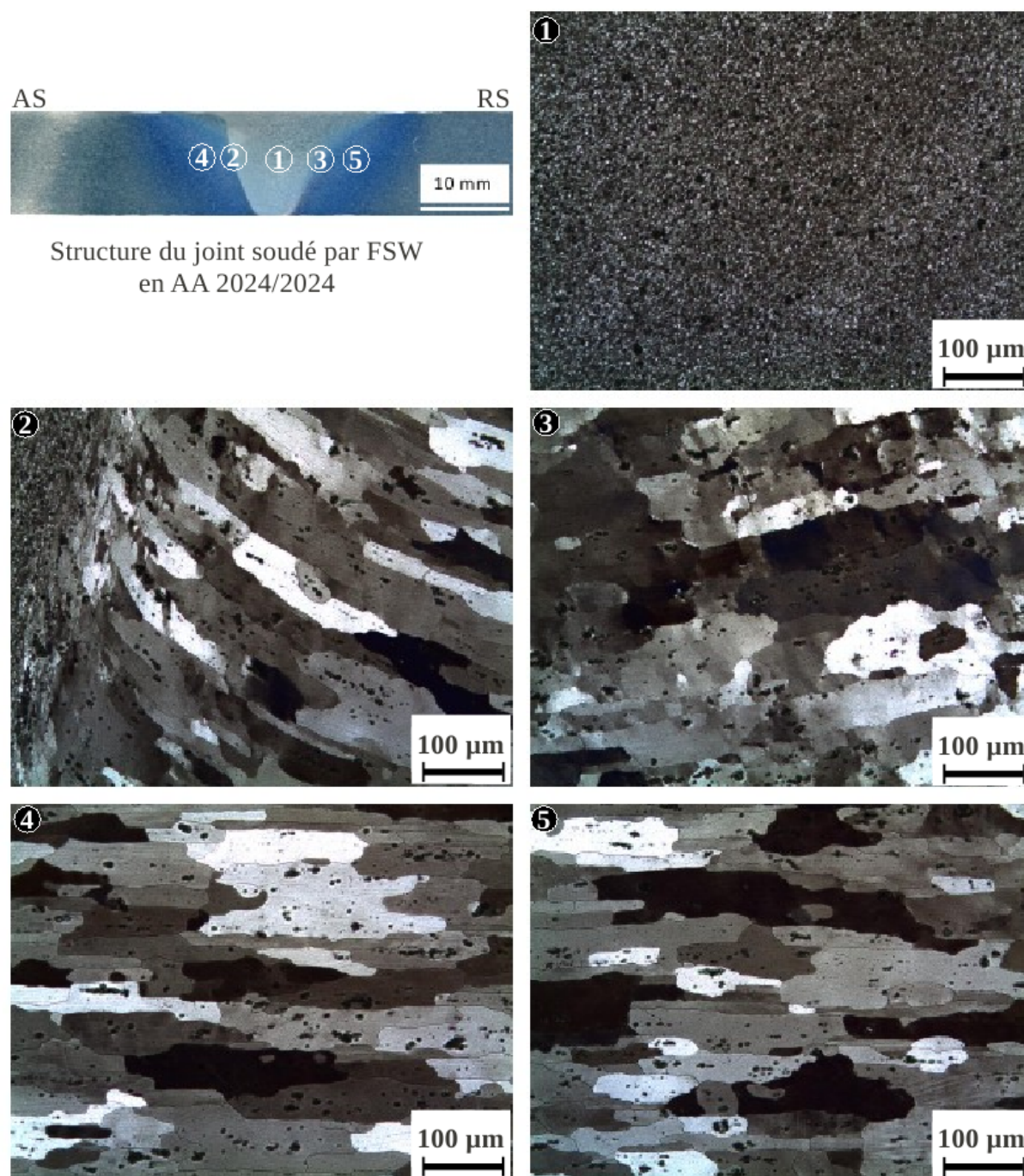


FIGURE 50 – Microstructure du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 (1) noyau, (2) ZATM-AS, (3) ZATM-RS, (4) ZAT-AS et (5) ZAT-RS

.1.2 Joint semblable en alliage 7449-T79

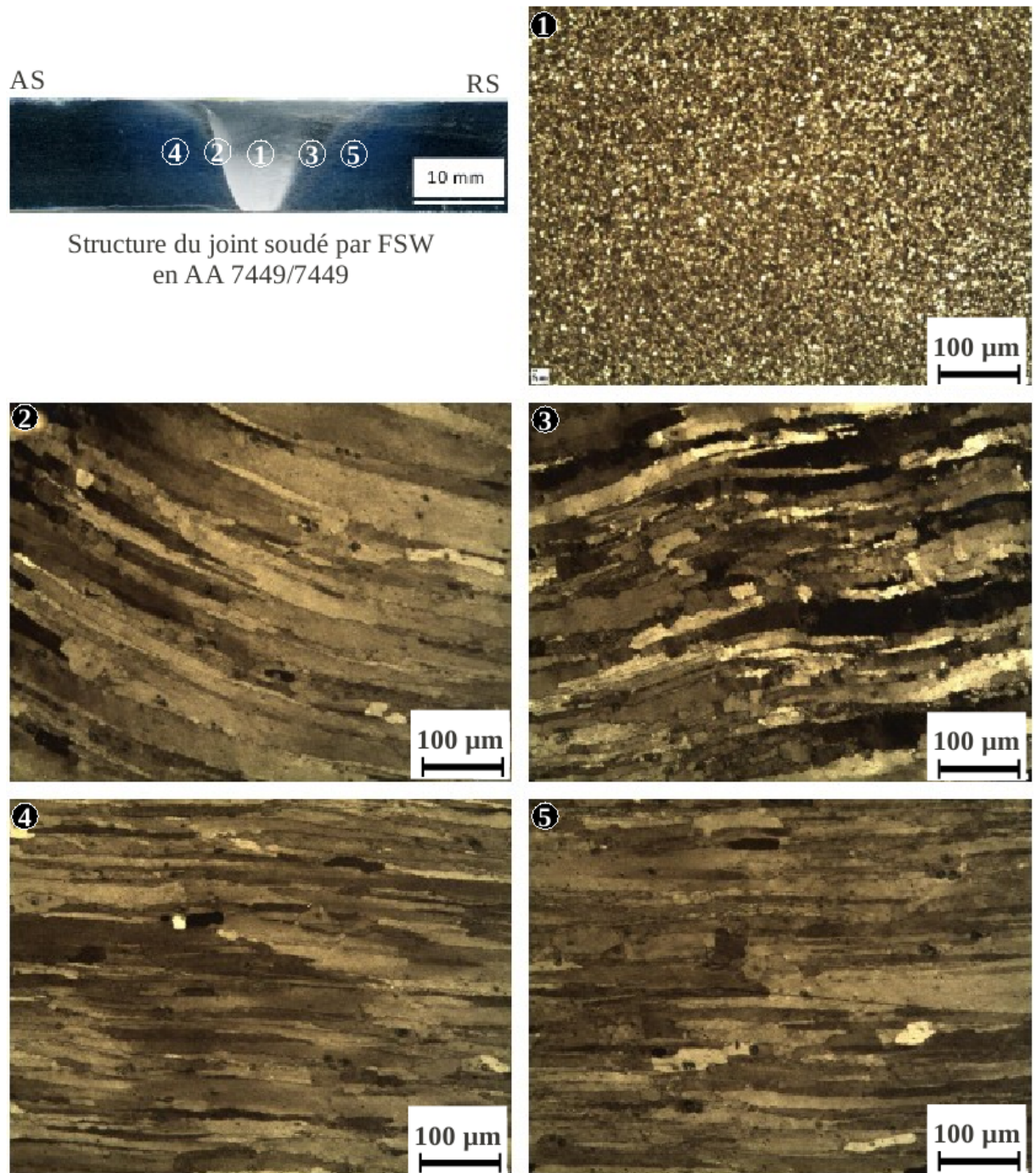


FIGURE 51 – Microstructure du joint soudé par FSW en alliage d'aluminium 7449-T79 (dans le plan TL-TC) (1) noyau, (2) ZATM-AS, (3) ZATM-RS, (4) ZAT-AS et (5) ZAT-RS

.1.3 Joint dissemblable en alliages 7449-T79/2024-T351

La figure 52 illustre la microstructure du joint dissemblable en alliages 7449-T79/2024-T351. L'alliage 2024-T351 est placé du côté RS de la soudure.

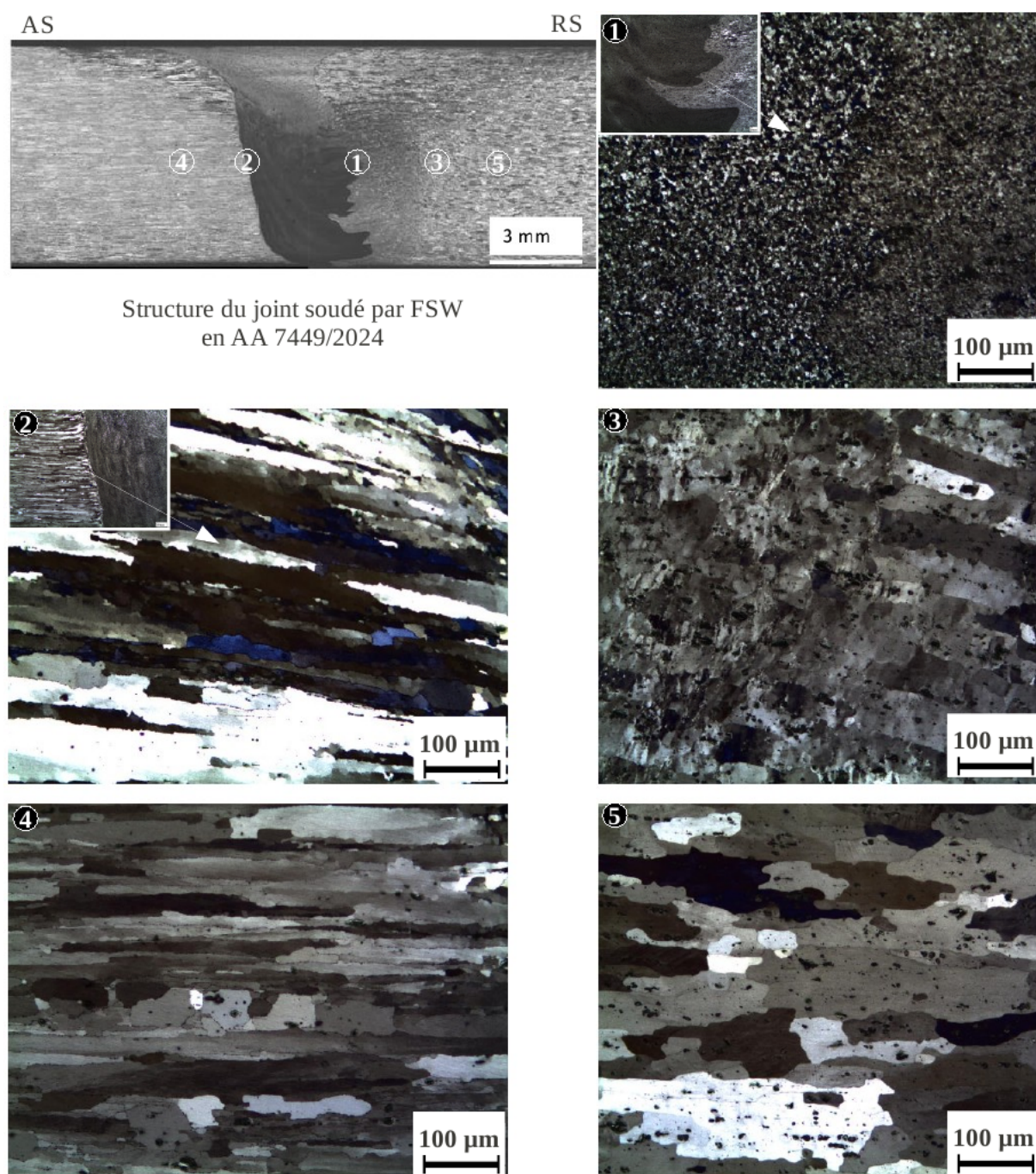


FIGURE 52 – Microstructure du joint dissemblable en alliages d'aluminium 7449-T79/2024-T351 (dans le plan TL-TC) (1) noyau, (2) ZATM-AS, (3) ZATM-RS, (4) ZAT-AS et (5) ZAT-RS

On rappelle que la taille de grains dans chacune des zones qui constituent les soudures FSW est récapitulée dans le tableau 2.4.

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

.2.1 Éprouvettes prélevées dans le sens TL des plaques soudées (éprouvettes TPALCAN)

.2.1.1 Courbes d'écrouissage monotone du joint semblable en alliage 2024-T351 et du joint dissemblable en alliages 7449-T79/2024-T351

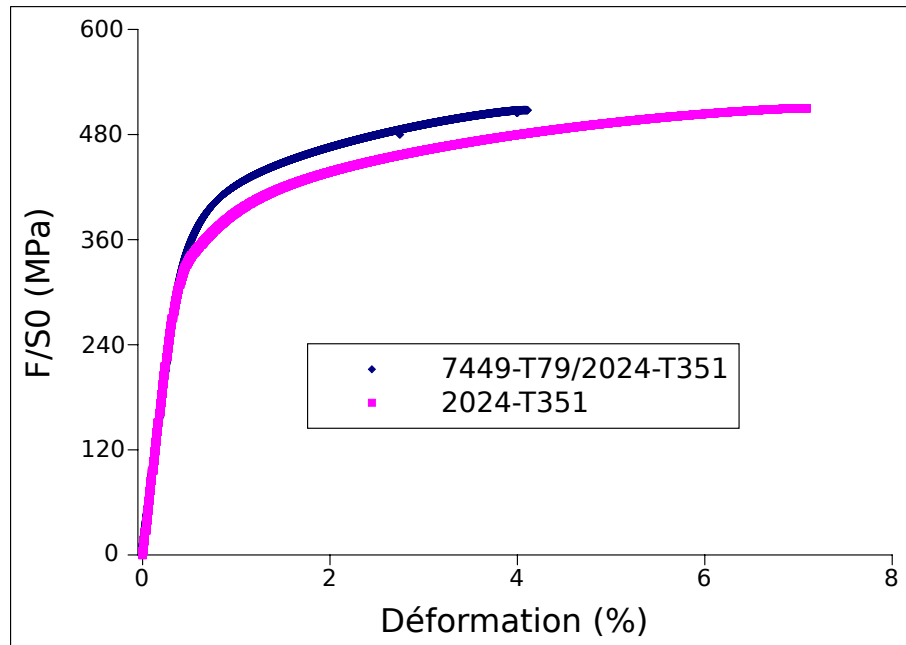


FIGURE 53 – Courbe de comportement mécanique en traction monotone quasi-statique du joint soudé en alliage 2024-T351 et du joint dissemblable en alliages 7449-T79/2024-T351

Les propriétés mécaniques des deux soudures sont récapitulées dans le tableau 6.

	E (GPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	$A\%$
2024-T351	71	353	510	6,5
7449-T79/2024-T351	69	390	506	3,2

TABLE 6 – Propriétés mécaniques en traction monotone quasi-statique des joints FSW 2024-T351 et 7449-T79/2024-T351

.2.1.2 Courbes locales d'écrouissage (dans chaque zone) du joint soudé en alliage 2024-T351

La figure 54 illustre les courbes d'écrouissage ($\sigma_{nominale} - \epsilon_{locale}$) sous chargement de traction monotone quasi-statique de chacune des zones qui constituent le joint soudé en alliage 2024-T351. On remarque que le comportement mécanique est très hétérogène à travers la soudure. La déformation est maximale dans le noyau et la ZATM-RS. Le joint se déforme moins dans les zones affectées thermiquement (ZAT). On note que la limite d'élasticité est de l'ordre de 312 MPa dans la ZAT-RS, dans la ZATM-RS et dans le noyau. Dans la ZAT-AS et la ZATM-RS la limite d'élasticité est de l'ordre de 408 MPa.

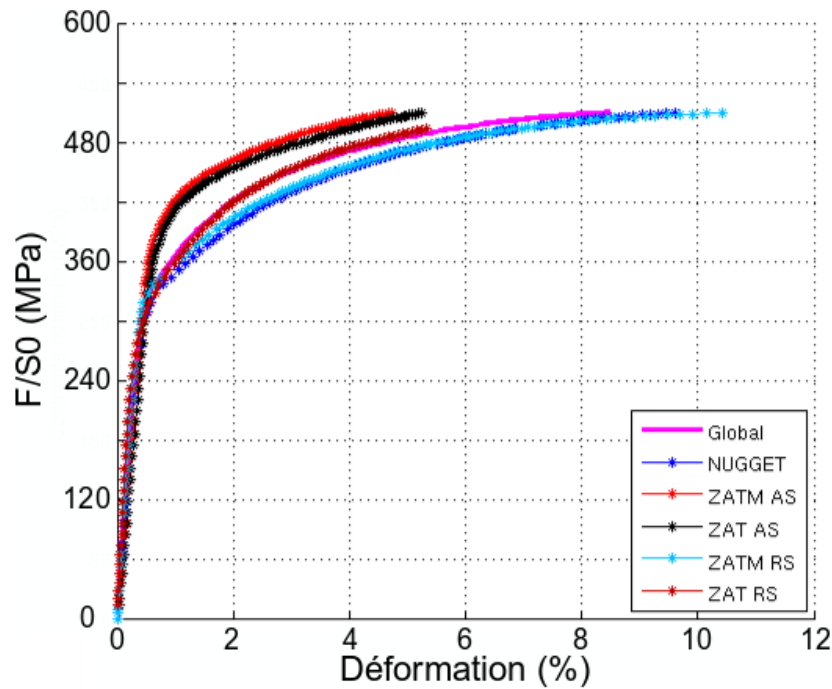


FIGURE 54 – Courbe de comportement mécanique 'local' ($\sigma_{nominale} - \epsilon_{locale}$) en traction monotone quasi-statique du joint soudé en alliage 2024-T351

.2.1.3 Champ de déformation ϵ_{11} (dans le sens de sollicitation) mesurés par CIN lors d'un essai de traction monotone quasi-statique sur le joint 2024-T351

La figure 55 illustre l'évolution simultanée du champ de déformation ϵ_{11} sur les deux surfaces (face et tranche) observées par corrélation d'images (à l'aide du dispositif optique) lors d'un essai de traction monotone quasi-statique réalisé sur le joint soudé en alliage 2024-T351. On remarque que le champ de déformation est homogène dans le domaine élastique. Quand le chargement mécanique dépasse la limite d'élasticité, la localisation de déformation apparaît dans les ZATM/ZAT (AS et RS) avant d'atteindre graduellement le centre du noyau. On fait remarquer que le champ de déformation est très hétérogène dans l'épaisseur du joint (tranche de l'éprouvette) et suit l'allure de la microstructure.

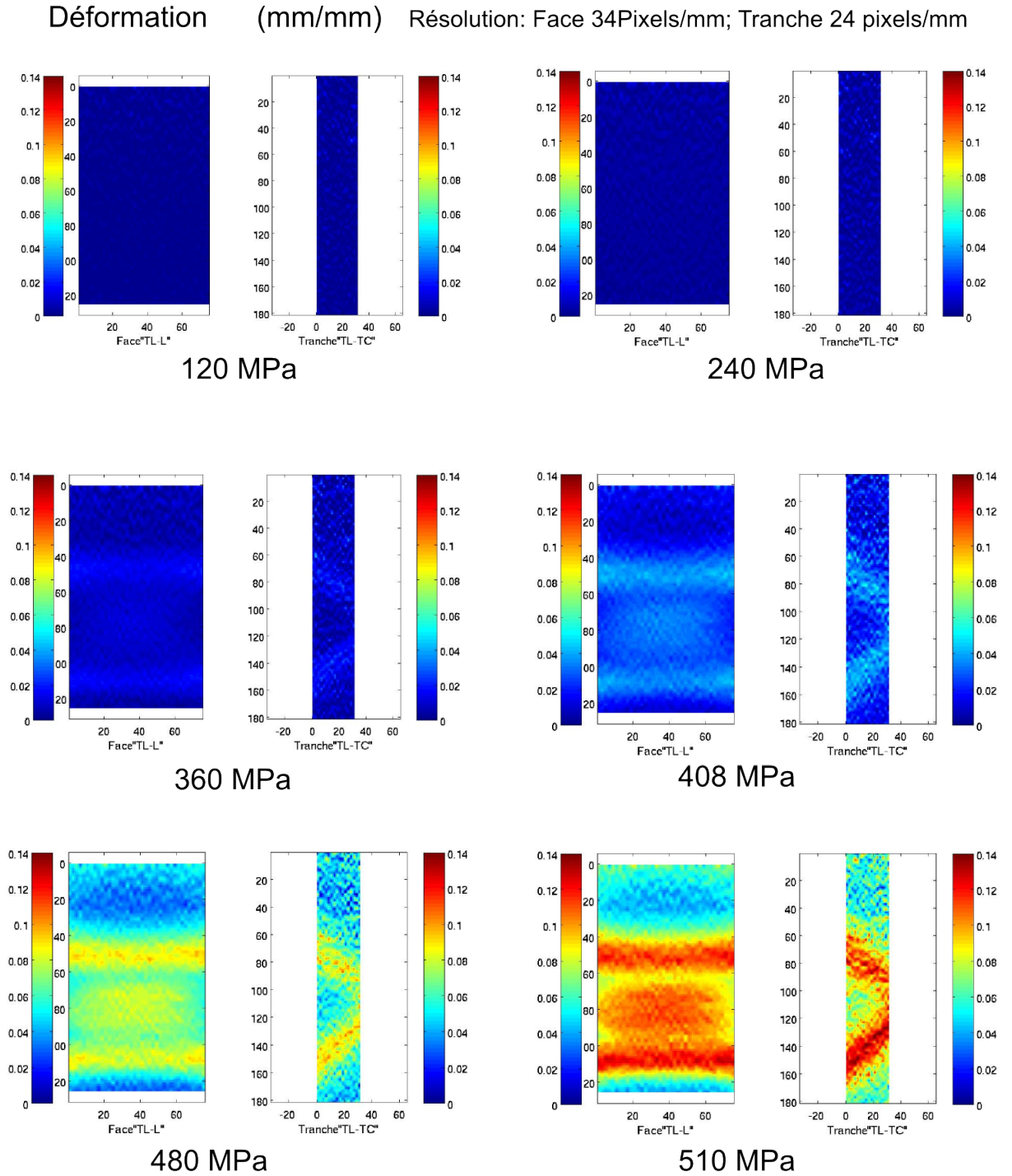


FIGURE 55 – Évolution de déformation ε_{11} sur la face et la tranche d'éprouvette prélevée dans le joint soudé en alliage 2024-T351 lors d'un essai de traction monotone quasi-statique à 120 MPa, à 240 MPa, à 360 MPa, à 408 MPa, à 480 MPa et à 510 MPa

.2.1.4 Évolution de la déformation non linéaire moyenne $\langle \varepsilon_{11}^{in} \rangle$ à travers le joint 2024-T351 en cours d'essai

La figure 56 illustre l'évolution de la déformation non linéaire moyenne $\langle \varepsilon_{11}^{in} \rangle$ à travers le joint soudé en alliage 2024-T351. La déformation $\langle \varepsilon_{11}^{in} \rangle$ est calculée par la méthode d'écart à la linéarité expliquée dans la section 3.8. On remarque que la déformation se localise au minima du profil de microdureté.

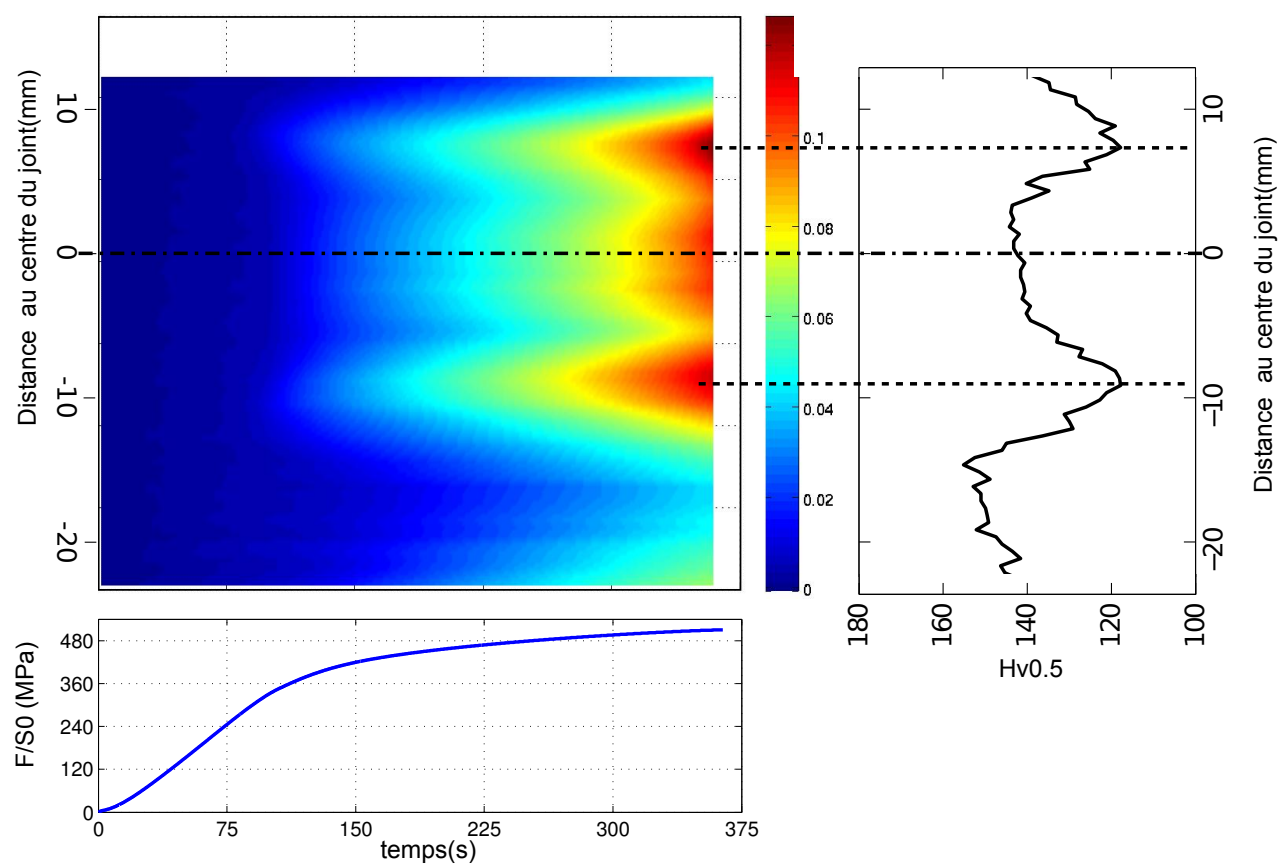
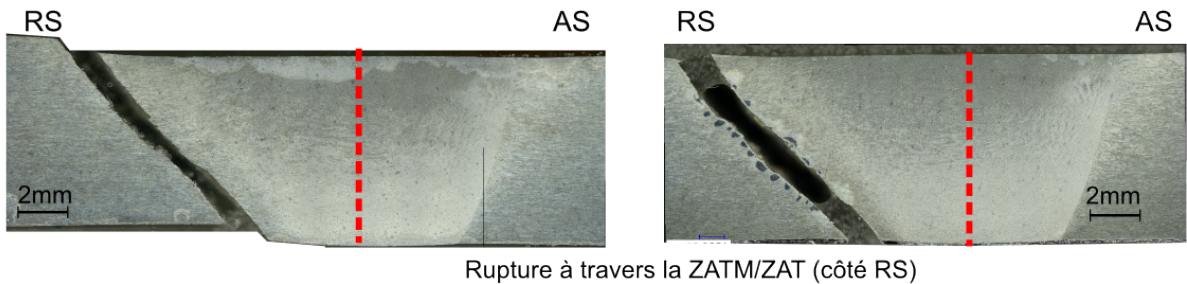


FIGURE 56 – Champ de déformation non linéaire moyenne $\langle \epsilon_{11}^{in} \rangle$ lors d'un essai de traction monotone quasi-statique sur le joint soudé par FSW en alliage 2024-T351

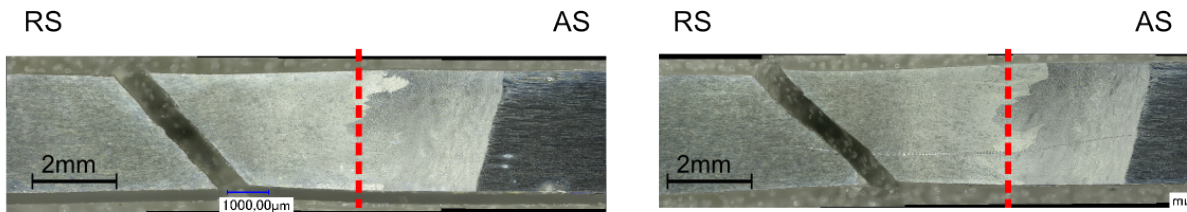
.2.1.5 Zones de rupture du joint soudé en alliage 2024-T351 et du joint dissemblable en 7449-T79/2024-T351

Joint soudé en alliage 2024-T351



Rupture à travers la ZATM/ZAT (côté RS)

Joint dissemblable en alliage 7449-T79/ 2024-T351



Rupture à travers la ZATM/ZAT (côté RS, 2024-T351)

FIGURE 57 – Rupture des joints soudés par FSW en alliage d'aluminium 2024-T351 et du joint dissemblable en alliages 7449-T79/2024-T351 sous chargement de traction monotone quasi-statique

La rupture s'est produite à travers la ZATM et la ZAT côté RS pour le joint soudé en alliage 2024-T351 et du côté de l'alliage 2024-T351 (RS) pour le joint dissemblable 7449-T79/2024-T351.

.2.2 Éprouvette prélevées dans le sens L des plaques soudées

En plus des éprouvettes standards (présentées dans le chapitre 2, figure 2.15), des essais de traction monotone quasi-statique ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées dans le sens L (sens de la soudure qui est le même que le sens du laminage) des plaques soudées par FSW.

.2.2.1 Géométrie des éprouvettes (dites TPXXL)

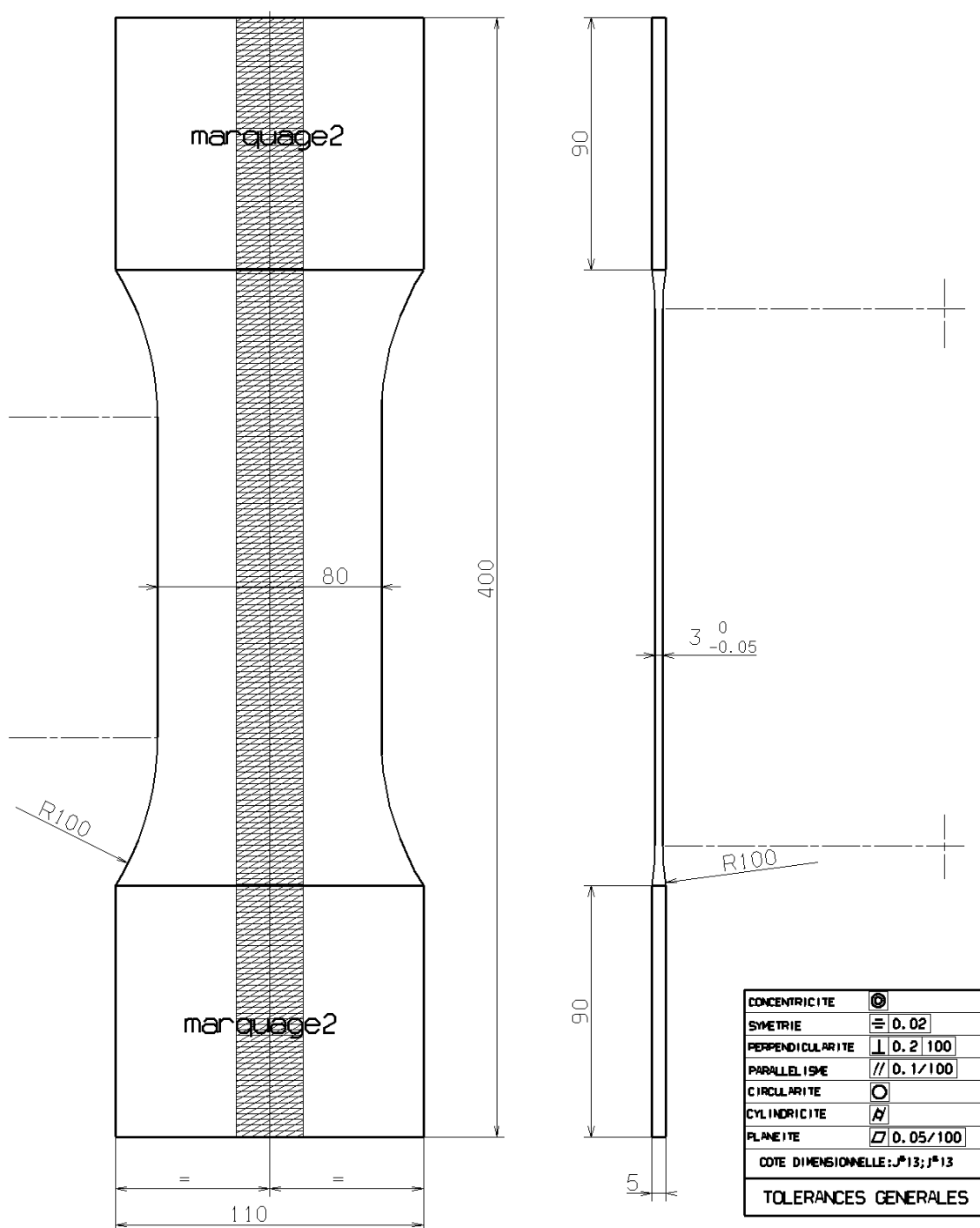


FIGURE 58 – Géométrie d'éprouvette de traction monotone prélevées dans le sens L de plaques soudées par FSW(dites TPXXL)

La zone hachurée représente la soudure FSW. La direction de chargement est identique (parallèle) à la direction de soudage.

.2.2.2 Conditions d'essais

Les essais ont été réalisés au Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit (LBF), Darmstadt-Allemagne selon la norme NF EN 10002-1. La mesure de déformation est réalisée à l'aide d'un système optique (dit

ARAMIS) dont la longueur initiale L_0 est égal à 160 mm. 5 éprouvettes pour chacune des cinq configurations de soudage ont été testées.

.2.2.3 Résultats d'essais

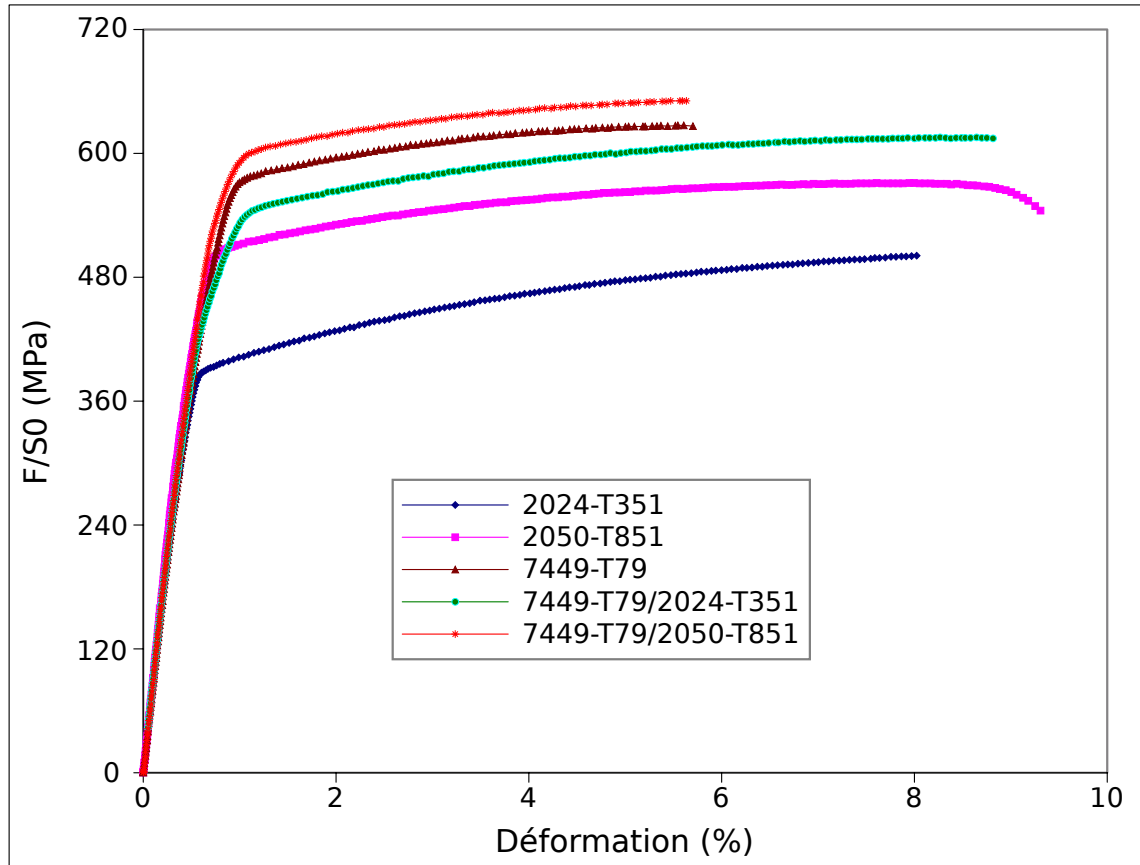


FIGURE 59 – Courbe de comportement mécanique sous chargement de traction monotone quasi-statique des joints soudés par FSW - éprouvettes prélevées dans le sens 'L' des plaques soudées

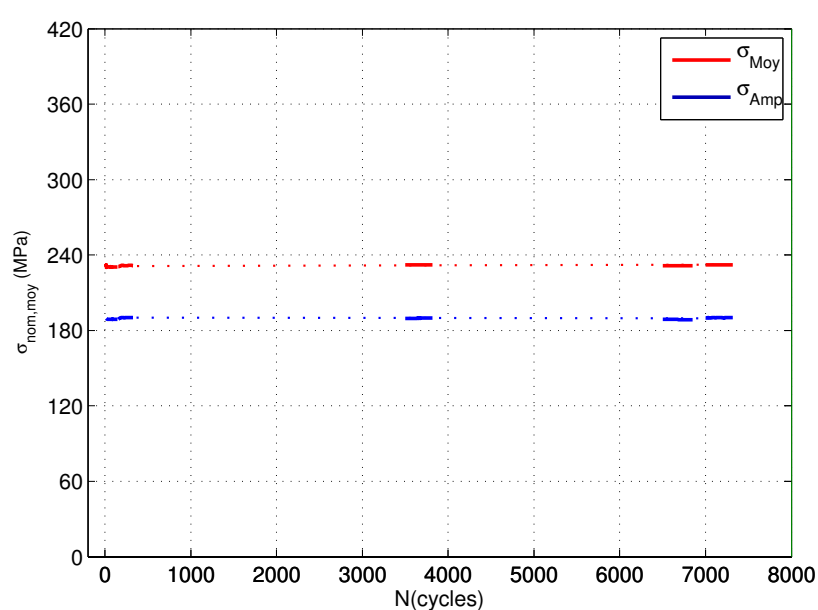
Les propriétés mécaniques en termes du module d'Young (E), de la limite d'élasticité ($R_{p0,2}$), de la résistance mécanique (R_m) et de l'allongement à rupture sont récapitulées dans le tableau 7.

Propriété mécanique	Joint FSW	Valeur moyenne	Écart type
E(GPa)	2024-T351	65	3
	2050-T851	68	2
	7449-T79	63	2
	7449-T79/2024-T351	64	1
	7449-T79/2050-T851	66	2
Rp0,2(MPa)	2024-T351	391	1
	2050-T851	511	4
	7449-T79	572	10
	7449-T79/2024-T351	500	5
	7449-T79/2050-T851	565	13
Rm(MPa)	2024-T351	491	27
	2050-T851	566	5
	7449-T79	623	12
	7449-T79/2024-T351	606	7
	7449-T79/2050-T851	638	13
A(%)	2024-T351	8,05	4,02
	2050-T851	8,24	0,44
	7449-T79	3,09	1,20
	7449-T79/2024-T351	6,09	1,52
	7449-T79/2050-T851	5,83	0,81

TABLE 7 – Propriétés mécaniques en traction monotone quasi-statique (dans le sens L) des joints soudés par FSW

Si l'on compare ces résultats avec ceux obtenus sur les éprouvettes prélevées dans le sens TL (résultats récapitulés dans les tableaux 3.2 et 6), on constate que les propriétés mécaniques des soudures FSW sont meilleures dans le sens L que dans le sens TL et ce pour toutes les configurations de soudage.

3 Complément de résultats d'essais de fatigue sur les joints soudés par FSW

FIGURE 60 – Évolution de la contrainte nominale moyenne ($\sigma_{nom,moy}$) et de l'amplitude de contrainte nominale ($\sigma_{nom,amp}$) au cours d'essais de fatigue sur le joint soudé en alliage 7449-T79

On remarque d'après la figure 60 qu'une fois la consigne d'asservissement atteinte, le niveau de contrainte nominale moyenne et l'amplitude de la contrainte reste constante au cours d'essais. Nous rappelons que ces essais ont été réalisés sous chargement cyclique sinusoïdal imposé avec un rapport de charge $R=0,1$.

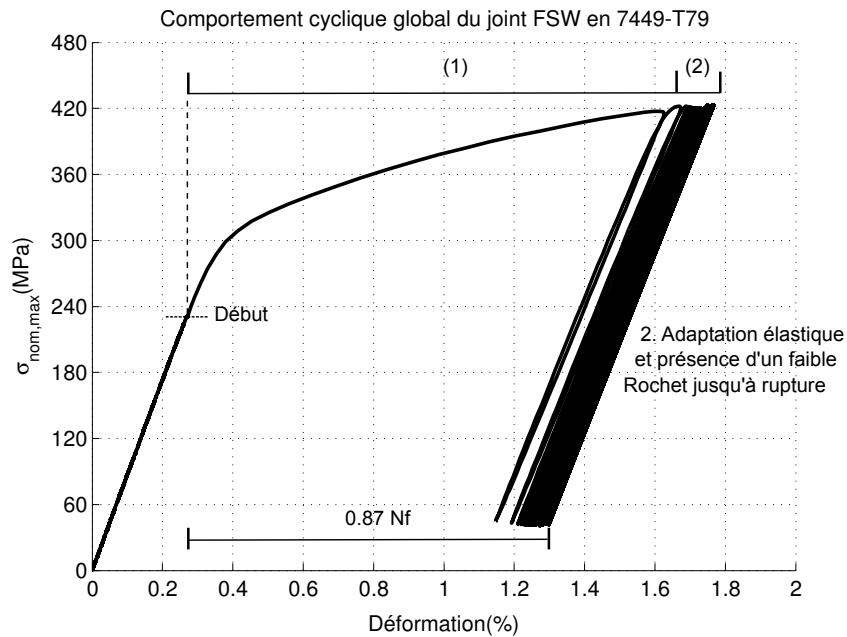


FIGURE 61 – Cycles d'hystérésis ($\sigma_{nom} - \epsilon_{glob}$) lors d'un essai de fatigue ($R=0,1$) sur le joint soudé en alliage 7449-T79

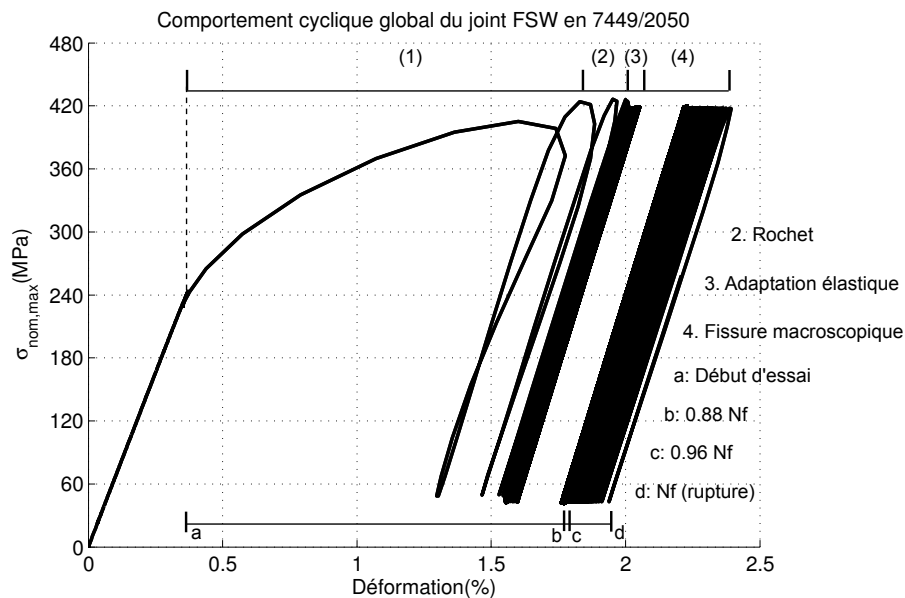


FIGURE 62 – Cycles d'hystérésis ($\sigma_{nom} - \epsilon_{glob}$) lors d'un essai de fatigue ($R=0,1$) sur le joint dissimblable en alliages 7449-T79/2050-T851

Comme il a été discuté dans le chapitre 4, les boucles d'hystérésis présentent un léger rochet au début d'essai avant une adaptation élastique. En phase finale de la durée de vie, on remarque une dérive importante de la déformation due à l'apparition de fissure macroscopique. La première phase correspond au temps nécessaire à la machine pour atteindre la consigne de chargement imposé.

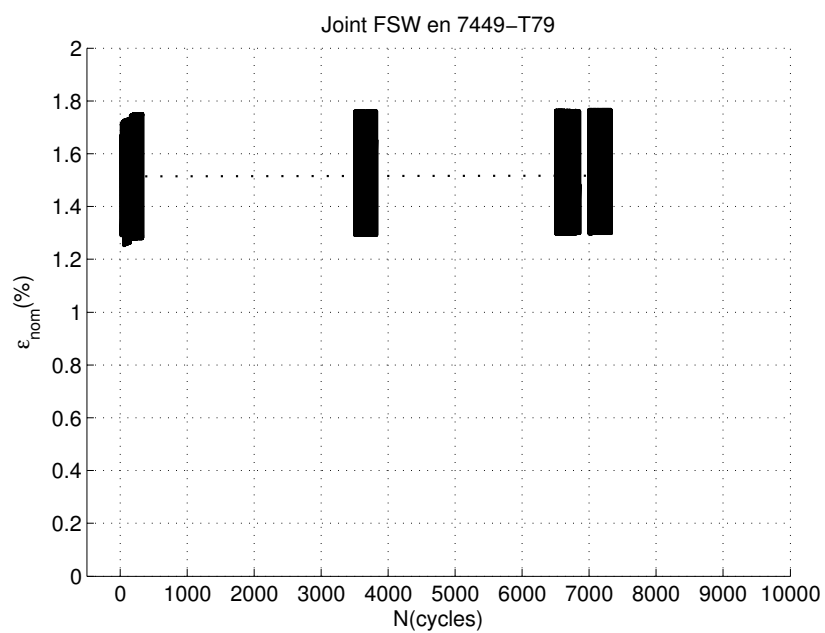


FIGURE 63 – Évolution de la déformation cyclique lors d'un essai de fatigue ($R=0,1$) sur le joint soudé en alliage 7449-T79

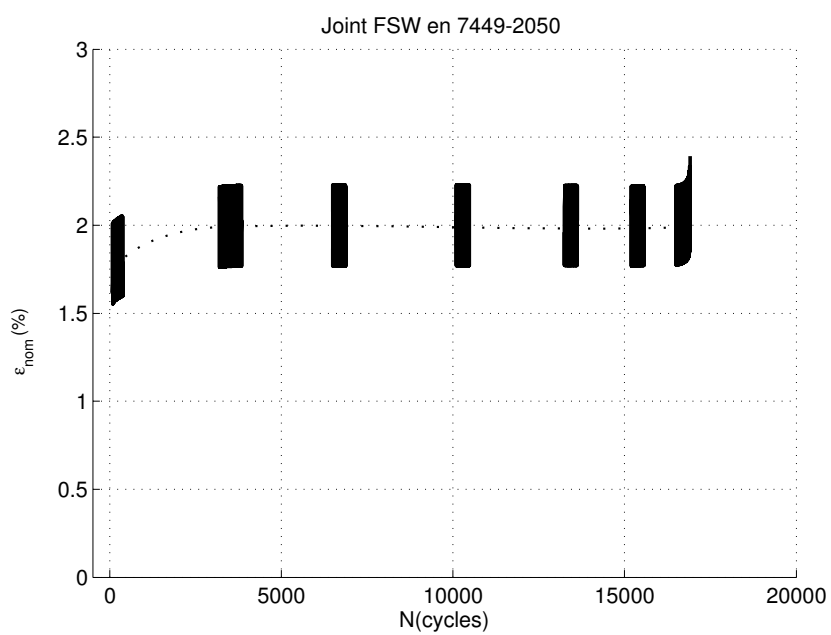


FIGURE 64 – Évolution de la déformation cyclique lors d'un essai de fatigue ($R=0,1$) sur le joint dissemblable en alliages 7449-T79/2050-T851

ETUDE DU COMPORTEMENT EN FATIGUE D'ASSEMBLAGES

SOUDÉS PAR FSW POUR APPLICATIONS AERONAUTIQUES

RESUME : La course à l'allègement des aéronefs constitue aujourd'hui l'un des enjeux principaux de l'industrie aéronautique. Le remplacement des rivets par des soudures FSW sur les voilures permettrait de gagner jusqu'à 20% de la masse totale de la voilure. Ce travail réalisé en collaboration avec Dassault-Aviation s'inscrit dans le cadre du projet ADSAM (Assemblage de Structures Aéronautiques Métalliques) visant à fabriquer un démonstrateur de caisson de voilure soudé par FSW. Cette étude traite du comportement mécanique en traction monotone quasi-statique et en fatigue oligocyclique (10^4 à 10^5 cycles) d'alliages d'aluminium (séries 2000 et 7000) soudés par FSW. L'objectif est d'étudier l'effet des hétérogénéités microstructurales induites par le soudage sur les hétérogénéités de comportement mécanique dans les joints soudés. La corrélation d'images numériques a été utilisée pour définir la réponse mécanique ($\sigma_{\text{nominale}} - \epsilon_{\text{vraie}}$) dans chacune des zones constituant ces soudures. En complément, des essais sur des mini-éprouvettes prélevées dans l'épaisseur des joints ont permis d'établir le comportement local ($\sigma_{\text{vraie}} - \epsilon_{\text{vraie}}$) dans chacune des zones du joint. Sous chargement de traction monotone, la rupture des soudures FSW a été observée dans la zone de localisation des déformations anélastiques située aux minima des profils de microdureté. En revanche, les fissures de fatigue ne démarrent pas nécessairement dans ces zones de localisation. Des analyses microscopiques des faciès de rupture ont permis d'identifier deux mécanismes principaux d'amorçage de fissure : (i) rupture ou (ii) décohésion de particules intermétalliques. D'autre part, les essais cycliques montrent une adaptation élastique des matériaux dans les différentes zones du joint (noyau, ZAT et ZATM) après stabilisation autour d'une déformation moyenne non nulle. En termes de durée de vie, les résultats d'essais sur éprouvettes entaillées traitées OAC (représentative de zones critiques sur structure) montrent que le soudage par FSW réduit jusqu'à 50% la tenue en fatigue de ces alliages. L'amorçage des fissures de fatigue est dû aux piqûres créées par le traitement d'OAC. Les résultats obtenus dans le cadre de ce travail ouvrent des perspectives intéressantes pour modéliser le comportement mécanique des joints soudés par FSW afin d'estimer leur durée de vie en fatigue oligocyclique.

Mots clés : fatigue, caractérisation, amorçage de fissure, endommagement, soudage FSW, alliage d'aluminium, structure aéronautique.

FATIGUE BEHAVIOUR OF FSW ASSEMBLIES FOR AERONAUTICAL APPLICATIONS

ABSTRACT: Mass reduction of aeronautic structures is an important challenge for aeronautic industries. FSW is an efficient joining process to replace rivets: the mass reduction using this welding process could reach 20% for aircraft wings. This work carried out in collaboration with Dassault-Aviation was done in the framework of ADSAM project. The FSW process significantly modifies the microstructure and the local material properties, the overall mechanical response of the joint is largely governed by the response of the different zones of FSW joint. In the present study, the global and local mechanical responses under monotonic quasi-static tension and cyclic tension-tension ($R=0.1$) in low cycle fatigue regime (10^4 to 10^5 cycles) were carried out on FSW joints made of aluminum alloys (2000 and 7000 series). Full field strain measurements were carried out on FSW welded specimens using digital image correlation techniques assuming an iso-stress configuration ($\sigma_{\text{local}} = \sigma_{\text{nominal}}$). Additionally tension tests parallel to the welding direction have been performed on micro specimens machined in each representative zone of FSW joints. These tests allow us to determine the local mechanical response ($\sigma_{\text{local}} - \epsilon_{\text{local}}$) of the joint. Local mechanical properties were determined for each representative weld zone (nugget, TMAZ and HAZ). The full field anelastic strain localization scenario prior to fracture shows a good correlation with the microhardness profile along the FSW joints. Under monotonic loading, fracture was observed at the strain localization zones unlike under cyclic loading. In fatigue, the fracture zones are very dispersed for each weld configuration. SEM observations led to the identification of two crack initiation mechanisms: (i) fracture of intermetallic particles or (ii) decohesion between intermetallic particles and the matrix. Digital image correlation under cyclic loading shows an elastic shakedown of the studied materials in each zone of the joint around a non null mean strain. In terms of number of cycles to failure, fatigue test results on ACO treated notched specimens (representative of structure critical locations) show that the FSW process reduces up to 50% the fatigue life of the base materials. The crack initiation was associated to ACO pits. The results of this study open interesting prospects for modeling the mechanical behavior of FSW joints and to assess their fatigue life.

Keywords : fatigue, mechanical behaviour, crack initiation, damage, FSW, aluminum alloy, aeronautic structure.



