



**HAL**  
open science

# Étude de l'influence des défauts de soudage sur le comportement plastique et la durée de vie en fatigue de soudures par friction-malaxage d'un alliage Al-Cu-Li

Thomas Le Jolu

► **To cite this version:**

Thomas Le Jolu. Étude de l'influence des défauts de soudage sur le comportement plastique et la durée de vie en fatigue de soudures par friction-malaxage d'un alliage Al-Cu-Li. Matériaux. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2011. Français. NNT : 2011ENMP0102 . pastel-00719638

**HAL Id: pastel-00719638**

**<https://pastel.hal.science/pastel-00719638>**

Submitted on 20 Jul 2012

**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 : Science des Métiers de l'Ingénieur

**Doctorat ParisTech**

**T H È S E**

pour obtenir le grade de docteur délivré par

**l'École nationale supérieure des mines de Paris**

**Spécialité « Science et Génie des Matériaux »**

*présentée et soutenue publiquement par*

**Thomas LE JOLU**

le 08 décembre 2011

**Étude de l'influence des défauts de soudage sur le comportement  
plastique et la durée de vie en fatigue de soudures par  
friction-malaxage d'un alliage Al-Cu-Li**

Directeur de thèse : **Anne-Françoise Gourgues**  
Co-encadrement de thèse : **Thilo Morgeneyer**

**Jury**

**Michel SUÉRY**, Directeur de Recherche CNRS, INP Grenoble  
**Christine SARRAZIN-BAUDOUX**, Directeur de Recherche CNRS, ENSMA  
**Jean-Yves BUFFIÈRE**, Professeur, INSA Lyon  
**Anne DENQUIN**, Ingénieur Expert, ONERA Châtillon  
**Anne-Françoise GOURGUES**, Professeur, MINES ParisTech  
**Thilo MORGENEYER**, Chargé de Recherche CNRS, MINES ParisTech

Président  
Rapporteur  
Rapporteur  
Examineur  
Examineur  
Examineur

**T  
H  
È  
S  
E**



# Remerciements

Je tiens à remercier en premier lieu Anne-Françoise Gourgues qui m'a permis de travailler sur ce sujet et avec qui j'ai appris beaucoup de choses. Merci également pour ton enthousiasme communicatif et ta disponibilité.

Merci à Thilo Morgeneyer pour m'avoir suivi et guidé durant ces trois ans. Merci pour tes conseils et ta disponibilité.

Je remercie Michel Suéry de m'avoir fait l'honneur de présider mon jury de thèse, mais également pour son œil d'expert tout au long du projet MASAE.

Merci à Jean-Yves Buffière et Christine Sarrazin-Baudoux d'avoir accepté d'être rapporteurs de ce manuscrit de thèse et de l'avoir fait dans des délais relativement courts.

Je remercie également très chaleureusement Anne Denquin pour avoir accepté d'examiner ce manuscrit mais également pour sa collaboration dans le projet MASAE. Ça été un réel plaisir de travailler avec toi.

Ce travail de thèse s'inscrit dans le cadre du projet MASAE en collaboration avec l'ONERA, le CEA-LIST et EADS. Je tiens donc à remercier les personnes ayant collaboré à ce sujet. Merci à Dominique Schuster et Sophie Gourdet pour les discussions que nous avons pu avoir ainsi que pour l'intérêt qu'elles ont porté à ce travail. Merci également à Séverine Paillard et Bastien Chapuis pour les différents échanges que nous avons eu. Merci beaucoup à Liliane Rolly qui, grâce à ses talents en métallographie, m'a permis d'observer mes défauts, ce qui n'a pas été chose facile. Merci également à Christophe Rouaud pour avoir réalisé de magnifiques soudures.

Je tiens également à remercier Jacques Besson pour son aide précieuse sur Zebulon.

Merci à André Pineau, pour ses conseils de fatigueur. Je souhaite également remercier très sincèrement Anne Laurent pour son soutien, son aide, sa disponibilité, sa bienveillance. Son bureau a été un exutoire durant la période de rédaction ! Merci aussi pour ton acharnement à l'EBSD qui a permis au final d'obtenir de jolies images. Et surtout merci pour les macarons et le caramel au beurre salé ! Merci à Odile Adam qui trouve les articles plus vite que son ombre ! Merci d'avoir corrigé mes références biblio et d'y avoir passé du temps. Merci aussi pour les discussions dans ton bureau qui me servaient d'excuse pour faire des pauses durant la rédaction. . .

Merci également à Nicole Fabrègue pour sa bonne humeur et son sourire. Merci à Maria Betbeder pour son aide et qui m'a permis de réaliser un joli essai de traction *in situ* dans le MEB. Merci à Abdennour Meddour pour son aide précieuse pour le montage des essais mécaniques. Merci à Mohamed Sennour pour la préparation et l'observation par MET des échantillons. Merci à Michel, René et Georges de l'atelier pour les nombreuses éprouvettes qu'ils ont sorties de l'atelier. Et merci à Konaly Sar pour sa bonne humeur et pour avoir été assidue à mes cours de gym. . .

Et puis un merci tout particulier à ces quelques personnes qui ont fait que ces trois années sont passées très vite et ont été très agréables : Laurent pour son revers mémorable et inimitable, Aurélie pour le partage d'une passion commune : le ragot, Florine et son ami le regretté pingouin, Marion pour son vin au thé, Lingtao pour le taureau qui m'a tenu compagnie en voiture, Pierre-François pour son corps de rêve, Grégory et sa vision du café Oz, Julie pour m'avoir accueilli dans le B104, Christophe pour sa passion (presque) communicative pour Zebulon, Mériem pour ses gâteaux qui remontent le moral.

Merci aussi aux Zamis (Amélie, Audrey, Ben, Céline, Mag, Ph, Rémi) pour les weekends qui font du bien et l'activité gmailesque.

Merci à mes parents pour les corrections express et les rôtis du dimanche. Merci à Cécile et Stéphane pour les après-midi Wii. . . Et préparez vos valises pour nous suivre ! Merci à Assiette et Charlotte pour les bagarres et les cris. Merci à Yvette pour les corrections et les weekends à Nantes.

Merci à mon papy et ma mamy.

Et pour finir, merci à Super Camionnette...Bip Bip!



# Table des matières

<b>Introduction</b>	<b>13</b>
<b>1 Synthèse bibliographique</b>	<b>19</b>
1.1 Les alliages Al-Li . . . . .	20
1.1.1 Intérêt des alliages Al-Li . . . . .	20
1.1.2 Phases présentes dans les alliages Al-Cu-Li . . . . .	22
1.1.3 Propriétés mécaniques des alliages Al-Li . . . . .	24
1.1.4 Conclusions . . . . .	31
1.2 Le procédé de soudage par friction stir welding . . . . .	33
1.2.1 Comment assembler les alliages d'aluminium ? . . . . .	33
1.2.2 Principe de fonctionnement du soudage par FSW . . . . .	33
1.2.3 Conditions opératoires . . . . .	35
1.2.4 Flux de chaleur générés par le soudage FSW . . . . .	36
1.3 Microstructure et défauts des soudures FSW . . . . .	38
1.3.1 Caractéristiques microstructurales du joint soudé . . . . .	38
1.3.2 Défauts rencontrés dans les soudures FSW . . . . .	41

1.4	Caractéristiques mécaniques des joints soudés FSW . . . . .	48
1.4.1	Contraintes résiduelles . . . . .	48
1.4.2	Dureté . . . . .	50
1.4.3	Comportement en traction . . . . .	52
1.4.4	Modélisation du comportement en traction . . . . .	57
1.4.5	Influence des défauts de soudage sur le comportement en traction des soudures FSW . . . . .	59
1.4.6	Conclusions . . . . .	62
1.5	Comportement en fatigue des soudures FSW . . . . .	63
1.5.1	Comparaison de la tenue en fatigue des soudures FSW et des sou- dures classiques . . . . .	63
1.5.2	Comparaison de la tenue en fatigue des soudures FSW et du maté- riau de base associé . . . . .	64
1.5.3	Influence de l'état de surface . . . . .	65
1.5.4	Influence des défauts de soudage . . . . .	68
1.5.5	Propagation des fissures de fatigue dans les soudures FSW . . . . .	72
1.5.6	Résistance à la déchirure ductile des soudures FSW . . . . .	75
1.5.7	Conclusions . . . . .	78
1.6	Conclusions . . . . .	79
<b>2</b>	<b>Techniques expérimentales</b>	<b>81</b>
2.1	Moyens de caractérisation microstructurale . . . . .	82
2.1.1	Attaque chimique . . . . .	82

2.1.2	Tomographie . . . . .	82
2.1.3	Diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) . . . . .	83
2.1.4	Microscopie Electronique en Transmission (MET) . . . . .	85
2.2	Moyens de caractérisation mécanique . . . . .	85
2.2.1	Microdureté . . . . .	85
2.2.2	Essais de traction sur éprouvettes lisses . . . . .	86
2.2.3	Essais de traction <i>in situ</i> dans un MEB . . . . .	87
2.2.4	Essais de traction sur éprouvettes entaillées . . . . .	88
2.2.5	Essais de déchirure ductile . . . . .	88
2.2.6	Essais de fatigue . . . . .	89
2.2.7	Observations post-mortem . . . . .	90
<b>3</b>	<b>Description microstructurale de l'alliage et des soudures étudiées</b>	<b>93</b>
3.1	L'alliage 2198-T8 . . . . .	94
3.2	Les soudures FSW étudiées . . . . .	96
3.2.1	Introduction . . . . .	96
3.2.2	Soudures saines . . . . .	98
3.2.3	Soudures contenant un JLR . . . . .	100
3.2.4	Soudures contenant un kissing bond (KB) . . . . .	101
3.2.5	Soudures produites avec un défaut d'accostage (GAP) . . . . .	104
3.3	Conclusions . . . . .	111
<b>4</b>	<b>Comportement plastique du matériau de base et des soudures</b>	<b>113</b>

4.1	Comportement en traction sur éprouvettes lisses . . . . .	114
4.1.1	L'alliage 2198-T8 . . . . .	114
4.1.2	Les soudures . . . . .	118
4.2	Essais spécifiques dédiés au comportement plastique du noyau soudé . . . .	136
4.2.1	Essais de traction parallèlement à la soudure . . . . .	136
4.2.2	Essais de traction sur éprouvettes entaillées dans le noyau . . . . .	138
4.3	Simulation du comportement en traction monotone des soudures saines . .	140
4.3.1	Objectifs et démarche . . . . .	140
4.3.2	Identification du comportement des zones de la soudure . . . . .	141
4.3.3	Comparaison des résultats expérimentaux et des résultats issus de la simulation . . . . .	143
4.3.4	Calcul de la triaxialité . . . . .	148
4.3.5	Comparaison des simulations en 3D et en 2D . . . . .	148
4.3.6	Vérification de l'hypothèse d'iso-contrainte . . . . .	149
4.3.7	Simulation de l'essai de traction sur éprouvette entaillée dans le noyau	151
4.4	Conclusions . . . . .	153
<b>5</b>	<b>Comportement en fatigue des soudures</b>	<b>155</b>
5.1	Comportement en fatigue du métal de base . . . . .	156
5.2	Comportement en fatigue des soudures saines . . . . .	159
5.3	Comportement en fatigue des soudures contenant un JLR . . . . .	166
5.4	Comportement en fatigue des soudures contenant un kissing bond . . . . .	170
5.4.1	Soudures contenant un kissing bond toilé . . . . .	171

5.4.2	Soudures contenant un kissing bond non toilé . . . . .	173
5.5	Comportement en fatigue des soudures GAP . . . . .	183
5.5.1	Comportement en fatigue des soudures GAP-0,3 . . . . .	183
5.5.2	Comportement en fatigue des soudures GAP-0,7 . . . . .	186
5.5.3	Origine de la rupture intergranulaire responsable de l'amorçage de fissures de fatigue . . . . .	189
5.6	Résistance résiduelle des soudures . . . . .	192
5.6.1	Introduction . . . . .	192
5.6.2	Résultats . . . . .	193
5.6.3	Bilan des essais de résistance résiduelle . . . . .	199
5.7	Rupture finale des soudures . . . . .	200
5.7.1	Introduction . . . . .	200
5.7.2	Courbes des essais de déchirure ductile . . . . .	200
5.7.3	Faciès de rupture . . . . .	202
5.7.4	Influence de la ténacité sur le comportement en fatigue des soudures	208
5.8	Discussion . . . . .	213
5.8.1	Calcul du facteur d'intensité des contraintes . . . . .	213
5.8.2	Calcul des facteurs d'intensité des contraintes dans le cas des essais interrompus de fatigue . . . . .	218
5.8.3	Relations entre la profondeur de fissure ductile, la durée de vie et le chargement en fatigue . . . . .	219
5.8.4	Bilan sur la tenue en fatigue des soudures . . . . .	223
5.9	Conclusions . . . . .	230

<b>Conclusion générale</b>	<b>233</b>
<b>Perspectives</b>	<b>239</b>

# Introduction

## Contexte

Afin de réduire les coûts opérationnels, l'industrie aéronautique cherche à diminuer la part que représente la consommation de carburant sur les coûts opérationnels directs. En effet, ce poste constitue la part majoritaire de ces coûts et est en augmentation constante (37% en 2006 contre 24% en 2003 [1]) du fait de la hausse du prix du baril de pétrole (31\$ en 2003 contre 111\$ en 2008 [2]). La réduction de la consommation de carburant est de plus motivée par un enjeu environnemental visant à limiter l'impact environnemental de l'aviation civile via une diminution des émissions de gaz à effet de serre.

Dans ce contexte, les constructeurs cherchent à alléger les appareils en utilisant de nouveaux matériaux. C'est dans cette optique que l'utilisation des matériaux composites se fait de plus en plus massive et représente ainsi 25% du poids de l'Airbus A380 [3] et 50% du poids du Boeing 787 [4]. Dans ce secteur concurrentiel, les producteurs d'aluminium développent de nouveaux alliages, moins denses et présentant un meilleur compromis entre leur résistance statique et leur tolérance aux dommages. Les alliages Al-Cu-Li apparaissent ainsi comme une alternative intéressante aux matériaux composites dans la mesure où l'ajout de lithium permet d'abaisser la densité de l'alliage et d'augmenter le module d'Young de l'alliage (chaque pourcentage de lithium ajouté diminue la densité de 3% et augmente le module de 6% [5]). Bien que les alliages Al-Cu-Li offrent un gain de poids inférieur à celui des matériaux composites (environ 30% de réduction pour les composites par rapport aux alliages d'aluminium classiques [6]), ils engendrent des coûts d'achats moindres. De plus, contrairement aux générations précédentes des alliages Al-Li

(AA2090, AA2091), la troisième génération Al-Cu-Li (AA2050, AA2198), permet d'obtenir de meilleures propriétés mécaniques mais également une meilleure tenue à la corrosion. Les alliages Al-Li représentent ainsi près de 20% du poids de l'Airbus A350 [7].

Le second axe de recherche permettant de réduire le poids des structures est de développer des méthodes d'assemblage alternatives au rivetage. En effet, le rivetage présente de nombreux inconvénients dont celui d'engendrer un surplus de matière dû à la superposition des tôles à assembler. Le soudage laser est parfois ainsi utilisé, par exemple pour assembler certaines parties du fuselage et souder les raidisseurs de l'Airbus A380 [8]. Les alliages d'aluminium sont cependant difficilement soudables par les méthodes conventionnelles du fait de l'introduction de défauts de solidification et de contraintes résiduelles importantes. En conséquence, le soudage par friction stir welding (FSW), développé en 1991 par The Welding Institute (TWI) [9], apparaît comme une alternative intéressante puisque cette méthode de soudage permet d'assembler tout en laissant le matériau à l'état solide et permet des réductions de poids de l'ordre de 15% et des réductions de coûts de l'ordre de 20% [10]. Cette méthode a notamment été utilisée par Eclipse Aviation pour souder les raidisseurs au fuselage de l'avion d'affaires Eclipse 500 et a permis de réduire de 60% le nombre de rivets [11].

## Projet MASAE

C'est pour répondre à cette problématique d'allègement des structures aéronautiques que le projet MASAE (MAîtrise de la Santé des AErostructures), dans lequel s'inscrit ce travail de thèse (au Centre des Matériaux de Mines ParisTech), a été mené en collaboration avec EADS-IW, le CEA-LIST et l'ONERA et financé par la Fondation Nationale de Recherche pour l'Aéronautique et l'Espace (FNRAE). L'objectif de ce projet est de développer une approche globale d'assurance qualité nécessaire à l'industrialisation du procédé de soudage par FSW dans le domaine aéronautique et porte plus particulièrement sur l'influence des défauts introduits par le procédé de soudage sur la santé de l'assemblage. Le matériau de l'étude est un alliage Al-Cu-Li (2198-T8), pressenti pour être utilisé pour des pièces de fuselage ou de la partie intrados de l'aile. Le projet comporte trois tâches,

chacune étant réalisée par un partenaire différent :

1. L'analyse des origines physiques de la formation des défauts et des conditions de soudage associées (ONERA). Les soudures réalisées par l'ONERA sont ensuite fournies au CEA-LIST et au Centre des Matériaux.
2. Le développement de moyens de contrôle non destructif adaptés à la détection de ces défauts (CEA-LIST)
3. La détermination de la nocivité de ces défauts sur la tenue en fatigue des soudures (Centre des Matériaux, Mines ParisTech)

## Objectif et démarche de la thèse

L'objectif de cette thèse est de déterminer l'influence de certains défauts de soudage sur le comportement en fatigue des soudures FSW d'un alliage 2198-T8 pour une durée de vie de l'ordre de  $10^5$  cycles et pour un rapport de charge de  $R=0,1$ . Cette durée de vie correspond au nombre moyen de cycles effectués par l'avion au cours de son exploitation, alors que ce rapport de charge correspond au rapport auquel est notamment soumis le fuselage. Trois défauts ont été choisis puis produits par l'ONERA :

1. le résidu de plan de joint (Joint Line Remnant, JLR), correspondant à une ligne discontinue d'oxydes traversant la soudure et provenant de la couche d'oxydes présente initialement sur les chants des tôles avant soudage,
2. le "kissing bond" correspondant à un défaut débouchant en pied de cordon et caractérisé par l'amorçage de fissures lors d'essais de flexion. Ce défaut est dû à une profondeur de pénétration de l'outil insuffisante,
3. le "GAP" dû à un défaut d'accostage entre les tôles durant l'opération de soudage.

Ces défauts ont été choisis car ils constituent des défauts internes donc non détectables par simple contrôle visuel. Il est donc important de comprendre l'impact que peuvent avoir de tels défauts sur les propriétés mécaniques et plus particulièrement les propriétés en fatigue des soudures. De plus, les conditions d'apparition de ce défaut ne sont pas engendrées par des écarts de process très importants et sont donc potentiellement réalistes dans le cadre d'une industrialisation du procédé de soudage.

Afin de quantifier l'effet de chaque défaut de soudage sur le comportement en fatigue des soudures, des soudures saines ont également été réalisées. Le défaut JLR étant très difficile à éviter du fait de l'oxydation quasiment instantanée des tôles, les soudures saines ont donc été produites en utilisant une seule tôle et en faisant passer l'outil de soudage en pleine tôle pour s'affranchir de toute oxydation parasite en dehors de celle présente sur les surfaces de la tôle et que l'on négligera dans la suite de cette étude.

Les soudures et les défauts de soudage ont ensuite été caractérisés par des observations par microscopie optique, tomographie, diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) et Microscopie Electronique en Transmission (MET).

Des essais de fatigue ont été menés sur le matériau de base, les soudures saines, les soudures contenant un JLR, les soudures contenant un kissing bond et les soudures produites avec un défaut d'accostage afin de déterminer les courbes de Wöhler des différents matériaux. Les mécanismes d'amorçage ont ensuite été étudiés via des observations par microscopie optique et par microscopie électronique à balayage (MEB), pour comprendre le rôle joué par chacun des défauts de soudage sur l'amorçage des fissures de fatigue.

Les essais de fatigue ont montré que les niveaux de contrainte auxquels sont sollicitées les soudures, autour d'une durée de vie de  $10^5$  cycles, sont supérieurs à la limite d'élasticité des soudures elles-mêmes. C'est pourquoi le comportement plastique des soudures a été étudié au travers d'essais de traction monotone instrumentés par un suivi de déformation par corrélation d'images, d'essais de traction *in situ* dans un MEB, d'analyses par tomographie des rayons X et d'une modélisation par éléments finis 3D.

Pour compléter l'étude du comportement en fatigue, des essais de fatigue interrompus ont été menés pour obtenir des informations sur le nombre de cycles à l'amorçage pour chacune des soudures étudiées. Enfin, pour comprendre le rôle des défauts sur la rupture finale des soudures, des essais de déchirure ductile sur éprouvettes Kahn ont été réalisés.

Le manuscrit est divisé en cinq chapitres :

- le chapitre 1 est consacré à l'étude bibliographique des alliages Al-Cu-Li et au procédé de soudage par FSW. Les propriétés mécaniques et plus particulièrement les propriétés en fatigue des soudures saines et contenant les défauts étudiés seront

également abordées,

- le chapitre 2 présente les méthodes expérimentales utilisées dans le cadre de cette étude,
- le chapitre 3 présente les conditions de soudage utilisées pour la production de chacune des soudures ainsi qu'une caractérisation des différents défauts d'un point de vue microstructural,
- le chapitre 4 traite du comportement plastique du matériau de base et des soudures FSW au travers d'essais de traction monotone et d'une modélisation par éléments finis,
- le chapitre 5 consiste en l'étude du comportement en fatigue du matériau de base et des soudures au travers des courbes de Wöhler, des mécanismes d'amorçage, mais également des essais arrêtés de fatigue et des essais de déchirure ductile permettant de distinguer les différents stades de la vie des éprouvettes (amorçage, propagation stable, rupture brutale).



## Sommaire

- 1.1 Les alliages Al-Li
- 1.2 Le procédé de soudage par friction stir welding (FSW)
- 1.3 Microstructure et défauts de soudage des soudures FSW
- 1.4 Caractéristiques mécaniques des joints soudés FSW
- 1.5 Comportement en fatigue des soudures FSW

# Chapitre 1

## Synthèse bibliographique

*L'objectif de ce chapitre bibliographique est tout d'abord de rendre compte de l'intérêt à utiliser les alliages Al-Li pour des applications aéronautiques. Pour cela, la microstructure ainsi que les propriétés mécaniques (traction, fatigue, ténacité) de ces alliages sont présentées en se focalisant, lorsque les données le permettent, sur l'alliage 2198. Puis le procédé de soudage par friction stir welding, permettant d'assembler les alliages d'aluminium difficilement soudables par les procédés conventionnels, est présenté. La microstructure ainsi que les défauts pouvant être produits par ce procédé sont décrits, avant de s'intéresser aux propriétés mécaniques de ces soudures et à l'influence que les défauts peuvent avoir.*

## 1.1 Les alliages Al-Li

### 1.1.1 Intérêt des alliages Al-Li

Les alliages d'aluminium à durcissement structural (séries 2xxx, 6xxx, 7xxx) trouvent leur principale application dans le domaine aéronautique, où ils sont utilisés pour leur faible densité relative associée à des propriétés mécaniques satisfaisantes. Dans la série 2xxx, l'alliage référence est le 2024, utilisé pour les structures nécessitant une bonne tolérance au dommage. Dans un souci d'allègement des structures, de nouveaux alliages d'aluminium contenant du lithium voient le jour. L'objectif de ces alliages est, à terme, de remplacer les alliages actuellement utilisés mais aussi de concurrencer les matériaux composites.

Le principal intérêt du lithium réside dans le fait qu'il permet de diminuer la densité des alliages. En effet, le lithium étant le métal le plus léger, chaque pourcentage massique de lithium ajouté permet de baisser la densité de l'alliage de 3%. Le lithium permet également d'augmenter le module d'élasticité de l'alliage. Chaque pourcentage massique de lithium ajouté augmente le module d'élasticité de 6% [5]. Enfin, le lithium permet la formation de phases durcissantes par précipitation avec l'aluminium et le cuivre. Dans ces conditions, les alliages aluminium-lithium apparaissent comme une génération de matériaux de faible densité et de forte rigidité, gardant une résistance satisfaisante.

La ductilité et la ténacité des alliages binaires Al-Li étant faibles, des éléments d'alliage ont été ajoutés. Ainsi, dans les années 1950, l'alliage 2020, développé aux Etats-Unis, contenait 4% de Cu et 1,1% de Li. Cet alliage présentait des propriétés mécaniques intéressantes mais une ténacité et une ductilité toujours trop faibles (3% d'allongement à rupture), qui stoppèrent son utilisation (première génération des alliages Al-Li).

A partir des années 1970, de nombreux programmes de recherche et développement ont vu le jour, afin de mettre au point et de commercialiser de nouveaux alliages aluminium-lithium plus fortement alliés (deuxième génération d'alliage Al-Li). Les plus connus d'entre eux sont :

- le 2090, alliage à haute résistance, au niveau des alliages de la série 7xxx. Cet alliage

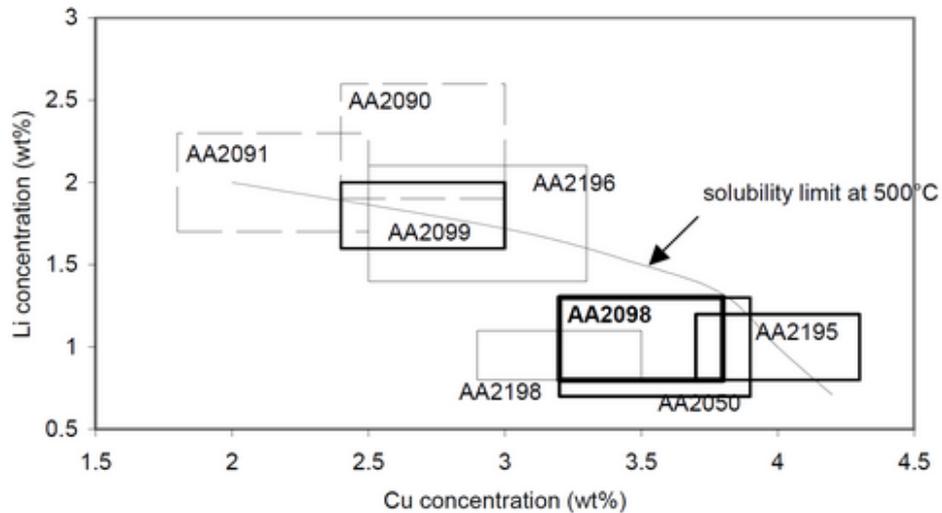


Figure 1.1 – Evolution de la teneur en Cu et Li dans les alliages de deuxième génération (cadres discontinus) et de troisième génération (cadres continus) [12]

contient moins de cuivre et plus de lithium que le 2020, et permet la précipitation de nouvelles phases durcissantes telles que  $Al_2CuLi$  (T1).

- le 2091 et le 8090, alliages ductiles et résistants au dommage. Le 2091 contient moins de Cu et Li que le 2090, alors que le 8090 contient autant de Li que le 2020 mais moins de Cu.

Dans le but de réduire au maximum la densité de l'alliage, le taux de Li est maximisé. Cependant, un taux important de Li donne une faible stabilité thermique et mène à une fragilité intergranulaire et à une faible ténacité [13, 14]. Pour ces raisons, la troisième génération d'alliages aluminium-lithium, développée depuis les années 1990, a tendance à voir son taux de lithium diminuer. Ainsi le 2198, qui appartient à la troisième génération de ces alliages, contient environ 1% de lithium et moins de 3,5% de cuivre (figure 1.1). Le gain de poids est moindre par rapport aux alliages Al-Li de deuxième génération, mais permet un compromis entre allègement et bonne tenue mécanique (figure 1.2).

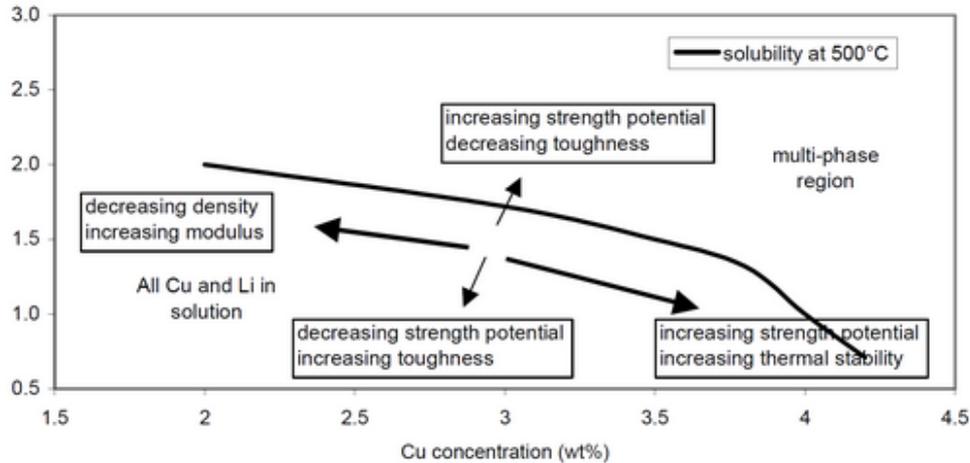


Figure 1.2 – Représentation schématique de l'évolution des propriétés mécaniques des alliages Al-Cu-Li en fonction du pourcentage massique de Cu et de Li [12]

## 1.1.2 Phases présentes dans les alliages Al-Cu-Li

### 1.1.2.1 Phases intermétalliques

Les intermétalliques sont des phases grossières provenant d'impuretés telles que le fer ou le silicium. Ces éléments, présents en solution solide à haute température, forment des phases intermétalliques durant le refroidissement de l'alliage. On rencontre ainsi typiquement les phases  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  et  $\text{Mg}_2\text{Si}$  [15]. Ces phases, néfastes pour les propriétés mécaniques de l'alliage (ténacité, corrosion, fatigue) sont cependant très difficiles à éviter.

### 1.1.2.2 Dispersoïdes

Les dispersoïdes permettent d'améliorer certaines propriétés mécaniques du matériau et limitent la croissance de grains [16]. Le principal dispersoïde présent dans les alliages Al-Li est  $\beta'$ - $\text{Al}_3\text{Zr}$ , qui est sphérique et cohérent avec la matrice (figure 1.3(a)). Cette phase est relativement stable notamment à cause de la faible solubilité et diffusivité du zirconium dans l'aluminium [17]. En plus de contrôler la taille des grains, ils peuvent également servir de sites de germination hétérogène aux précipités  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) [18].

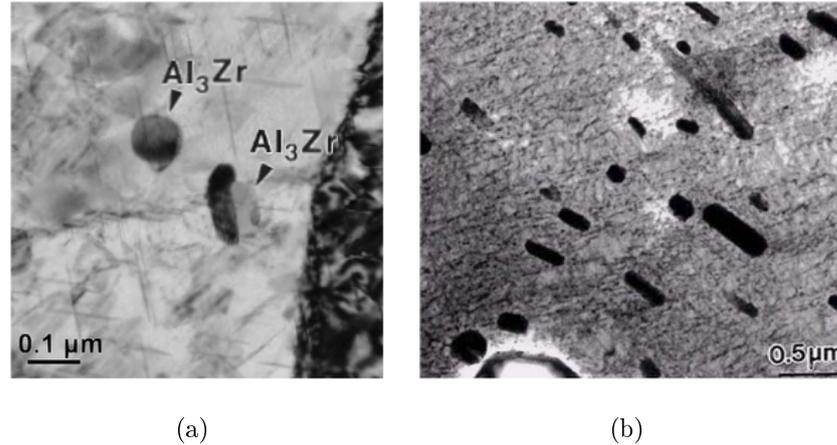


Figure 1.3 – (a) Dispersoïdes  $\text{Al}_3\text{Zr}$  et (b) dispersoïdes contenant du Mn observés dans un alliage Al-Cu-Mg-Ag-Zr et Al-Cu-Mg-Ag-Mn respectivement [19]

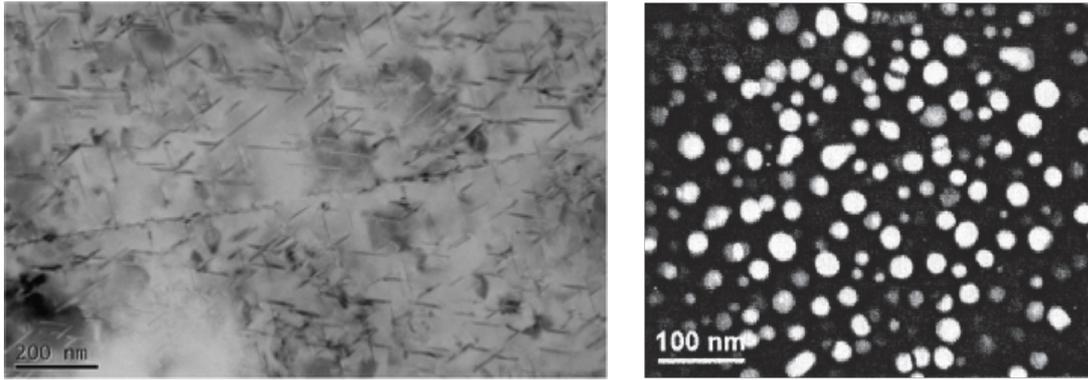
### 1.1.2.3 Précipités durcissants

Formés pendant le revenu de l'alliage, les précipités sont responsables du durcissement structural. Rioja et coll. [20] ont représenté schématiquement, à partir d'études par MET, les précipités pouvant se former dans les alliages Al-Li-Cu-Mg en fonction de leur localisation (figure 1.5).

Les principaux précipités responsables du durcissement des alliages Al-Cu-Li sont :

- T1 ( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ), principales phases responsables du durcissement de ces alliages. Elles se présentent sous la forme de plaquettes sur les plans 111 (figure 1.4(a)) et germent de façon hétérogène aux niveaux des dislocations [21]. L'addition de magnésium et d'argent permet d'augmenter et d'accélérer la germination de T1 [22].
- $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ), qui sont des précipités sphériques (figure 1.4(b)).
- $\theta'$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ), qui sont des précipités semi-cohérents sous forme de plaquettes sur les plans 111 (figure 1.4(a)).

Chen [23] et Decreus [24] ont observé des précipités T1 et  $\theta'$  d'un alliage 2198-T8. Denquin et coll. [25] ont observé par MET l'état de précipitation d'un alliage 2098-T8 (dont la composition chimique est très proche de celle du 2198) et ont également remarqué la présence de précipités T1 et  $\theta'$ .



(a)

(b)

Figure 1.4 – Observations au MET montrant : (a) en champ clair, des précipités T1 et  $\theta'$  dans un alliage 2198-T8 [23] et (b) en champ sombre, des précipités  $\delta'$  dans un alliage 2090 [26]

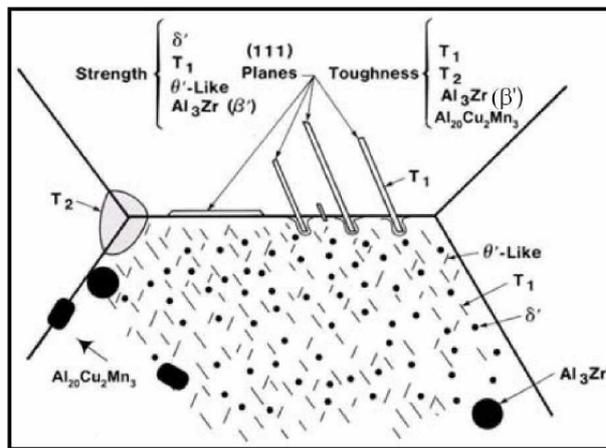


Figure 1.5 – Représentation schématique de la morphologie et de la localisation des précipités présents dans un alliage Al-Cu-Li [20]

### 1.1.3 Propriétés mécaniques des alliages Al-Li

L'objectif des alliages Al-Li est de concurrencer des alliages comme le 2024. Pour cela, ils doivent permettre une réduction de masse importante en gardant des propriétés mécaniques intéressantes. C'est dans cette optique que l'alliage 2198 a été développé et a fait l'objet de quelques publications. Les tôles sont généralement mises en forme par laminage et présentent donc une structure granulaire en formes de crêpes plus ou moins allongées dans le plan de laminage. Les caractéristiques mécaniques (traction, ténacité et fatigue) de cet alliage sont ici présentées au regard de celles de l'alliage 2024.

### 1.1.3.1 Propriétés en traction

Le tableau 1.1 présente les propriétés en traction d'alliages 2198-T8 et d'alliages 2024-T3 et 2024-T4 que l'on peut trouver dans la littérature, en termes de limite d'élasticité, de résistance à la traction et d'allongement uniforme. Les propriétés moyennes des alliages 2198-T8, déterminées à partir de ces données, sont globalement supérieures à celles des alliages 2024 : la limite d'élasticité et la résistance à la traction des alliages 2198-T8 sont en moyenne de 463 et 508 MPa suivant le sens de laminage (sens L), contre 352 et 457 pour les alliages 2024 T3 ou T4. Cela représente une différence de l'ordre de 20 à 25%, qui est surtout due à la différence d'état thermique : un état thermique T3 ou T4 conduit à des propriétés en traction moins bonnes qu'un état T8. Or les propriétés (corrosion, ténacité, fatigue) des tôles des alliages 2024 utilisées comme structure aéronautique sont meilleures dans un état T3 ou T4 que dans un état T8, et le 2024 est donc utilisé dans ces états. C'est pourquoi la comparaison est faite avec un alliage 2024-T3 ou T4.

L'une des particularités des alliages Al-Cu-Li réside dans le fait que l'alliage sollicité dans le sens D (c'est à dire à 45° par rapport au sens de laminage, dans le plan de laminage) présente des propriétés en traction plus faibles que dans les sens L et T (travers long), qui ne présentent que peu de différence entre eux [27–29]. L'anisotropie en contrainte est donc faible entre le sens L et le sens T, alors qu'elle est plus marquée avec le sens D. L'anisotropie en déformations peut être représentée par le coefficient de Lankford, donné par le rapport entre la déformation transversale et la déformation dans l'épaisseur. D'après les études menées par Steglich et Wafai [28] et Chen et coll. [27], le coefficient de Lankford est inférieur à 1 dans le sens L (0,64 et 0,7) et proche de ou supérieur à 1 dans les sens T et D (entre 1,05 et 2).

Des différences selon les trois directions apparaissent également si l'on s'intéresse au mode de rupture des éprouvettes. D'un point de vue macroscopique, l'examen des éprouvettes rompues dans le sens L et le sens T montre que la surface de rupture est en biseau dans l'épaisseur. En revanche, les éprouvettes rompues dans le sens D montrent une rupture en biseau dans la largeur [27, 28].

L'observation par MEB des faciès de rupture révèle également des différences entre

les trois directions de sollicitation. Alors que les éprouvettes rompues sollicitées dans le sens L et le sens T présentent une rupture fibreuse, impliquant une rupture aux joints de grains (figure 1.6(a)), les éprouvettes rompues dans le sens D présentent une rupture ductile classique associée à la croissance de cavités (figure 1.6(c)) au centre desquelles des intermétalliques sont parfois présents [27,28]. Dans le sens L et le sens T, des cupules sont également présentes mais de façon localisée et en assez faible quantité (figure 1.6(b)) [28]. De même, dans le sens D, une rupture fibreuse peut également être observée [27].

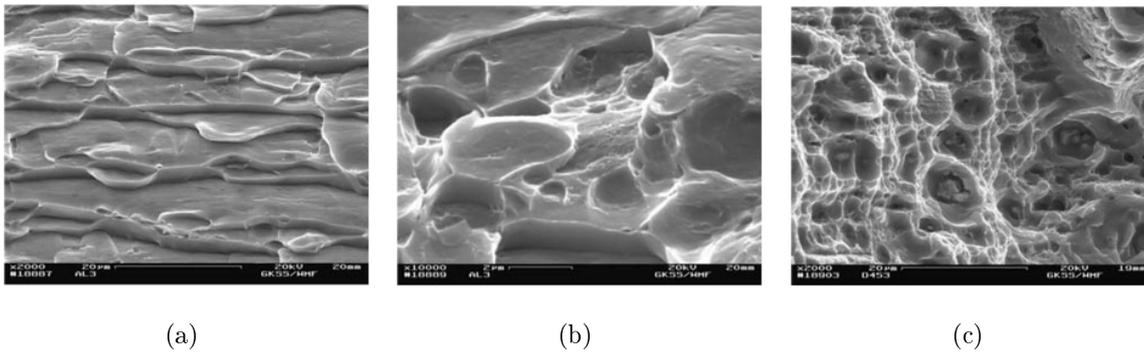


Figure 1.6 – Observations au MEB de faciès de rupture d'éprouvettes de traction d'un alliage 2198-T8 sollicitées dans : (a)(b) le sens L et (c) dans le sens D [28]

### 1.1.3.2 Ténacité

La ténacité des matériaux, caractérisant leur résistance à la propagation de fissure sous chargement monotone, est habituellement déterminée par des essais sur éprouvettes C(T). Afin d'assimiler la ténacité mesurée par ces essais au  $K_{IC}$ , les éprouvettes doivent avoir une épaisseur suffisante afin d'être essentiellement dans des conditions de déformations planes et développer une plasticité limitée.

Il est cependant admis que la ténacité des matériaux peut être également obtenue par des essais de déchirure sur des éprouvettes entaillées de type Kahn et de type M(T), qui permettent de caractériser la résistance à la rupture de tôles minces, qui ne peuvent être caractérisés par des essais sur éprouvettes C(T) du fait de leur faible épaisseur. Dans ce cas, l'énergie d'amorçage de fissures (UIE, Unit Initiation Energy) est déterminée à partir des courbes Force-Déplacement et correspond à l'aire sous la courbe jusqu'à la force maximale atteinte (figure 1.7) [38]. Or, il a été montré de façon empirique que l'énergie d'amorçage

Alliage	Limite d'élasticité (MPa)	Résistance à la traction (MPa)	A%	Références
2198-T8 (6 mm)				[27]
L	496	531	14,0	
T	473	514	12,3	
D	414	454	13,0	
2198-T8 (3,1 mm)				[28]
L	469	510		
T	452	498		
D	394	436		
2198-T8 (5 mm)				[30]
L	436	491	13,7	
T	347	431	18,3	
2198-T8 (5 mm)				[31]
L	451	500		
2024-T3/T4 (6,35mm)				[32-37]
L	310-424	430-497	12	
T	280-325	420-472		

Tableau 1.1 – Propriétés en traction des alliages 2198-T8, 2024-T3 et 2024- T4

de fissures pouvait être utilisée pour caractériser la ténacité des alliages d'aluminium puisque celle-ci est proportionnelle au carré du facteur d'intensité de contrainte critique, déterminé sur des éprouvettes C(T) [39,40].

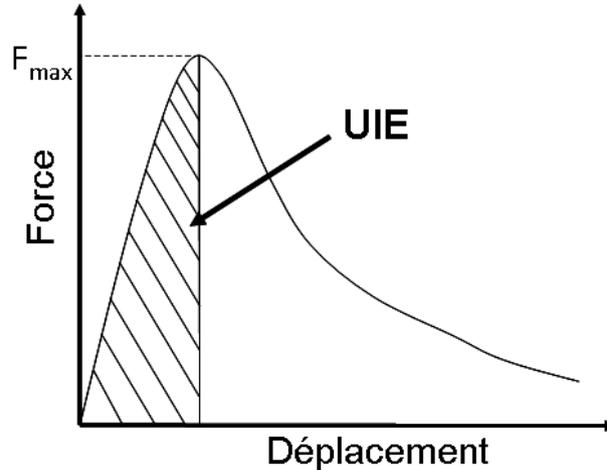


Figure 1.7 – Représentation schématique de l'énergie d'amorçage de fissures (UIE) [41]

C'est en suivant cette démarche que Chen [23] a déterminé les valeurs d'UIE pour un alliage 2198-T8 fibré (d'épaisseur 2 mm) et recristallisé (d'épaisseur 6 mm) sollicité dans le sens L-T (éprouvette sollicitée dans le sens L et propageant une fissure dans le sens T) et le sens T-L. Il a ainsi constaté que pour une épaisseur de tôle de 6 mm, la résistance à l'amorçage dans le sens L-T est équivalente à celle dans le sens T-L (175 et 177  $\text{N}\cdot\text{mm}^{-1}$  respectivement), alors qu'elle est légèrement inférieure dans le sens L-T pour une épaisseur de tôle de 2 mm (124 contre 134  $\text{N}\cdot\text{mm}^{-1}$ ).

Steglich et coll. [42] ont également étudié l'anisotropie du comportement d'un alliage 2198-T8 (d'épaisseur 3,1 mm) en sollicitant des éprouvettes Kahn dans le sens L-T et T-L, et ont constaté là encore peu de différence entre les deux directions, bien que la résistance à l'amorçage soit légèrement supérieure dans le sens T-L. Ils ont observé, de plus, une propagation instable de la fissure dans les deux sens de sollicitation, avec tout de même une instabilité plus importante dans le sens L-T.

Afin de comparer le comportement d'un alliage 2198-T8 à celui d'un alliage 2024-T4 face à la déchirure ductile, la courbe obtenue par Chen [23] sur un alliage 2198-T8 (fibré, d'épaisseur 2 mm) lors d'un essai sur éprouvette Kahn, a été superposée à celle obtenue par Bron et Besson [37] pour un alliage 2024-T4 (d'épaisseur 1,6 mm) pour un même sens

de sollicitation (figure 1.8). La contrainte nécessaire à l'amorçage d'une fissure dans le cas de l'alliage 2198 est supérieure d'environ 30% à celle de l'alliage 2024-T4 (ce qui est cohérent avec les différences de propriétés en traction des deux alliages).

L'observation des faciès de rupture des éprouvettes C(T) ou Kahn, au-delà de la zone triangulaire correspondant sur la surface de rupture à l'amorçage de la fissure à partir de l'entaille (triangle d'amorçage), permet de révéler une caractéristique des alliages Al-Li qui est le délaminage. En effet, ce problème a été rencontré dès la deuxième génération d'alliages Al-Li [43, 44], mais également pour ceux de la troisième génération [23, 45]. La décohésion le long des joints de grains dans le plan de la tôle, peut être expliquée de plusieurs façons : par l'effet de la triaxialité (qui semble favoriser ce type de rupture), par les précipités et les inclusions présents aux joints de grains mais également par les zones dénudées en précipités qui peuvent apparaître lors des traitements thermiques (PFZ) [23, 46].

Citons également l'étude menée par Warner [12], qui compare dans un diagramme donnant la ténacité en fonction de la limite d'élasticité, différents alliages dont le 2198-T8 et le 2024-T3. La figure 1.9 montre ainsi que l'alliage 2198 offre le meilleur compromis ténacité-propriétés en traction.

### 1.1.3.3 Propriétés en fatigue

Les courbes de Wöhler trouvées dans la littérature pour un alliage 2198-T8 [30] sollicité à  $R=0,33$  et un alliage 2195-T8 sollicité à  $R=0,1$  [29], ont été rassemblées sur un même graphique et comparées à celles trouvées pour des alliages 2024-T3, sollicités à  $R=0,05$  et  $R=0,1$  [32–34, 47](figure 1.10). D'après ces premiers résultats, la tenue en fatigue des alliages 2198-T8 et 2195-T8 semble meilleure que celle des alliages 2024-T3, en considérant la différence de rapport de charge auquel est soumis l'alliage 2198-T8 et celui auquel sont sollicités les alliages 2024-T3.

Enfin, la figure 1.11 permet de comparer les données disponibles sur le comportement face à la propagation de fissures de fatigue dans le cas des alliages 2198-T8 et 2024-T3. On remarque tout d'abord que pour une valeur donnée de  $\Delta K$ , les vitesses de propagation

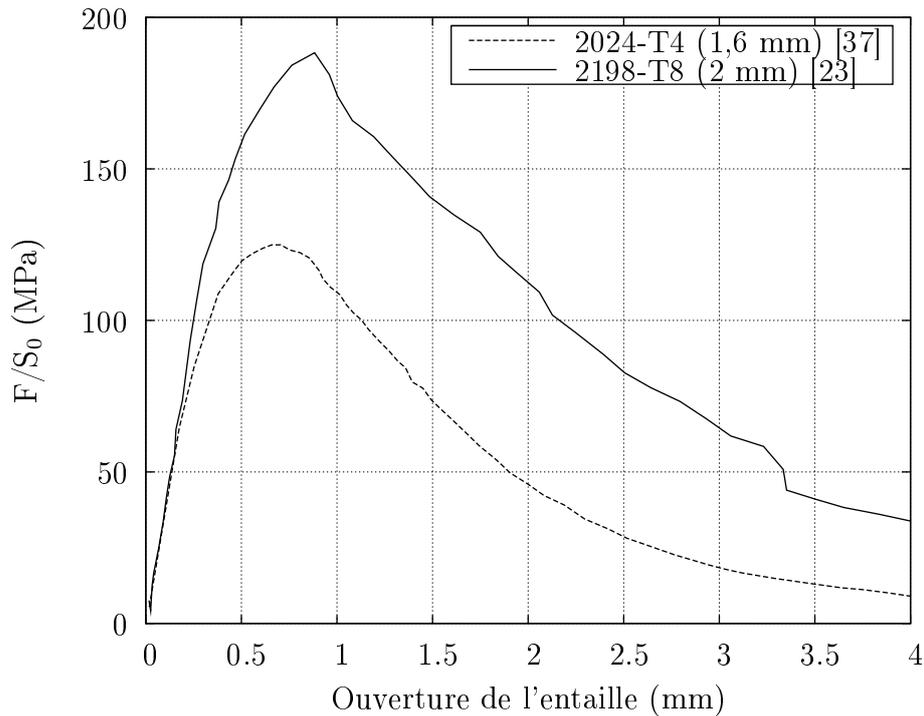


Figure 1.8 – Comparaison des courbes issues d’essais sur éprouvettes Kahn menés sur un alliage 2024-T4 [37] et un alliage 2198-T8 [23] sollicitées dans le sens T

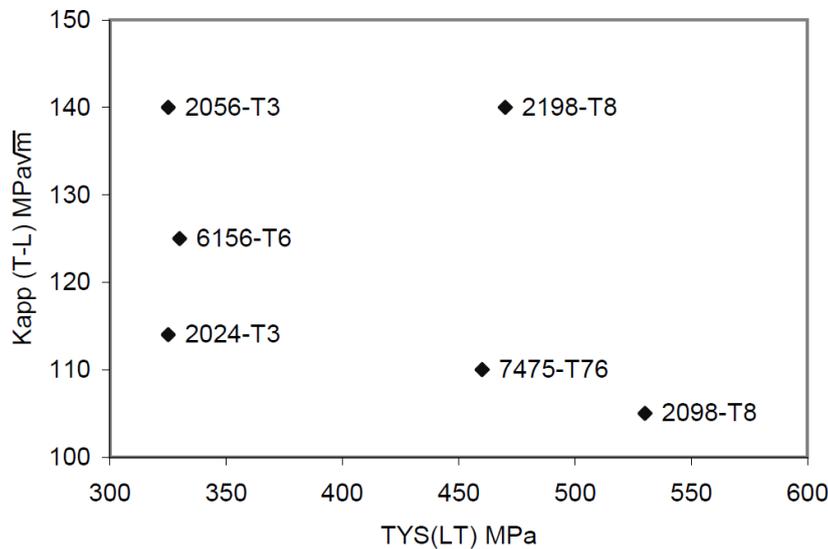


Figure 1.9 – Comparaison des ténacités et des limites d’élasticité (TYS) suivant le sens T (LT) de certains alliages d’aluminium à durcissement structural [12]

dans le cas des alliages 2198-T8 sont supérieures à celles de l’alliage 2024-T3 considéré. Le seuil de non-propagation, pour une éprouvette C(T) de l’alliage 2198-T8 sollicitée à  $R=0,1$ , est de  $2,2 \text{ MPa}\sqrt{m}$  [48], alors qu’il est d’environ  $3 \text{ MPa}\sqrt{m}$  dans le cas d’une

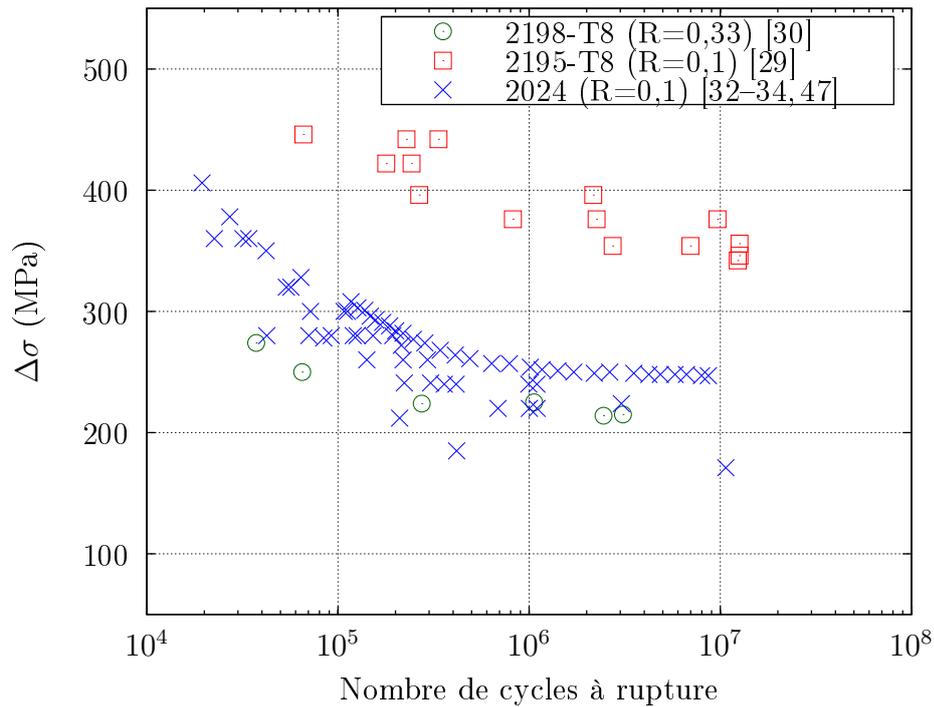


Figure 1.10 – Comparaison des courbes de Wöhler des alliages 2024-T3 [32–34, 47], 2198-T8 et 2195-T8 [29, 30]

éprouvette C(T) d'un alliage 2198-T8 sollicitée à  $R=0,3$  [30] et de  $5 \text{ MPa}\sqrt{m}$  dans le cas d'une éprouvette M(T) d'un alliage 2198-T8 sollicitée à  $R=0,1$  [49]. Notons que les courbes de fissuration sont données en fonction de  $\Delta K$  et intègrent donc le phénomène de fermeture de fissure. En donnant les courbes en fonction de  $\Delta K_{eff}$ , ce qui permet de tenir compte de la fermeture de fissure, les valeurs de seuils de non-propagation seront plus faibles. Richard [48] obtient ainsi une valeur corrigée de  $\Delta K$  seuil à  $1,1 \text{ MPa}\sqrt{m}$  contre  $2,2\sqrt{m}$  dans le cas non corrigé. Cet écart sera d'autant plus important que le rapport de charge est faible puisque plus le rapport de charge est élevé, moins le phénomène de fermeture se produit.

### 1.1.4 Conclusions

La troisième génération d'alliages Al-Li, à laquelle l'alliage 2198 appartient, offre des matériaux de faible densité relative et de forte rigidité pouvant concurrencer l'utilisation bien établie de l'alliage 2024 et l'arrivée des composites, dans le cadre d'une application

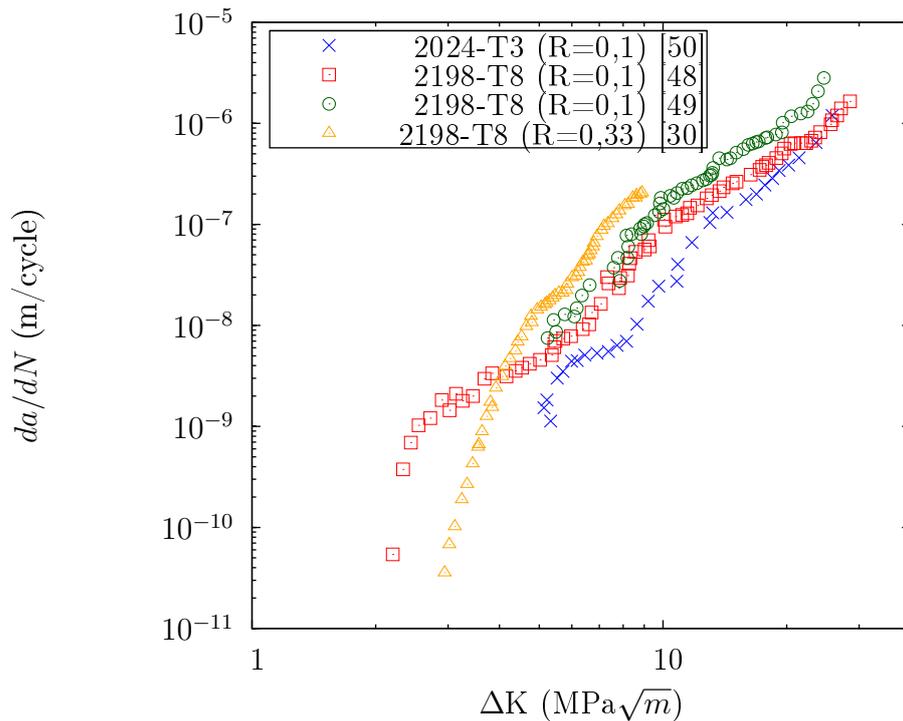


Figure 1.11 – Comparaison des courbes de fissuration des alliages 2198-T8 [30, 48, 49] et 2024-T3 [50]

de type fuselage. La présence de la phase durcissante T1 ( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ) assure de bonnes propriétés en traction à l'alliage 2198-T8, dont l'anisotropie en contrainte est peu marquée entre le sens de laminage et le sens travers long mais beaucoup plus dans le sens à  $45^\circ$  de la direction de laminage par rapport au plan de laminage. La ténacité de ce matériau ne semble pas être un facteur limitant à l'utilisation de cet alliage au vu des premiers résultats fournis par la littérature. Enfin, en ce qui concerne la tenue en fatigue au travers des courbes de Wöhler des alliages 2198, les données regroupées ne permettent pas de statuer sur ce sujet de façon claire et sont encore trop peu nombreuses.

## 1.2 Le procédé de soudage par friction stir welding

### 1.2.1 Comment assembler les alliages d'aluminium ?

Les alliages d'aluminium à durcissement structural (séries 2xxx, 6xxx, 7xxx), utilisés en tant que structures aéronautiques, sont majoritairement assemblés par rivetage. Cette technique présente plusieurs inconvénients : l'ajout de matière, gênant dans une optique d'allègement de structure, la présence de trous dans la structure conduisant à une concentration de contraintes autour de ces trous, ainsi qu'une jonction hétérogène pénalisante pour la tenue en corrosion.

Or ces alliages sont difficilement soudables par des procédés de fusion (arc, laser) à cause de la présence de défauts de solidification et de contraintes internes élevées. C'est pourquoi le soudage par Friction Stir Welding (FSW) apparaît comme une alternative intéressante. En effet, ce procédé mis au point par The Welding Institute (TWI) en 1991 [9], permet de souder à l'état solide et donc de s'affranchir en partie des problèmes rencontrés lors du soudage par fusion.

Ainsi pour certains alliages de la série 2xxx, l'abattement mécanique s'avère être plus faible que pour les méthodes de soudage conventionnelles du fait de l'absence de fusion au sein du matériau [51–53].

### 1.2.2 Principe de fonctionnement du soudage par FSW

Le principal avantage du procédé de soudage par FSW est qu'il permet d'assembler tout en laissant les pièces à l'état solide. Son principe de fonctionnement est relativement simple et consiste à faire passer entre les deux tôles à souder un outil en rotation, constitué d'un épaulement et d'un pion (figure 1.12).

L'outil permet de chauffer la matière à souder et de la déplacer, pour produire le joint. L'apport de chaleur est assuré par le frottement entre l'outil et la matière mais également par la déformation plastique de la matière. La matière ramollie par la chaleur est alors malaxée autour du pion et forgée à l'arrière de celui-ci pour produire le joint.

Les deux tôles de même épaisseur à assembler sont tout d'abord placées sur une plaque de fond (backing plate) puis maintenues fermement par un système de fixation l'une contre l'autre. La backing plate, constituée d'acier permet non seulement d'évacuer la chaleur mais également de résister aux efforts normaux appliqués par la machine de soudage. Le système de bridage permet notamment de maintenir les deux tôles fixes durant l'introduction du pion de l'outil entre les deux tôles. Durant le soudage, la pénétration de l'outil est contrôlée en force (en agissant sur la force verticale exercée par l'outil sur les tôles à souder) ou en position (en réglant la profondeur de pénétration de l'outil).

Il en résulte un joint produit à l'état solide, mais qui n'est pas symétrique par rapport à l'axe du cordon de soudure. L'avancing side sera désignée comme étant le côté de la soudure où les vecteurs vitesses de translation et de rotation de l'outil ont le même sens (c'est-à-dire que le produit scalaire est positif), alors que la retreating side sera le côté où les deux vecteurs sont de sens opposés (c'est-à-dire que le produit scalaire est négatif).

Enfin contrairement aux procédés de soudage par fusion, le soudage FSW est considéré comme un procédé relativement respectueux de l'environnement dans la mesure où il consomme moins d'énergie, il ne nécessite pas l'utilisation de consommables tels qu'une couverture de gaz ou de métal d'apport et qu'il ne génère pas d'émissions dangereuses durant le procédé de soudage [54].

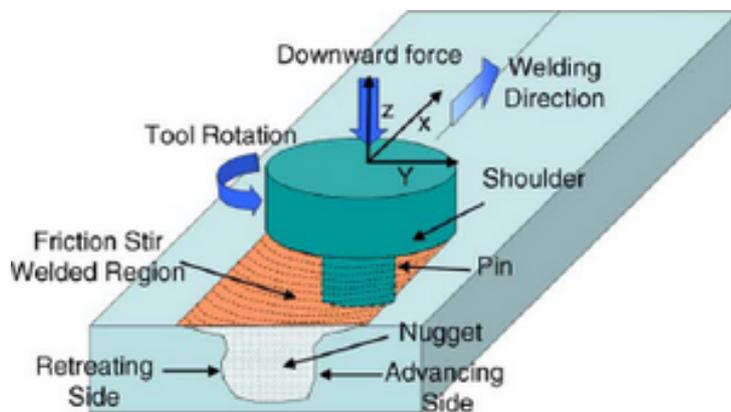


Figure 1.12 – Représentation schématique du procédé de soudage par FSW [55]

### 1.2.3 Conditions opératoires

#### 1.2.3.1 Géométrie de l'outil

Le rôle de l'outil, constitué d'un épaulement et d'un pion, est de chauffer et ramollir la matière à souder essentiellement par friction entre l'épaulement et la surface des tôles à souder, puis de malaxer cette matière afin de créer la soudure. Pour cela, la configuration la plus classique consiste à utiliser un épaulement cylindrique concave, afin de permettre le confinement de la matière, et un pion fileté pour assurer le mélange de la matière. La longueur du pion est en général inférieure de 1 ou 2 dixièmes de millimètres à l'épaisseur des pièces à souder.

#### 1.2.3.2 Les paramètres de soudage

Les vitesses de translation (vitesse de soudage) et de rotation de l'outil sont les paramètres les plus importants quant à la qualité de la soudure produite. Chaque matériau possède une fenêtre de soudabilité, c'est-à-dire un ensemble de jeux de paramètres (vitesse de rotation, vitesse de translation...) permettant de réaliser une soudure saine. La modification d'une de ces deux vitesses a des conséquences sur le flux de chaleur durant le soudage et donc sur la microstructure résultante. De cette manière, les caractéristiques mécaniques (limite d'élasticité, ductilité, contrainte à rupture) peuvent être affectées par les modifications des paramètres de soudage. De plus, un mauvais jeu de paramètres peut conduire à l'apparition de défauts de soudage.

Un angle entre l'axe de l'outil et la surface des tôles à souder peut être introduit. Il est typiquement compris entre 1 et 3° et permet un meilleur confinement de la matière et un meilleur malaxage de celle-ci d'avant en arrière. Enfin, pour réaliser une soudure saine, il est nécessaire de choisir une profondeur de pénétration appropriée (dans le cas d'un soudage en contrôle de position) où une force axiale exercée par l'épaulement sur les tôles (dans le cas d'un soudage en contrôle de force).

### 1.2.4 Flux de chaleur générés par le soudage FSW

L'augmentation de la température durant le soudage est à l'origine des changements microstructuraux, et donc des propriétés mécaniques du matériau. C'est pourquoi il est important de connaître ces variations de température durant le soudage.

Mahoney et coll. [56] ont réalisé une cartographie de la température au sein d'une soudure d'un alliage 7075-T651 de 6,35 mm d'épaisseur, en fonction de la distance au centre de la soudure et de l'épaisseur du matériau (figure 1.13). Pour cela ils ont placé des thermocouples près du noyau et ont enregistré la température au passage de l'outil. La température la plus élevée est constatée dans la partie supérieure du joint au bord du noyau, et est de 475°C. Le long du noyau, la température décroît du haut vers le bas de la soudure. Enfin, en s'éloignant du noyau, la température décroît jusqu'à atteindre 255°C à environ 10 mm du joint.

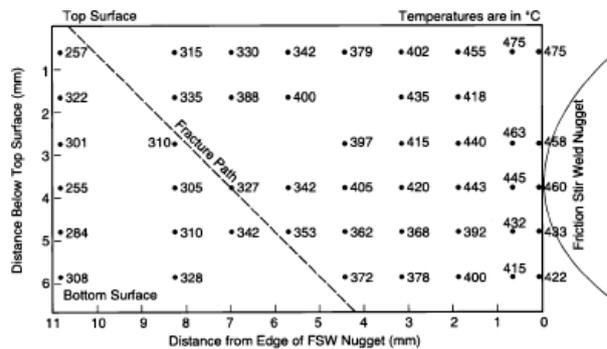


Figure 1.13 – Profil de température dans une soudure FSW d'un alliage 7075-T651 (d'épaisseur 6,35 mm) [56]

Le profil de température dépend non seulement du matériau mais aussi des paramètres de soudage. Hashimoto et coll. [57] ont étudié l'influence du rapport entre vitesse de rotation ( $\omega$ ) et vitesse de translation ( $v$ ) sur la température maximale atteinte durant le soudage de trois alliages différents de 4 mm d'épaisseur (2024-T6, 50583-O, 7075-T6), en plaçant des thermocouples près du pion. Ils ont constaté que plus le rapport  $\omega/v$  augmentait et plus la température maximale était élevée (figure 1.14).

De plus, Kwon et coll. [58] ont constaté que, pour une vitesse de translation donnée (155 mm/min), la température maximale atteinte dans un joint FSW d'un alliage 1050 de

5 mm d'épaisseur augmentait lorsque la vitesse de rotation de l'outil augmentait. Ainsi, elle passe de 190°C pour une vitesse de rotation de 560 tours/min, à 310°C pour une vitesse de rotation de 1840 tours/min. Enfin, pour une vitesse de rotation donnée (1500 tours/min), l'augmentation de la vitesse de soudage (de 300 à 720 mm/min) permet de diminuer la température maximale atteinte dans des soudures FSW des alliages 6082-T6 et 7108-T79 [59].

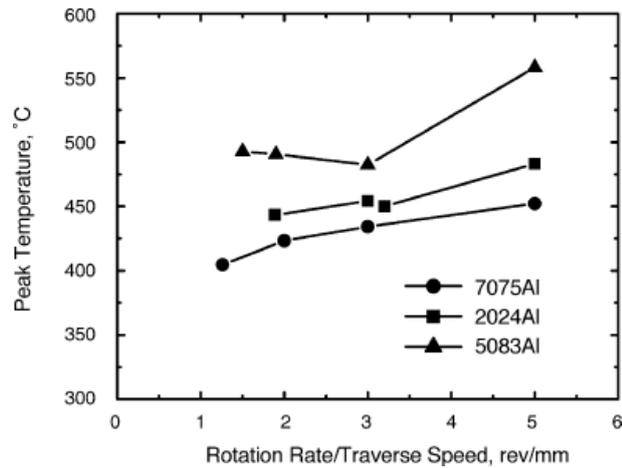


Figure 1.14 – Effet du rapport vitesse de rotation-vitesse de translation ( $\omega/v$ ) sur la température maximale mesurée dans le joint sur 3 alliages d'aluminium différents [57]

## 1.3 Microstructure et défauts des soudures FSW

### 1.3.1 Caractéristiques microstructurales du joint soudé

Durant le soudage, un gradient thermique et mécanique est introduit, conduisant à un gradient de microstructure au sein et autour de la soudure (figure 1.15). On peut ainsi distinguer quatre zones de microstructures différentes : le noyau soudé (NS ou nugget), la zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM ou TMAZ), la zone affectée thermiquement (ZAT ou HAZ) et le métal de base (MB).

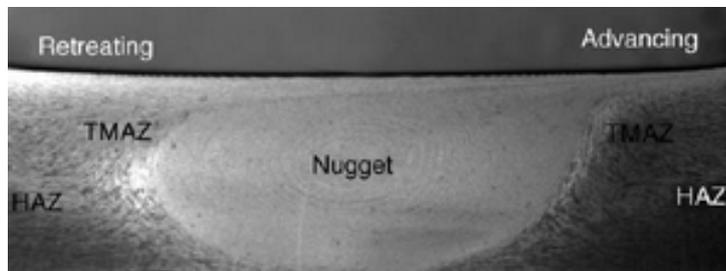


Figure 1.15 – Observation par microscopie optique d’une coupe transversale d’une soudure FSW d’un alliage 7075-T654 [55]

#### 1.3.1.1 Le noyau soudé (NS)

Le noyau soudé est la zone centrale de la soudure. Il correspond à la zone la plus affectée par le soudage, aussi bien thermiquement que mécaniquement. La température maximale atteinte y est comprise entre 400 et 550°C lors du soudage et la déformation plastique subie par cette zone est importante et rapide. Il en résulte une recristallisation dynamique [60–63] conduisant à la formation de grains fins équiaxes d’environ 2 à 10  $\mu\text{m}$  de diamètre [64–66]. La largeur du noyau est environ égale, pour le haut du noyau, au diamètre de l’épaule et pour le bas du noyau, au diamètre du pion.

Les températures atteintes durant le soudage conduisent la plupart du temps à la remise en solution des éventuels précipités durcissants dans le noyau [67–71], et/ou selon le cas, à la croissance de précipités [61, 72, 73]. Rhodes et coll. [67], Heinz et Skrotzki [68], Shukla et Baeslack [22] ont respectivement observé le phénomène de dissolution complète

dans le cas de joints FSW d'alliages 7075-T6, 6013-T4 et 2195-T8. En revanche, Strangwood et coll. [73] ont observé à la fois la dissolution et la croissance des précipités dans le noyau soudé, dans le cas des alliages 2014-T6 et 7075-T6. Enfin, Su et coll. [61], dans des soudures d'un alliage 7075-T651, ont observé une dissolution des précipités durcissants du noyau puis une re-précipitation hétérogène de ces derniers durant le refroidissement.

L'état de précipitation du noyau soudé semble donc dépendre de l'alliage considéré et des conditions opératoires. Ces résultats semblent cependant indiquer qu'une remise en solution des précipités durcissants ait lieu puis, que dans certains cas, une re-précipitation ait lieu, donnant des précipités plus gros mais moins nombreux.

Concernant la densité de dislocations présentes dans le noyau soudé, les observations dépendent de l'état initial de l'alliage et des paramètres de soudage considérés. Mahoney et coll. [56] et Liu et coll. [72] constatent une diminution de la densité de dislocations par rapport à celle du métal de base (7075-T651 et 6061-T6 respectivement), alors que Denquin et coll. [25] et Jata et Sankarau [63] observent une densité de dislocations plus importante dans le noyau (dans le cas d'alliages 2098-T8 et 7075-T7451)

### **1.3.1.2 La Zone Affectée Thermo-Mécaniquement (ZATM)**

Cette zone située immédiatement de part et d'autre du noyau soudé a subi, comme le noyau, une forte déformation plastique et une augmentation de sa température. La déformation plastique engendrée dans cette région n'est cependant pas suffisante pour générer une recristallisation. Les grains sont très fortement déformés (figure 1.16) et une dissolution partielle des précipités est constatée [22,61]. La frontière entre la ZATM et le noyau soudé est plus marquée du côté advancing side que du côté retreating side.

### **1.3.1.3 la Zone Affectée Thermiquement (ZAT)**

La zone affectée thermiquement est caractérisée par une structure granulaire identique à celle du métal de base. En effet, la température atteinte par cette zone n'engendre pas de modification de la taille de grains mais seulement de l'état de précipitation. Ainsi,

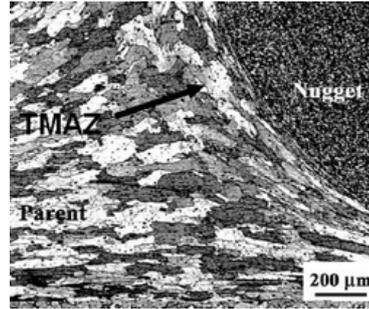


Figure 1.16 – Microstructure de la ZATM (ou TMAZ) d'un joint FSW d'un alliage 7075 [74]

les précipités deviennent plus gros sous l'effet de l'échauffement. Heinz et Skrotzki [68] ont remarqué un grossissement des précipités dans cette zone pour des soudures FSW d'alliages 6013-T4 et 6013-T6. Shukla et Baeslack [22] ont étudié l'état de précipitation d'une soudure d'un alliage 2195-T8, et ont montré que dans la ZAT, il y avait compétition entre la dissolution et le grossissement de certains précipités durcissants. Enfin, Simar et coll. [71] ont réalisé des clichés par MET d'une soudure FSW d'un alliage 6005A-T6 et ont dénombré moins de précipités mais de taille plus importante dans la ZAT que dans le métal de base (figure 1.17).

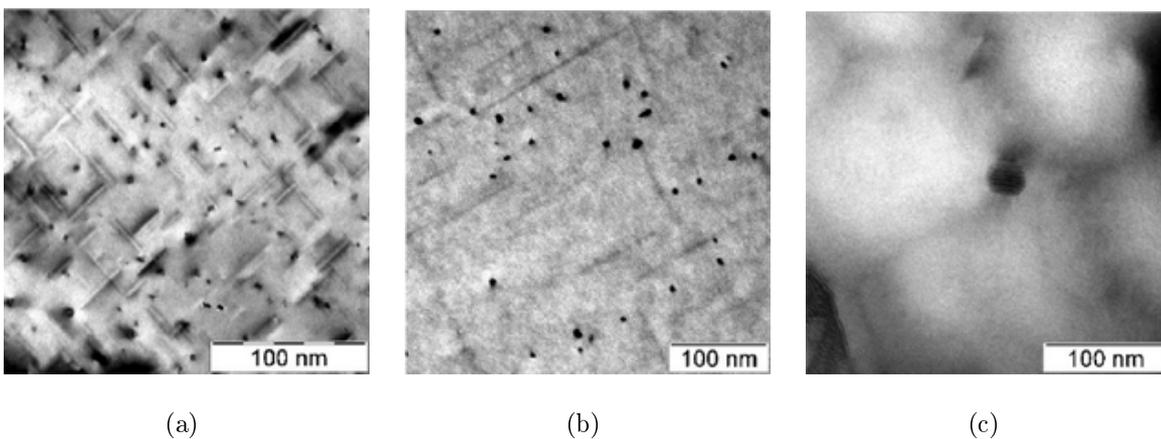


Figure 1.17 – Observations par MET en champ clair montrant l'état de précipitation dans : (a) le métal de base (6005A-T6), (b) la ZAT et (c) le noyau soudé [71]

#### 1.3.1.4 Le métal de base (MB)

Située suffisamment loin de la soudure, cette partie du matériau ne connaît ni déformation plastique, ni échauffement au cours du soudage. Elle conserve donc sa structure granulaire et son état de précipitation.

### 1.3.2 Défauts rencontrés dans les soudures FSW

#### 1.3.2.1 Les défauts internes et externes des soudures FSW

Le défaut externe le plus courant et affectant la surface en contact avec l'épaulement est le flash. Le flash correspond à un excès de matière, rejeté sur les bords de la soudure. Souvent dû à une profondeur de pénétration du pion trop importante, ce genre de défaut est préjudiciable pour les propriétés en fatigue et peut constituer un site privilégié d'amorçage de fissures en fatigue [75]. S'affranchir de la présence de flash est difficile mais une optimisation des paramètres de soudage permet de réduire leur amplitude. A l'inverse, lorsque la profondeur de pénétration du pion n'est pas suffisante, le "groove defect" peut apparaître. Ce genre de défaut correspond à l'apparition d'une rigole sur la surface en contact avec l'outil (figure 1.18c) et peut également être observé si le flux de chaleur apporté par l'outil n'est pas suffisant [57, 76].

Les défauts internes pouvant affecter la qualité de la soudure sont plus nombreux et sont potentiellement plus dangereux du fait qu'ils sont souvent indétectables à l'œil nu et nécessitent donc l'utilisation de moyens de contrôle non-destructif (CND) afin de détecter leur présence. On rencontre ainsi les cavités, l'effet tunnel ou encore le manque de pénétration. Les cavités (figure 1.18a) peuvent apparaître dans la partie centrale de la soudure par manque ou par excès de chaleur [76–79].

Chen et coll. [80], qui ont constaté que l'angle d'inclinaison de l'outil pouvait être un facteur responsable de l'apparition de cavités. Dans tous les cas, la formation de ce défaut est attribuée à un mauvais malaxage de la matière qui ne peut alors remplir correctement l'espace à l'arrière du pion.

L'effet tunnel est également un défaut que l'on peut observer dans les soudures FSW. Ce type de défaut correspond à une macro porosité continue le long de la soudure et peut apparaître si le diamètre de l'épaulement n'est pas suffisant [81] ou si l'angle d'inclinaison de l'outil n'est pas suffisant [80]. Ce défaut peut aussi être observé en surface de la soudure comme défaut externe (figure 1.18(b)).

Le défaut de manque de pénétration (figure 1.18(d)) est dû à une hauteur de pion insuffisante ou à une profondeur de pénétration du pion insuffisante, ayant pour conséquence de ne pas forger la matière et de laisser les chants des tôles partiellement intacts [75].

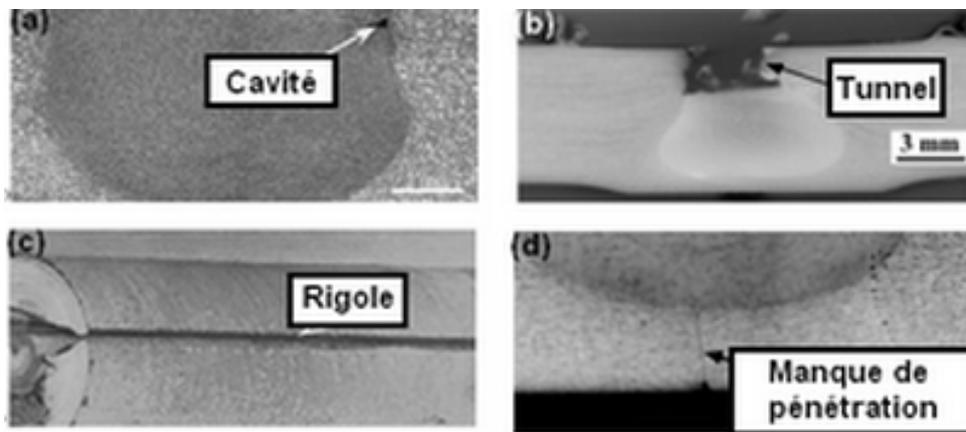


Figure 1.18 – (a) Cavité observée dans la coupe d'une soudure d'un alliage 5083 [80], (b) défaut de type "effet tunnel" présent dans la coupe d'une soudure d'un alliage 7075 [82], (c) défaut de type rigole formé dans une soudure d'un alliage 5083 vue par la face supérieure [80], (d) défaut de type "manque de pénétration" dans la coupe d'une soudure d'un alliage 5083 [81]

### 1.3.2.2 Le résidu de plan joint (Joint Line Remnant, JLR)

Le défaut le plus couramment rencontré et typique de ce procédé de soudage est le résidu de plan de joint, encore appelé ligne d'oxydes. Dans la littérature ce défaut prend le nom de "joint line remnant" (JLR), "lazy S" ou encore "zigzag curve". Par la suite ce défaut sera nommé JLR. L'observation de vues en coupe transversale des soudures permet de révéler ce défaut. Il consiste en une ligne discontinue d'oxydes qui traverse le noyau soudé dans son épaisseur en zigzaguant. Ce défaut a été observé et étudié par de

nombreux auteurs [78, 80, 83–97].

Certains d’entre eux se sont intéressés à l’origine de cette ligne d’oxydes. C’est ainsi que Vugrin et coll. [97] ont réalisé trois traitements de surface différents sur les tôles d’alliage 6013-T451 (4 mm) avant de réaliser l’opération de soudage, afin de faire croître une couche d’oxydes plus ou moins épaisse sur les chants des tôles. Ils ont ensuite observé l’allure du JLR après soudage et ont constaté que cette ligne était d’autant plus intense que la couche d’oxydes présente initialement sur les chants des tôles était épaisse. Le JLR proviendrait donc de la couche d’oxydes présente initialement sur les chants des tôles et qui après passage de l’outil, se retrouverait sous forme d’une ligne discontinue de particules d’oxydes traversant la soudure.

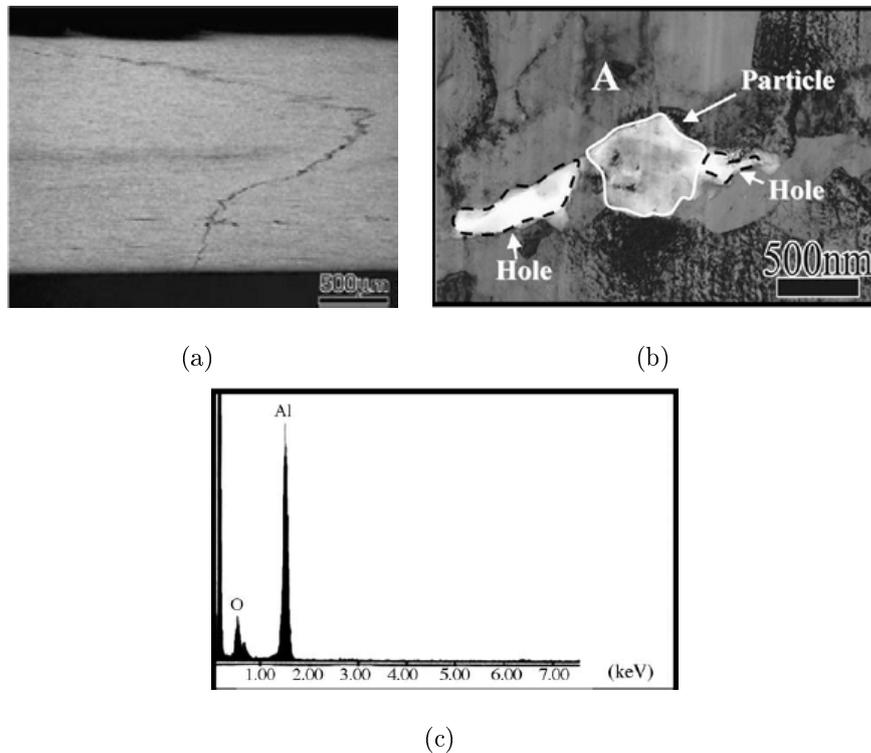


Figure 1.19 – Observations et analyse du JLR dans le cas d’un alliage 1050-H24 [87] : (a) observation par microscopie optique sur coupe transversale, (b) observation au MET (les cavités sont attribuées à la préparation de l’échantillon), (c) analyse en dispersion d’énergie des rayons X d’une particule du JLR par spectrométrie

Afin de confirmer la provenance du JLR, Di et coll. [84], Sato et coll. [87], Chen et coll. [80] et Palm et coll. [96] ont réalisé des analyses EDX sur les particules constitutives du JLR dans le cas d’alliages 1050-H24, 2024-T4, 5456, 6056-T4 soudés par FSW. Ils ont

ainsi observé que ces particules étaient riches en aluminium et en oxygène et ont conclu que ces particules étaient de l'alumine, qui est le principal oxyde présent sur les tôles d'aluminium. Afin de compléter ces analyses EDX, Sato et coll. [87] ont réalisé les clichés de diffraction d'une de ces particules d'oxydes, d'un diamètre d'environ 500 nm, et ont montré qu'elle était amorphe, caractéristique des oxydes formés dans ces conditions. Enfin, ce défaut est constamment observé dans le noyau soudé en pied de cordon, et sa position coïncide avec celle du plan de joint. Ceci permet d'affirmer que le JLR provient bien de la couche d'oxydes présente sur les chants des tôles avant soudage. La figure 1.19 montre les observations et analyses faites par Sato et coll. [87] dans le cas d'un JLR présent dans une soudure FSW d'un alliage 1050-H24 (2 mm).

L'oxydation des tôles d'aluminium étant quasiment instantanée, il semble donc difficile de s'affranchir de ce défaut de soudage. Cependant, Sato et coll. [87] ont réussi à produire des soudures FSW d'un alliage 1050-H24 (2 mm) exemptes de JLR en utilisant des conditions de soudage "chaudes", c'est à dire en utilisant une vitesse de soudage faible et une vitesse de rotation de l'outil élevée. De même Liu et coll. [93] n'ont pas observé de JLR dans des soudures d'un alliage 2219-0 (5 mm) si un nettoyage des surfaces des tôles était réalisé avant soudage.

### 1.3.2.3 Le kissing bond (KB)

La partie inférieure et débouchante du JLR est nommé kissing bond lorsqu'elle est responsable de l'amorçage d'une fissure lors d'essais de flexion réalisés en pleine épaisseur perpendiculairement à l'axe de soudage, la face inférieure de la soudure étant sollicitée en traction [83,87]. Cette définition du kissing bond n'est pas universelle mais c'est celle qui sera retenue ici. Dans la littérature, cette partie du JLR est souvent nommée "root flaw" et désigne le plus souvent une ligne d'oxydes prononcée, de quelques dizaines à quelques centaines de microns de profondeur, qui débouche par la face inférieure de la soudure au niveau du plan de joint et qui affecte les propriétés mécaniques ou la rupture des soudures FSW [78,84,90,92].

Certains écarts aux conditions de soudage optimum conduisent à l'apparition de ce

défaut. Dickerson et Przydatek [83] ont ainsi produit des kissing bonds (caractérisés par une fissure en flexion au niveau du défaut) de trois manières différentes : en augmentant la vitesse de translation de l'outil de 55% par rapport aux conditions optimisées (soudage d'un alliage 5083-O de 6 mm d'épaisseur), en augmentant l'épaisseur de la tôle à souder tout en maintenant la profondeur de pénétration de l'outil identique (soudage d'un alliage 5083-H321 de 7 mm d'épaisseur) et en utilisant un diamètre d'épaulement supérieur de 25% au diamètre de l'épaulement des conditions optimisées (soudage d'un alliage 6082-T6 de 6,4 mm d'épaisseur), bien que cette dernière condition ne conduise pas de façon systématique à l'apparition d'un kissing bond. Sato et coll. [87] ont produit des kissing bonds (également caractérisés par des essais de flexion) avec des conditions opératoires générant peu d'apport de chaleur (c'est à dire pour des vitesses de translation de l'outil relativement élevées et des vitesses de rotation de l'outil relativement faibles). Enfin, l'autre façon d'obtenir des kissing bonds est de réaliser la soudure avec une hauteur de pion insuffisante [78,92]. Ces méthodes pour produire un kissing bond sont différentes mais conduisent au même résultat, elles n'assurent pas un malaxage suffisant de la matière pour permettre de broyer suffisamment la couche d'oxydes initialement présente sur les chants des tôles et donc de créer un accolement parfait en pied de cordon.

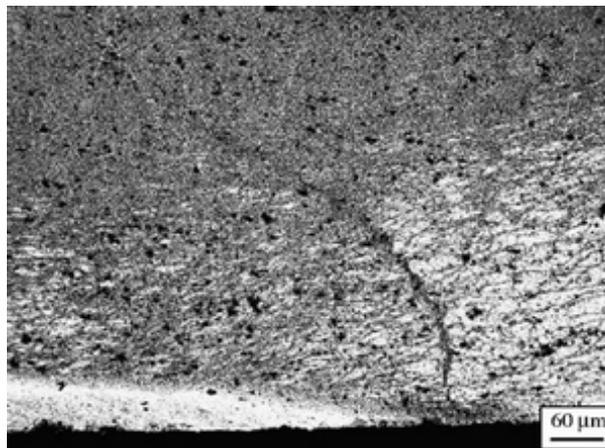


Figure 1.20 – Exemple de kissing bond observé dans une soudure FSW d'un alliage 2024-T3 (4 mm) [89]

On peut maintenant s'interroger sur la nature de ce kissing bond et les différences microstructurales que l'on peut observer avec le JLR. Dickerson et Przydatek [83] ont comparé le kissing bond (responsable d'une fissure en flexion) et le JLR en pied de cordon

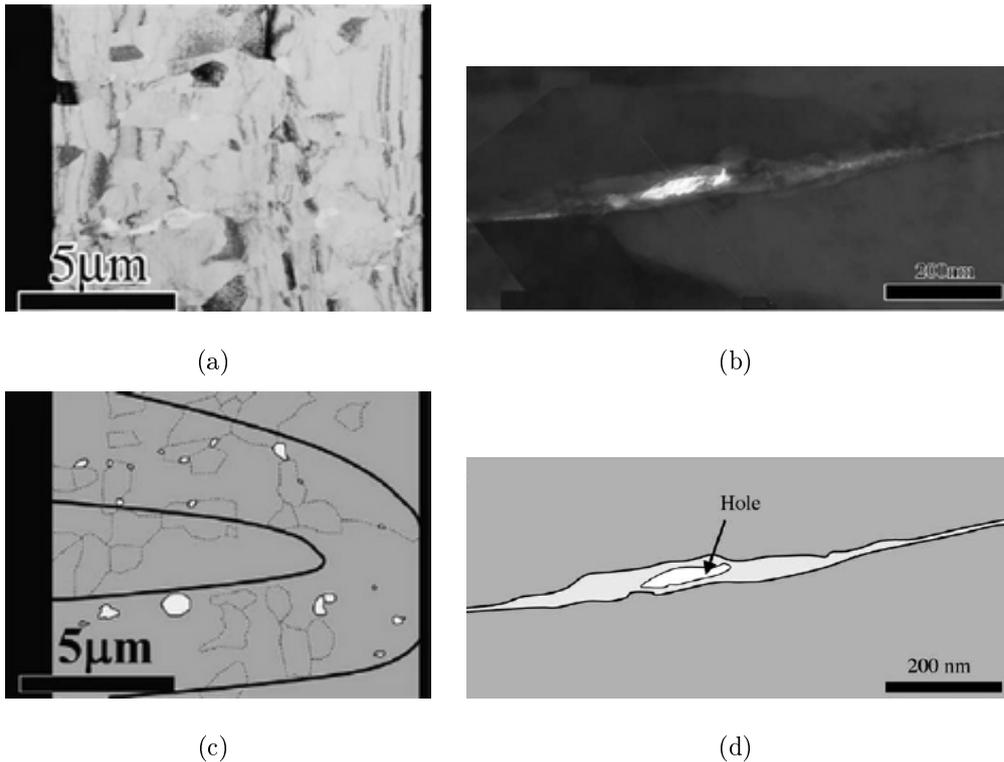


Figure 1.21 – Observations par MET (a) du JLR en pied de cordon et (b) du kissing bond pour un alliage 1050-H24. Représentation schématique des images MET dans le cas (c) du JLR en pied de cordon, (d) du kissing bond [87]

(aucune fissure en flexion n'ayant amorcé dessus en flexion), par des observations en microscopie optique des coupes transversales des différentes soudures produites. Aucune différence d'aspect n'a pu être détectée à cette échelle. C'est pourquoi Sato et coll. [87] ont réalisé, sur deux soudures d'un alliage 1050-H24 (2 mm), des lames minces au niveau de la partie débouchante du JLR et au niveau du kissing bond en utilisant un système de faisceaux d'ions FIB (Focused Ion Beam). Ils ont ensuite observé ces lames minces par MET et ont constaté que la partie débouchante du JLR était constituée de particules d'oxydes très dispersées (figure 1.21(a)), alors que pour le kissing bond, ils ont observé un film continu d'oxydes aux joints de grains (figure 1.21(b)). Le kissing bond pourrait constituer un site préférentiel d'amorçage de fissure de fatigue, sans doute plus dangereux que le JLR. Noter que la présence d'une cavité au sein du film continu d'oxydes est attribuée, par les auteurs, à la préparation de la lame mince et non à la nature du kissing bond.

#### 1.3.2.4 Le défaut d'accostage (GAP)

Le "gap" est dû à un défaut d'accostage durant l'opération de soudage. Cet écart entre les deux tôles à souder peut être dû à un mauvais positionnement ou à un manque de bridage des tôles durant le soudage. Très peu d'études ont été trouvées sur ce défaut et les conséquences qu'il peut avoir sur le comportement des soudures. Leonard et coll. [78] ont observé des coupes transversales de soudures d'un alliage 2014-T6 (6 mm) et n'ont détecté la présence de défauts qu'à partir d'un défaut d'accostage supérieur à 2 mm, soit environ 33% de l'épaisseur de la tôle : au-delà, des cavités apparaissent. Cependant les soudures n'ont pas été testées mécaniquement afin de déterminer l'effet d'un défaut d'accostage inférieur à 2 mm. Enfin Inada et coll. [98] ont également observé des coupes transversales de soudures d'un alliage 1050-H24 (5 mm) et n'ont pas détecté de défauts en microscopie optique avec un écart de 1 mm entre les tôles durant le soudage (20% de l'épaisseur de la tôle), mais pour un écart de 2 mm (40% de l'épaisseur de la tôle) des cavités très larges apparaissent à mi-épaisseur dans le noyau soudé. Cependant, en réduisant la vitesse de translation d'un facteur quatre, et donc en augmentant le flux de chaleur, aucun défaut n'a été observé même avec un défaut d'accostage de 2 mm.

D'après ces premières études, le défaut d'accostage semble être bien toléré par le procédé de soudage, puisque jusqu'à des écarts compris entre 20 et 30% de l'épaisseur de la tôle, aucun défaut visible en microscopie optique ne semble être généré. Cependant, une observation à une échelle plus fine est peut-être nécessaire afin de révéler d'autres conséquences possibles de ce défaut d'accostage.

## 1.4 Caractéristiques mécaniques des joints soudés FSW

### 1.4.1 Contraintes résiduelles

Durant les procédés de soudage par fusion, les contraintes résiduelles générées sont de l'ordre de grandeur de la limite d'élasticité. Du fait de la température relativement faible atteinte durant le soudage par FSW, les contraintes résiduelles générées sont plus faibles que par un procédé de soudage avec fusion. Cependant, le bridage des tôles à souder empêche la contraction de la soudure durant le refroidissement, introduisant ainsi des contraintes résiduelles longitudinales (dans la direction de soudage) et transversales (dans la direction perpendiculaire à l'axe de soudage). Ces contraintes peuvent être mesurées par la méthode du trou, qui consiste à percer un trou dans le matériau et à mesurer les déformations résultant de la relaxation des contraintes résiduelles, par l'intermédiaire de jauges d'extensométrie [36, 99–101]. D'autres méthodes, utilisant la diffraction des rayons X ou des neutrons, consistent à déterminer les distances entre plans atomiques, ce qui permet de remonter aux contraintes résiduelles superficielles ou dans l'épaisseur [102–107].

Quelle que soit la méthode utilisée, l'alliage considéré et la taille de l'échantillon, la plupart des auteurs s'accordent sur le fait que le profil des contraintes résiduelles longitudinales en fonction de la distance au centre de la soudure est en forme de "M" [36, 50, 99–106]. Les contraintes résiduelles longitudinales dans le noyau soudé sont en général des contraintes de traction, puis elles augmentent de manière plus ou moins significative en s'éloignant du noyau, jusqu'à la ZAT, où elles diminuent brusquement pour devenir des contraintes de compression (figure 1.23).

Cavaliere et coll. [30] ont mesuré les contraintes résiduelles transversales d'une soudure FSW d'un alliage 2198-T8 (5mm). Ils ont ainsi mesuré des contraintes très faibles (inférieures à 10 MPa) jusqu'aux abords de la soudure où elles augmentent brusquement pour atteindre 80 MPa au centre de la soudure et un maximum de 100 MPa du côté advancing side (figure 1.22).

Ma et coll. [103] ont mesuré les contraintes résiduelles longitudinales et transversales par diffraction des neutrons dans des éprouvettes C(T) de trois tailles différentes d'un

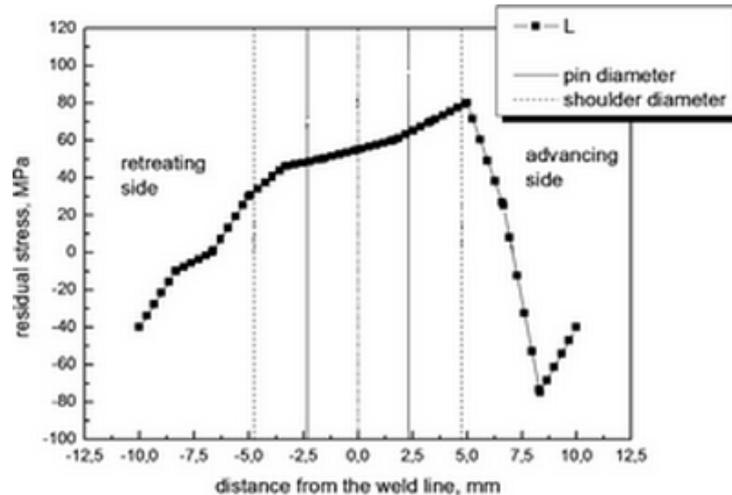


Figure 1.22 – Profil de contraintes résiduelles transversales pour un soudage d'un alliage 2198-T8 (5 mm) réalisé suivant le sens L [30]

alliage 2195-T8 (8 mm), à partir desquelles ils ont réalisé des essais de propagation en fatigue. Ils ont obtenu un profil de contraintes longitudinales en forme de "M", dont le maximum est compris entre 110 MPa et 80 MPa (en fonction de la taille de l'éprouvette). En ce qui concerne les contraintes transversales, les niveaux de contraintes sont plus faibles et moins variables le long de la soudure. Ils varient ainsi entre -10 MPa et +50 MPa et sont peu dépendants de la taille de l'éprouvette.

Dans un joint soudé d'un alliage 2050-T851 (15 mm), Pouget et Reynolds [100] ont mesuré, par la méthode du trou sur la face inférieure, des contraintes résiduelles longitudinales de l'ordre de 90 MPa au centre de la soudure, de 100 à 130 MPa aux bords du noyau, puis à l'extérieur de la soudure, des contraintes de compression jusqu'à -80 MPa ont été mesurées. Dans le cas d'un alliage 6013-T6, Dalle Donne et coll. [106] ont mesurés les contraintes résiduelles longitudinales par des méthodes de diffraction (sur la face supérieure et inférieure) et ont mesuré de légères contraintes de compression dans la soudure et des contraintes de traction de l'ordre de 100 MPa dans la ZAT.

Enfin, Fratini et coll. ont mesuré des contraintes longitudinales (méthode du trou), dans une éprouvette C(T) d'une soudure FSW d'un alliage 2024-T351 (3 mm), de l'ordre de 40 à 60 MPa dans le noyau. Ils ont également mesuré ces contraintes après que l'éprouvette a subi une déformation plastique de 2% et ont constaté que celles-ci étaient relaxées

et devenaient quasiment nulles (figure 1.23).

Les profils de contraintes résiduelles en forme de "M" sont en général dissymétriques par rapport au centre de la soudure : l'advancing side atteint des niveaux de contraintes plus élevés que la retreating side d'environ 20 MPa [30, 99, 100, 102].

D'autres études n'observent pas de profil de contraintes résiduelles longitudinales en forme de "M" [107, 108]. Hong et coll. [107] ont déterminé les contraintes résiduelles longitudinales et transversales par diffraction des rayons X sur la face supérieure d'une soudure d'un alliage 6061-T651. Ils ont mesuré, pour les contraintes longitudinales, des contraintes de traction et de compression relativement faibles (inférieures à +/- 20 MPa) dans toute la soudure, excepté à 10 mm du centre de la soudure dans l'advancing side avec un pic à -60 MPa. En ce qui concerne, le profil des contraintes transversales, ils ont mesuré des contraintes de compression, de l'ordre de -20 MPa, jusqu'à 10 mm de part et d'autre du centre de la soudure.

Les contraintes résiduelles longitudinales peuvent atteindre des niveaux relativement élevés par rapport à la limite d'élasticité des matériaux (autour de 25%). En revanche, les contraintes transversales sont plus faibles et peuvent dans certains cas être négligeables par rapport à la limite d'élasticité des matériaux de base. Dans notre étude, les éprouvettes sont sollicitées transversalement à la soudure et les niveaux de contraintes auxquels elles seront sollicitées étant supérieurs à la limite d'élasticité des soudures, on peut s'attendre à une relaxation des contraintes dès la première montée en charge. De plus, la largeur des éprouvettes de fatigue est relativement faible (7 mm). Ceci permet de penser que les contraintes présentes seront relativement faibles et qu'elles n'influeront pas de manière significative le comportement en fatigue des soudures pour cette étude. On choisit donc de ne pas en tenir compte, bien que ne les ayant pas directement mesurées sur les soudures de l'étude.

### 1.4.2 Dureté

Les profils de dureté des joints soudés par FSW sont de deux types, selon que l'on considère les alliages d'aluminium à durcissement structural (séries 2xxx, 6xxx, 7xxx) ou

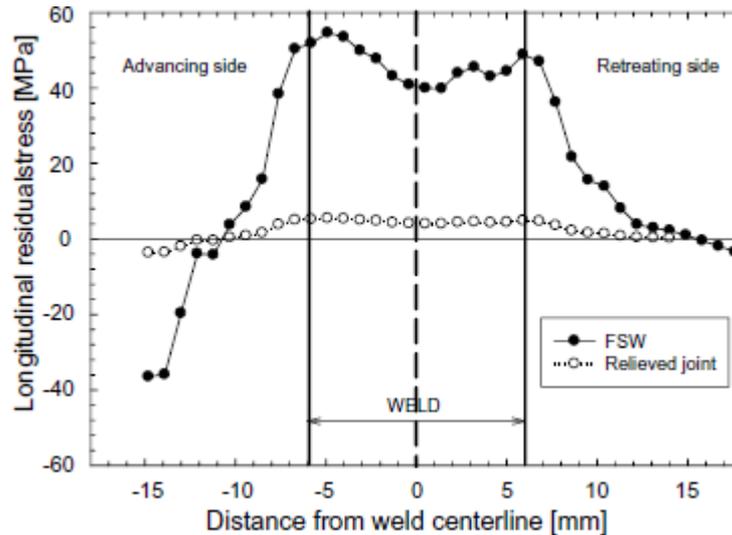


Figure 1.23 – Contraintes résiduelles longitudinales dans un joint FSW d'un alliage 2024-T351 avant (FSW) et après (Relieved joint) détensionnement [99]

à durcissement par écrouissage (série 5xxx).

L'évolution de la dureté dans le joint soudé est liée aux modifications microstructurales engendrées par le soudage. Ainsi, pour les alliages à durcissement structural, la dissolution ou la croissance de précipités durcissants conduit à une chute de dureté dans la ZAT et la ZATM par rapport au métal de base, avec un minimum associé à une précipitation grossière dans la ZAT à proximité de la ZATM. La dureté du joint augmente dans le noyau soudé à cause de l'état de solution solide, conservé après la dissolution des précipités durcissants et dû au refroidissement suffisamment rapide après soudage [22, 63, 69, 109–111]. Le profil alors rencontré pour les alliages d'aluminium à durcissement structural prend la forme d'un " W " [68, 103, 104, 110, 112–117]. Néanmoins, ce profil en "W" peut être plus ou moins marqué en fonction de l'alliage considéré et du traitement thermique qu'il a subi avant soudage.

Denquin et coll. [25] ont relié le profil de dureté obtenu sur un joint soudé d'un alliage 2098-T8 (3 mm) soudé puis vieilli naturellement pendant plus d'un mois, à l'évolution de la précipitation le long de la soudure (figure 1.24). Ils ont observé par microscopie électronique en transmission que :

- la précipitation durcissante du matériau de base est caractérisée par la présence des précipités T1, responsables majoritairement du durcissement du matériau ;

- la ZAT est caractérisée par un grossissement des précipités T1, qui conduit à une chute de dureté dans cette zone ;
- la ZATM et le noyau sont caractérisés par la présence de dislocations. En revanche, aucune précipitation n'est observée à cause de la dissolution des précipités durcisants durant le soudage, ce qui aboutit à une chute de dureté dans cette zone.

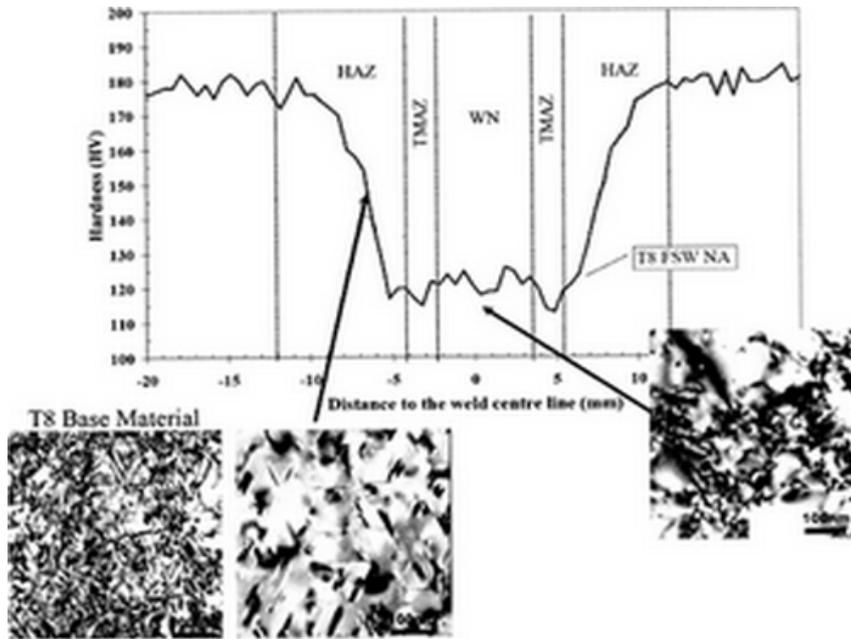


Figure 1.24 – Profil de microdureté et observations par MET d'un joint soudé d'un alliage 2098-T8 (3 mm) vieilli plus d'un mois à température ambiante après soudage [25]

### 1.4.3 Comportement en traction

Le comportement en traction des soudures FSW peut être déterminé de différentes manières en fonction de l'information recherchée : soit connaître les propriétés de la soudure dans son ensemble, soit s'intéresser au caractère hétérogène de la soudure et déterminer le comportement de chacune de ses zones. Pour accéder à ces informations trois types d'essais peuvent être menés :

- des essais de traction sollicitant la soudure dans sa globalité et perpendiculairement à l'axe de soudage : ces essais permettent de caractériser la soudure dans son ensemble ;
- des essais de traction sur des micro-éprouvettes prélevées dans chacune des zones

de la soudure (ZAT, ZATM, NS) : ces essais permettent de déterminer le comportement de chaque "matériau" constitutif de la soudure ;

- des essais de traction sollicitant la soudure dans sa globalité et perpendiculairement à l'axe de soudage, mais en suivant par corrélation d'images les champs de déformation locaux (sur la tranche de l'éprouvette par exemple) : ces essais permettent également de caractériser le comportement de chacune des zones sachant que dans ce cas il y a un effet de structure et que les contraintes ne peuvent être estimées que par le calcul complet de l'éprouvette.

#### 1.4.3.1 Comportement macroscopique des soudures FSW

Afin de déterminer l'abatement des propriétés en traction dû au soudage FSW, les propriétés du matériau de base sont comparées à celles des soudures correspondantes. Quelques-uns de ces résultats (pour des alliages à durcissement structural), représentatifs des données disponibles, sont présentés dans le tableau 1.2, où sont donnés la limite d'élasticité ( $Re_{0,2}$ ), la résistance à la traction ( $Rm$ ), le coefficient d'efficacité ( $Rm_{soudure}/Rm_{MB}$ ) et éventuellement le lieu de rupture pour chaque éprouvette. Ces résultats montrent que les propriétés en traction des soudures FSW restent relativement bonnes, puisque le coefficient d'efficacité des soudures est compris entre 70 et 95 %. La rupture des éprouvettes peut aussi bien se produire du côté de advancing side (AS) [68, 118, 119] que du côté retreating side (RS) [47, 102, 117, 120], bien que pour une même série d'éprouvettes, cette rupture ne se produise que d'un des deux côtés. La rupture a le plus souvent lieu à côté du noyau soudé, c'est à dire dans la ZAT ou le long de la frontière entre la ZATM et la ZAT, là un minimum de dureté avait été identifié. Cette rupture est une rupture ductile en biseau dans l'épaisseur [56, 68, 120].

#### 1.4.3.2 Comportement local des soudures FSW

Afin d'accéder aux propriétés locales de la soudure, une des méthodes consiste à prélever des micro-éprouvettes dans chacune des zones de la soudure, identifiées à partir des mesures de dureté réalisée sur une coupe transversale de la soudure [25, 125–128]. Les

Matériau de base			Soudure FSW				Références
Nom de l'alliage (épaisseur)	Re <sub>0,2</sub> (MPa)	Rm (MPa)	Re <sub>0,2</sub> (MPa)	Rm (MPa)	Coefficient d'efficacité (%)	Lieu de rupture	
2017-T351 (5 mm)	319	428	250	350	82	NS ou AS	[121]
2024-T351 (9,53 mm)	380	490	272	426	87		[122]
2098-T8 (3 mm)		553	323	437	79		[25]
2198-T3 (3,2 mm)	275	370	250	300-350	81-95		[123]
2219-T87 (5 mm)	390	470	305	342	73		[124]
6013-T6 (4 mm)	357	394	165	295	75	ZAT AS	[68]
6082-T6 (4 mm)	291	317	150	245	77	NS/ZAT	[112]
7075-T6 (5 mm)	474	547	364	491	90	ZATM/ZAT AS	[95]
7136-T76 (6,35 mm)	607	635	340	448	70	ZATM/ZAT RS	[117]

Tableau 1.2 – Comparaison des propriétés en traction du matériau de base et d'un joint FSW associé, sollicité en pleine épaisseur perpendiculairement à la soudure, pour différents alliages d'aluminium à durcissement structural (AS : advancing side)

échantillons sont alors prélevés parallèlement à la soudure. Gallais et coll. [126] ont réalisé ces essais sur des soudures des alliages 6056-T4 et 6056-T78 (6 mm). La figure 1.25(a) donne ainsi l'évolution de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction en fonction de la localisation de l'échantillon par rapport au centre de la soudure et permet de constater qu'il existe une hétérogénéité importante du comportement plastique de la soudure. Cette évolution des propriétés mécaniques, dans le cas de la soudure d'un alliage 6056-T4 par exemple, est en parfait accord avec le profil de dureté réalisé sur une coupe transversale de cette soudure (figure 1.25(b)) : la zone ayant la plus faible dureté correspond ainsi à la zone ayant les propriétés en traction les plus faibles. Or d'après le paragraphe précédent, les évolutions de dureté sont dues à l'état de précipitation dans la soudure. Les variations de propriétés en traction rendent donc compte des changements de précipitation.

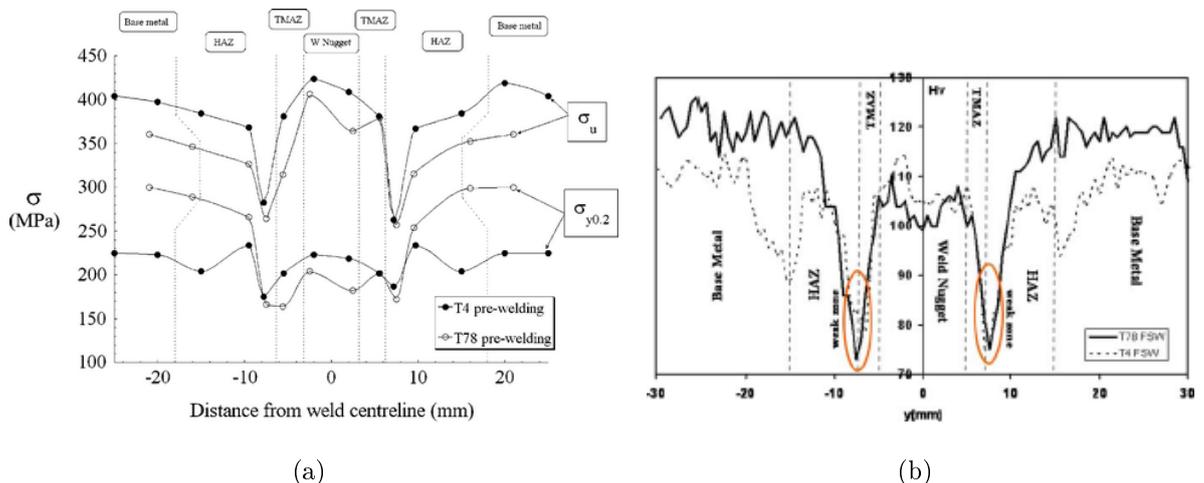


Figure 1.25 – Variation (a) des propriétés en traction et (b) duretés locales des soudures FSW des alliages 6056-T4 et 6056-T78 [126]

Cependant, cette méthode présente l'inconvénient d'être assez coûteuse en temps et en matière. De plus, elle nécessite un travail assez fastidieux pour prélever les échantillons aux bons endroits, ce qui n'est pas toujours évident notamment pour les ZATM. Cette méthode n'est pas non plus adaptée dans le cas des soudures de faible épaisseur ou le prélèvement d'échantillons s'avère encore plus compliqué. Enfin, cela suppose de considérer les matériaux comme étant isotropes, ce qui n'est pas toujours justifié pour les ZAT et les ZATM. C'est pourquoi un autre moyen d'accéder aux propriétés locales de la soudure est d'utiliser la corrélation d'images durant un essai de traction réalisé perpendiculairement à la soudure et de mesurer les champs de déformation locaux sur la tranche ou la face

supérieure de l'éprouvette [126, 127, 129, 130]. Dans ce cas, une seule éprouvette permet de rendre compte de l'hétérogénéité des propriétés en traction. Alors qu'en prélevant les micro éprouvettes, le matériau était sollicité parallèlement à l'axe de la soudure, dans ce cas, le matériau est sollicité perpendiculairement à l'axe de la soudure. En revanche, l'état de contraintes ne peut pas être estimé directement comme c'est le cas pour les micro-éprouvettes.

Citons à titre d'exemple l'étude menée par Gallais et coll. [126] sur des soudures d'un alliage 6056-T78 de 6 mm d'épaisseur (précédemment citée pour les essais menés sur des micro éprouvettes prélevées dans les zones de la soudure). La figure 1.26 montre des cartographies des champs de déformation obtenues sur la tranche de l'éprouvette à deux niveaux de déformation macroscopique différents (allongements relatifs calculés sur une longueur utile de 30 mm). On constate une localisation importante de la déformation du côté advancing side et du côté retreating side, autour de la frontière entre la ZAT et la ZATM, là où un minimum de dureté était observé. Ces résultats sont en accord avec ceux des essais réalisés sur micro éprouvettes (figure 1.25). La deuxième cartographie (pour une déformation de 5%) correspond aux champs de déformation calculés peu avant la rupture et permet de constater une localisation de la déformation plus importante du côté de l'advancing side que de la retreating side, justement là où aura lieu la rupture. Bien que la ductilité globale des soudures (qui dépend d'ailleurs de la base de mesure) soit relativement faible (environ 5%), on peut constater que localement les déformations peuvent être deux fois plus importantes que l'allongement relatif moyen calculé sur une base de 30 mm.

L'évaluation des propriétés en traction des différentes zones de la soudure, par l'extraction de micro éprouvettes prélevées dans chaque zone de la soudure ou par mesures de champs de déformation, est nécessaire à une meilleure compréhension de la plasticité qui se développe au sein de la soudure et peut ensuite être utilisée afin de modéliser le comportement de la soudure.

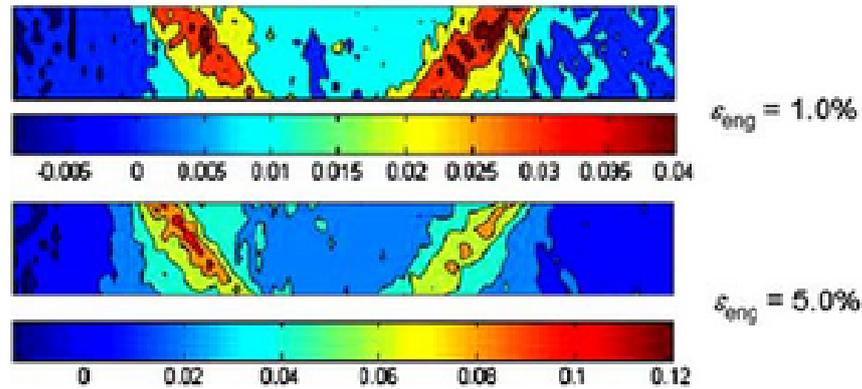


Figure 1.26 – Cartographies de déformations longitudinales obtenues par corrélation d’images sur la tranche d’une éprouvette de traction d’une soudure d’un alliage 6056-T78 sollicitée perpendiculairement à l’axe de soudage, à deux niveaux d’allongements relatifs. L’advancing side se situe à gauche de la cartographie. [126]

#### 1.4.4 Modélisation du comportement en traction

La réponse mécanique, à la fois locale et globale, d’une soudure FSW sollicitée en traction perpendiculairement à l’axe de soudage, a été modélisée par éléments finis à plusieurs reprises [122, 127, 131–133]. Lockwood et coll. [122] ont ainsi modélisé le comportement en traction d’une soudure d’un alliage 2024-T351 à partir de la mesure de champs de déformation par corrélation d’images sur la tranche d’une éprouvette de traction lisse. Ces champs ont permis d’identifier quatorze matériaux différents constitutifs de la soudure. La courbe de traction de chacun de ces matériaux a pu être reconstruite à partir de la mesure des déformations locales par corrélation d’images et en faisant l’hypothèse d’iso-contrainte, c’est à dire que la contrainte est uniforme dans la soudure. Un modèle 2D en déformations planes a ensuite été réalisé en maillant la soudure en quatorze matériaux différents dont les dimensions initiales ont été déduites des mesures de champs de déformation, et en affectant à chacun de ces matériaux la loi de comportement identifiée par la mesure de champs. Le modèle permet de reproduire la distribution et les niveaux de déformation durant l’essai de traction mais surestime la réponse globale de la soudure à un essai de traction. Ils ont attribué cette divergence de comportement à l’hypothèse d’iso-contrainte où à celle de déformations planes.

Lockwood et Reynolds [131] ont voulu vérifier ces deux hypothèses. Pour cela, ils ont réalisé une nouvelle série d'essais de traction, en prélevant des éprouvettes d'épaisseur réduite à partir du matériau pleine épaisseur. Ils ont ensuite comparé les résultats obtenus par la modélisation 2D en déformations planes, sur la courbe globale charge-déplacement obtenue dans un cas en utilisant les données de l'éprouvette pleine épaisseur et dans l'autre cas en utilisant l'éprouvette d'épaisseur réduite. La courbe globale est ainsi similaire dans les deux cas et la distribution des déformations dans la soudure est équivalente. Ceci leur permet de valider l'hypothèse d'iso-contrainte. Ils ont ensuite réalisé une modélisation 2D en contraintes planes et une modélisation 3D. Ceci a permis de montrer que l'hypothèse de contraintes planes donnait des résultats plus proches de ceux obtenus avec la modélisation 3D, que ceux obtenus sous l'hypothèse des déformations planes. Un calcul en contraintes planes permet ainsi de reproduire la courbe globale de façon très satisfaisante en même temps que les champs de déformation en surface. Ceci peut notamment s'expliquer par le fait que la mesure de champs est effectuée en surface et donc en contraintes planes (ceci dit les déplacements en surface sont confinés par le matériau sous-jacent qui n'est pas sollicité en contraintes planes).

Genevois et coll. [127] ont réalisé une simulation en 3D basée comme dans les études de Lockwood et coll. [122] sur les mesures de champs de déformation par corrélation d'images durant un essai de traction. Afin de comparer et valider ces résultats, ils ont également réalisé des essais de traction en prélevant des mini-éprouvettes dans chacune des zones de la soudure afin d'accéder au comportement de chacune des zones et de s'affranchir de l'hypothèse d'une contrainte uniforme dans la soudure (nécessaire en utilisant les résultats de la corrélation d'images). Cette étude a notamment été réalisée sur le 2024-T6 et le 2024-T351 (6 mm). Les résultats de corrélation d'images ont permis d'identifier le comportement de six matériaux différents (le noyau soudé, la ZATM, trois ZAT différentes et le matériau de base), qui ont ensuite été maillés. Les courbes globales contrainte-déformation obtenues par la modélisation à partir des résultats de la corrélation d'images et des résultats des mini-éprouvettes sont similaires et montrent un accord assez satisfaisant avec la courbe expérimentale. Il en est de même pour la distribution de la déformation à travers la soudure. Ainsi, cette étude a également montré que l'identification du comportement de chacune des zones par la mesure de champs de déformation par corrélation d'images,

sous l'hypothèse d'iso-contrainte, pouvait être suffisante et satisfaisante afin de reproduire le comportement en traction de certaines soudures FSW.

D'autres modélisations ont été proposées afin de prédire le comportement en traction, à partir de lois d'érouissage de type Voce, ainsi que la rupture de soudures d'un alliage 6082-T6, à partir d'un modèle de type Gurson [132]. A partir des profils de dureté réalisés sur une section transverse d'une soudure d'un alliage 6005A, la soudure a été découpée en 5 matériaux différents (le noyau soudé, la ZATM, deux ZAT et le matériau de base). Des essais de traction sur des éprouvettes prélevées parallèlement à la soudure dans chacune de ces zones ont été réalisés afin d'identifier les paramètres de la loi d'érouissage de chacun des matériaux constitutifs de la soudure. La figure 1.27(a) illustre ainsi l'évolution de la limite d'élasticité dans les différentes zones de la soudure. L'éprouvette de traction constituée des différents matériaux a ensuite été maillée en 3D. La réponse globale simulée de la soudure à un essai de traction mené perpendiculairement à l'axe de la soudure est comparée aux résultats expérimentaux (figure 1.27(b)). De même, la distribution de la déformation axiale sur la tranche de l'éprouvette prédite par le modèle est comparée à celle obtenue expérimentalement par corrélation d'images, avant la striction (figure 1.27(c)). Un bon accord entre les données expérimentales et les données prédites par le modèle est constaté.

#### 1.4.5 Influence des défauts de soudage sur le comportement en traction des soudures FSW

Peu d'études ont paru sur l'influence des défauts de soudage (JLR, kissing bond et GAP) sur les propriétés en traction des soudures. Les principaux résultats de ces études sont résumés pour chacun de ces trois défauts.

**Influence du JLR** Jene et coll. [91] ont observé que le JLR était responsable de l'amorçage d'une fissure en pied de cordon dans une soudure d'un alliage 5454 (3,5 mm) mais que les propriétés en traction de la soudure ne présentaient qu'un abattement de l'ordre de 10% par rapport aux propriétés du matériau de base.

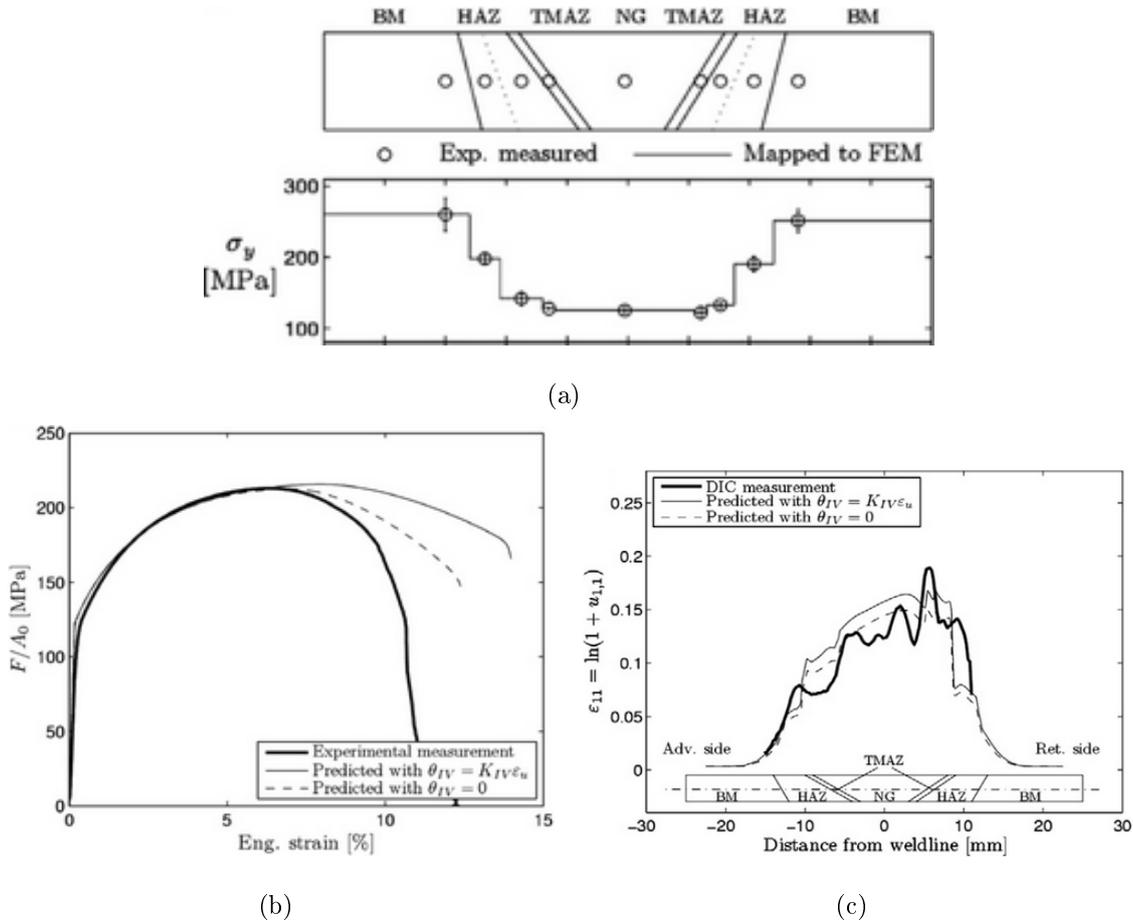


Figure 1.27 – (a) Limites d'élasticité des différentes zones de la soudure identifiées via des essais sur micro-éprouvettes. Comparaison des résultats expérimentaux et des résultats prédits par le modèle lors d'un essai de traction sur une soudure FSW sollicitée perpendiculairement à l'axe de soudage : (b) réponse globale de la soudure, (c) distribution de la déformation axiale sur la tranche de l'éprouvette à mi-épaisseur avant striction [132]

En revanche, Lui et coll. [121] n'ont observé aucun effet du JLR sur les propriétés en traction (limite d'élasticité et résistance à la traction) et la localisation de la rupture dans le cas d'une soudure d'un alliage 2219-0 (5 mm). De même, dans les études menées par Kumar et Kailas [134] et Uematsu et coll. [95] sur des soudures d'alliages 7020-T6 (4,4 mm) et 7075-T6 (5 mm) respectivement, aucun effet du JLR sur les propriétés en traction et la localisation de la rupture n'a été détecté. L'effet du JLR en traction est donc variable selon les matériaux soudés.

**Influence du kissing bond** Dickerson et Przydatek [83] ont comparé le comportement en traction des soudures FSW d'alliages 5083-O, 5083-H321 et 6082-T6 (d'épaisseur 6 à 7 mm) sans défaut à des soudures similaires contenant un kissing bond. Pour chaque soudure, la géométrie du kissing bond est différente mais conduit à l'amorçage d'une fissure lors d'un essai de flexion. Voici les résultats qu'ils ont obtenus :

- pour les soudures de l'alliage 5083-O : le kissing bond n'a pas d'effet sur les propriétés en traction mais est responsable de la rupture des éprouvettes,
- pour les soudures de l'alliage 5083-H321 : le kissing bond conduit à une chute de 20% de la résistance à la traction, de 80% de la ductilité et est responsable de la rupture des éprouvettes,
- pour les soudures de l'alliage 6082-T6 : le kissing bond n'a pas d'effet sur les propriétés en traction ni sur la localisation de la rupture des éprouvettes.

Les conditions dans lesquelles chaque kissing bond a été produit sont cependant différentes d'un alliage à l'autre et par conséquent la forme géométrique du défaut également (cf. paragraphe 1.3.2).

**Influence du GAP** L'influence d'un défaut d'accostage (GAP) entre les deux tôles à souder a été étudiée par Oki et coll. [135] dans le cas d'une soudure d'un alliage 5083-O (3 mm) réalisée avec un écart de 0,2 à 3 mm entre les deux tôles. Les essais de traction menés sur ces soudures ont montré qu'un écart allant jusqu'à 1,5 mm pouvait être toléré. Au delà de cet écart, la résistance à la traction de la soudure diminue et la rupture passe du métal de base au noyau soudé.

Christner et Sylva [136] ont étudié l'impact sur la microstructure d'un défaut d'accostage entre deux tôles d'un alliage 2014A-T6. Ils ont observé qu'un défaut d'accostage de 2,3 mm (soit 36% de l'épaisseur de la tôle) pouvait être toléré, sans perte significative des propriétés en traction de la soudure.

Barnes et coll. [137] ont étudié l'influence d'un défaut d'accostage beaucoup plus faible (0,2 et 0,25 mm) dans le cas de soudures d'un alliage 7075-T6 (3,2 mm) et ont remarqué une baisse de la résistance à la traction d'environ 7% par rapport à celle des soudures saines. En revanche, aucune influence sur le lieu de rupture n'a été identifiée.

Enfin, Inada et coll. [98] ont réalisé des observations par microscopie optique et des essais de traction sur des soudures d'un alliage 1050-H24 (5 mm) produit avec un défaut d'accostage de 1, 2 ou 3 mm. Les observations par microscopie optique n'ont révélé aucune anomalie pour un défaut d'accostage de 1 mm, alors que pour des défauts de 2 ou 3 mm, des tunnels (internes ou externes) apparaissent. Les propriétés en traction des soudures défectueuses ne peuvent être comparées qu'entre elles puisqu'aucun essai sur une soudure saine n'a été effectué. Alors que la soudure présentant un défaut d'accostage de 3 mm casse prématurément, celle présentant un défaut de 2 mm induit une réduction de l'ordre de 30% sur la résistance à la traction, par rapport à celle de 1 mm.

### 1.4.6 Conclusions

Le profil de dureté des soudures montre une zone faible, avec un minimum de dureté autour des ZATM. Ces changements de dureté sont associés à des modifications de l'état de précipitation. Les propriétés en traction des soudures FSW sont relativement bonnes (entre 70 et 90% des propriétés du matériau de base). Les essais de traction suivis par corrélation d'images permettent de rendre compte du caractère hétérogène de la soudure et d'identifier le comportement de chacune des zones de la soudure, permettant ainsi de reproduire convenablement, par calcul par éléments finis, le comportement global de la soudure ainsi que la localisation de la déformation. La déformation se concentre dans la plupart des cas autour des ZATM, là où un minimum de dureté avait été mesuré, et conduit à la rupture de l'éprouvette. Enfin, les contraintes résiduelles transversales présentes dans les soudures FSW (c'est-à-dire celles perpendiculaires à la soudure et qui seront parallèles à l'axe de chargement dans cette étude) sont relativement faibles et peuvent donc être négligées au vu de la taille des éprouvettes et des niveaux de contraintes auxquels elles seront soumises (au-dessus de leur limite d'élasticité).

## 1.5 Comportement en fatigue des soudures FSW

De nombreux auteurs ont étudié le comportement en fatigue des soudures FSW soumises à un chargement cyclique, afin de tracer la courbe de Wöhler du matériau considéré [30, 47, 50, 53, 83, 84, 95, 112, 113, 138–141]. Ces courbes permettent d'estimer la durée de vie de la structure et de déterminer l'abattement en durée de vie des soudures FSW par rapport au matériau de base. Cet abattement peut varier en fonction bien sûr du chargement appliqué, mais aussi de l'état de surface des éprouvettes testées ou des défauts de soudage (JLR, KB, GAP). L'ensemble des résultats présenté ici a été obtenu sur des soudures sollicitées perpendiculairement à la direction de soudage.

La durée de vie en fatigue peut être décomposée en trois stades : l'amorçage, la propagation stable et la rupture brutale. Le nombre de cycles à l'amorçage dépend fortement de l'état de surface. La propagation, dans le cas des soudures dépend fortement des contraintes résiduelles. Enfin, la rupture brutale est liée à la ténacité du matériau. C'est pourquoi, après avoir présenté le comportement en fatigue des soudures via les courbes de Wöhler, l'étude portera sur l'évolution des vitesses de propagation et de la ténacité dans chacune des zones de la soudure. En effet, puisque la soudure est constituée de matériaux différents (en termes notamment de microstructure) soumis à des contraintes résiduelles différentes, leur comportement face à la propagation de fissures de fatigue et face à la rupture brutale risque d'être différent de celui du matériau de base.

### 1.5.1 Comparaison de la tenue en fatigue des soudures FSW et des soudures classiques

Plusieurs auteurs se sont intéressés à la comparaison des propriétés en fatigue des soudures réalisées par FSW et par des procédés de fusion classiques (MIG, TIG ou laser) [52, 53, 112, 139, 141]. Ericsson et Sandström [112] ont déterminé les courbes de Wöhler d'un alliage 6082-T6 de 4 mm d'épaisseur soudé par FSW, MIG et TIG et sollicité en traction pour un rapport de charge  $R=0,1$ . Pour cela, les angles des éprouvettes ont été cassés mais aucun traitement de surface n'a été pratiqué sur les soudures avant d'être testées.

Pour une durée de vie de  $10^6$  cycles, l'amplitude des contraintes atteinte est d'environ 50 MPa pour les joints MIG pulsé, 65 MPa pour les joints TIG et 80 MPa pour les soudures FSW. Wang et coll. [53] ont constaté le même écart dans le cas des soudures FSW et TIG d'un alliage 5052 (10 mm), sollicitées en traction pour un rapport de charge  $R=0,1$  et dans un état brut de soudage. Zhou et coll. [52] ont comparé le comportement de joints soudés FSW et MIG pulsé d'un alliage 5056 de 10 mm d'épaisseur avec le comportement du matériau de base. Pour un rapport de charge  $R=0,1$ , la durée de vie en fatigue des joints FSW est 6 à 14 fois plus importante que celle des joints MIG. Hori et coll. [141] ont également comparé le comportement en fatigue de soudures FSW à celui de soudures par MIG et laser, dans le cas d'un alliage AA6005A-T5 (4 mm), pour une sollicitation en flexion et un rapport de charge  $R=0,1$ . La résistance à la fatigue à  $10^7$  cycles des joints FSW est supérieure de 25% à celle des joints laser et MIG. En revanche, pour une durée de vie de l'ordre de  $10^5$  cycles, les résistances à la fatigue des joints FSW et des joints laser sont équivalentes.

Dans la plupart des cas, la rupture des soudures conventionnelles a lieu au niveau du cordon de soudure, là où il y a une concentration de contrainte. A partir de ces quelques études réalisées pour différents alliages (figure 1.28), il apparaît que la tenue en fatigue des soudures FSW est globalement meilleure que celle des soudures réalisées par des procédés de fusion (MIG, TIG, laser). Néanmoins, dans certains cas, l'état de surface testé et la géométrie d'éprouvette utilisée ne sont pas mentionnés et manquent pour statuer de façon claire sur la tenue en fatigue relative des soudures FSW par rapport aux autres soudures.

### **1.5.2 Comparaison de la tenue en fatigue des soudures FSW et du matériau de base associé**

Afin de rendre compte de la différence de résistance à la fatigue entre une soudure FSW et le matériau de base associé, une comparaison a été faite sur quelques soudures réalisées à partir d'alliages à durcissement structural utilisés dans l'aéronautique (figure 1.29). Les éprouvettes des soudures FSW ont été testées à l'état brut de soudage, sauf les éprouvettes des soudures de l'alliage 2198 qui ont été polies. La résistance à la fatigue, pour une durée

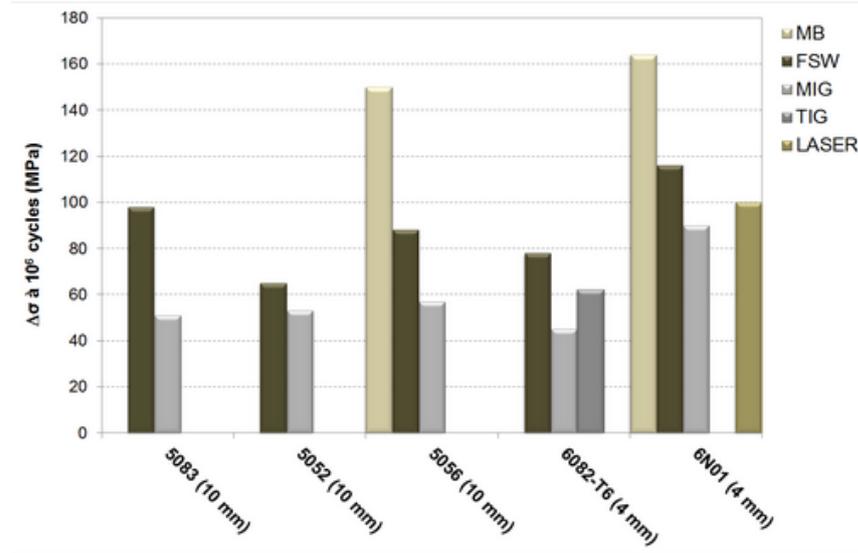


Figure 1.28 – Récapitulatif des résistances à la fatigue pour une durée de vie de  $10^6$  cycles pour différents alliages soudés par FSW, MIG, TIG ou laser sollicités à  $R=0,1$  [52, 53, 112, 139, 141]

de vie de  $10^6$  cycles, est ainsi inférieure de 18 à 27% à celle du matériau de base associé. Dans le cas des soudures testées à l'état brut de soudage, l'amorçage a lieu à partir de la surface supérieure, sur laquelle sont présentes les stries laissées par le passage de l'outil de soudage. Il est donc difficile de séparer la contribution de l'état de surface de celle de la structure hétérogène qu'est le joint soudé.

### 1.5.3 Influence de l'état de surface

L'état de surface des éprouvettes de fatigue est un des paramètres les plus importants à prendre en compte pour comprendre les mécanismes d'amorçage de fissures. En effet, les irrégularités présentes en surface sont des sites privilégiés d'amorçage. Lors du soudage FSW, la rotation de l'épaulement laisse des marques circulaires sur la surface en contact avec l'outil. Des flashes, qui correspondent à un excédent de matière et forment des lèvres plus ou moins marquées de part et d'autre de la soudure, peuvent également être générés. Ce genre d'irrégularité, inhérente au procédé de soudage, est responsable dans la plupart des cas de l'amorçage de fissures de fatigue à cause des concentrations de contraintes générées. C'est pourquoi, dans le cas d'une optimisation de la tenue en fatigue des joints

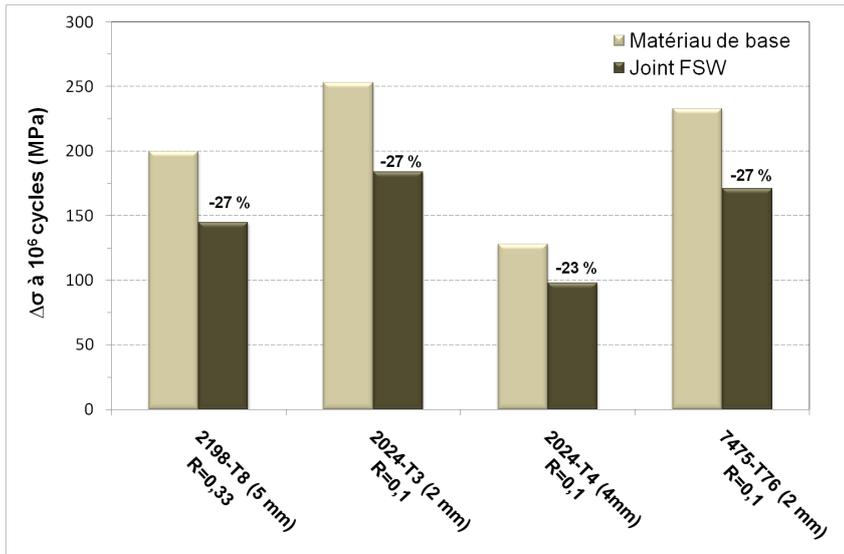


Figure 1.29 – Comparation des variations de contraintes à  $10^6$  cycles pour différents alliages d'aluminium et les soudures FSW associées [30, 47, 84]

FSW, il est nécessaire de s'affranchir de ce problème en effectuant un traitement de surface. Néanmoins, dans le cadre d'une industrialisation du procédé, le traitement n'est pas toujours possible d'un point de vue économique.

Bussu et Irving [32] se sont intéressés à l'effet des irrégularités de surface en déterminant les courbes de Wöhler en traction ( $R=0,1$ ) d'un alliage 2024-T351 (6,35 mm) soudé par FSW, testé à l'état brut de soudage et testé après avoir enlevé 0,5 mm d'épaisseur des surfaces supérieure et inférieure. Ce traitement de surface des éprouvettes a permis d'obtenir des durées de vie comparables à celles obtenues pour le matériau de base, alors que les éprouvettes testées brut de soudage présentent un abattement de plus de 50% par rapport au matériau de base pour une durée de vie de  $2.10^6$  cycles. Cet abattement a pu, par des observations des faciès de rupture, être corrélé à la présence des irrégularités de surface.

Magnusson et Kallman [47] ont démontré l'intérêt de procéder à un traitement de surface des éprouvettes de joints soudés, en comparant le comportement d'éprouvettes ayant subi un fraisage, aux éprouvettes testées à l'état brut de soudage (figure 1.30). Ainsi les alliages 7475-T76 et 2024-T3 (2 mm), après soudage, ont subi un fraisage de la surface supérieure, alors que les joints soudés en alliage 6013-T6 (1,6 mm) ont subi un fraisage des

surfaces inférieure et supérieure. Ce traitement a permis d'enlever entre 0,10 et 0,15 mm par surface fraisée. Les résultats montrent, pour une sollicitation en traction ( $R=0,1$ ), une nette amélioration de la tenue en fatigue des soudures ayant subi un traitement de surface avant d'être sollicitées en fatigue, et ceci pour les trois alliages considérés. Le traitement de surface permet d'approcher le comportement en fatigue du matériau de base, sauf dans le cas des joints FSW d'alliage 2024, où l'amélioration des propriétés en fatigue est moins marquée. Alors que l'amorçage avait lieu à partir de la surface supérieure (sur les stries laissées par le passage de l'outil) dans l'état brut de soudage, dans l'état poli, l'amorçage a lieu indifféremment à partir des surfaces supérieure ou inférieure. Il est important de noter que le fraisage des surfaces a également pour conséquence d'écrouir le matériau en surface et d'introduire des contraintes résiduelles en surface.

Dans le cas de soudures d'un alliage 5083-H321 (8 mm) sollicitées en traction uniaxiale ( $R=0,1$ ), James et coll. [138] ont constaté une différence de l'ordre de 30% entre les durées de vies d'éprouvettes testées à l'état brut de soudage et des éprouvettes dont les surfaces avaient été polies.

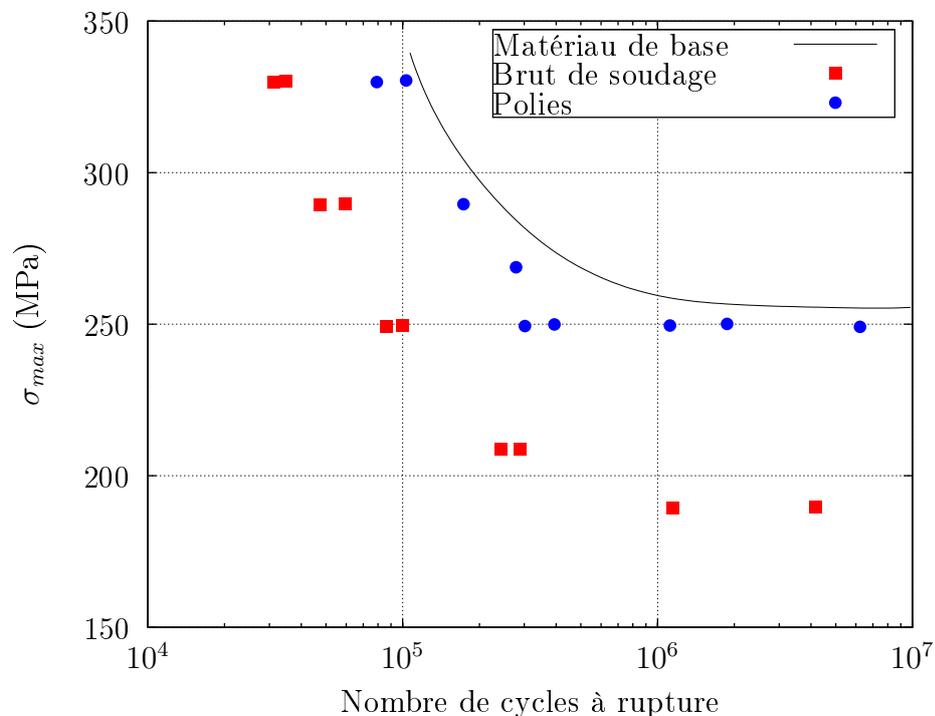


Figure 1.30 – Influence de l'état de surface (brut de soudage ou "poli" par fraisage) sur la tenue en fatigue des soudures d'un alliage 7475-T76 ( $R=0,1$ ) [47]

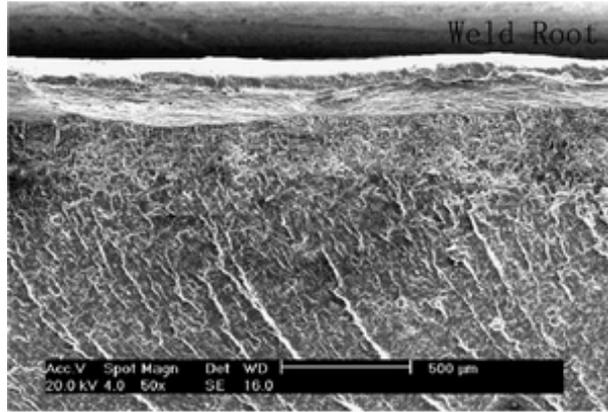


Figure 1.31 – Observation par MEB du faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue d'une soudure FSW d'un alliage 5083-H321 montrant un amorçage en pied de cordon [89]

#### 1.5.4 Influence des défauts de soudage

**Influence du JLR** L'influence du JLR sur le comportement en fatigue des soudures FSW a notamment été étudiée par Zhou et coll. [88, 89] dans le cas de soudures FSW d'un alliage 5083-H321 (8 mm), pour un rapport de charge  $R=0,1$  et sur des éprouvettes dont les flashes avaient été enlevés et les angles avaient été cassés et polis. La courbe de Wöhler obtenue est comparée aux résultats de la littérature sur le même alliage, pour le même rapport de charge, et montre que pour une durée de vie donnée (entre  $3.10^5$  et  $4.10^6$  cycles), la variation de contrainte est réduite d'environ 30 à 35% pour le joint soudé par rapport au matériau de base. L'observation des éprouvettes rompues révèle un amorçage en pied de cordon, dans le noyau, que les auteurs attribuent à la présence du JLR (figure 1.31). La fractographie montre que la fissure s'est amorcée en pied de cordon et qu'elle s'est propagée sur une courte distance le long de la ligne d'oxydes avant de quitter le défaut et de se propager perpendiculairement à l'axe de chargement.

Citons également les études menées par Di et coll. [84, 85] sur l'influence du JLR sur le comportement des soudures d'alliages 2024-T4 (4 mm) et 7075-T6 (4,85 mm), sollicitées sous un rapport de charge  $R=0,1$  à environ 90 Hz. Les angles des éprouvettes de l'alliage 2024-T4 ont été cassés et polis, alors que pour les soudures de l'alliage 7075-T6, aucune précision quant à l'état de surface testé n'a été fournie. La courbe de Wöhler des soudures de l'alliage 2024-T4 contenant un JLR est comparée à celle du matériau

de base et montre un abattement de l'ordre de 20% sur la contrainte à  $2 \cdot 10^6$  cycles (cet abattement est légèrement plus important pour des durées de vies inférieures). Dans le cas des soudures de l'alliage 7075-T6, la courbe de Wöhler est comparée aux données de la littérature sur des soudures d'alliages 7475-T76 sollicitées sous le même rapport de charge et sans traitement de surface [47]. Les soudures contenant un JLR présentent ainsi un abattement de l'ordre de 40% sur la contrainte à  $2 \cdot 10^6$  cycles. Dans les deux cas, les auteurs attribuent l'abattement en fatigue à la présence du JLR, puisqu'ils constatent la plupart du temps un amorçage de fissure en pied de cordon dans le noyau soudé.

Citons, enfin, l'étude de Uematsu et coll. [95] notamment sur des soudures d'un alliage 1050-O (5 mm), où un JLR a été observé dans cette soudure sans que celui-ci n'affecte les propriétés en fatigue de la soudure, ni les mécanismes d'amorçage de fissure de fatigue.

**Influence du kissing bond** L'influence du kissing bond sur le comportement en fatigue a été étudié par Dickerson et Przydatek [83] dans le cas des soudures d'alliages 5083-O, 5083-H321 et 6082-T6 (environ 6 mm d'épaisseur). Chacune de ces soudures contient un kissing bond (mis en évidence par des essais de flexion) produit différemment : soit en augmentant la vitesse de soudage de 55% (5083-O), soit en utilisant une tôle plus épaisse (7 mm) tout en conservant les mêmes paramètres de soudage (5083-H321), soit en utilisant un diamètre d'épaulement plus important (6082-T6). Ces soudures ont ensuite été sollicitées en fatigue sous un rapport de charge  $R=0,1$  à 170 Hz, après que les flashes ont été enlevés et que les angles ont été cassés et polis. Bien que peu d'essais aient été menés, il semblerait que les kissing bonds présents dans les alliages 5083-O et 6082-T6 n'engendrent pas d'abattement particulier en fatigue (leurs résultats sont cependant comparés à ceux de la littérature obtenus sur des soudures FSW issues de différentes séries d'alliages d'aluminium, supposées sans défaut et n'ayant pas été obligatoirement testées avec le même état de surface). En revanche, dans le cas des soudures défectueuses de l'alliage 5083-H321, il semble y avoir un abattement des propriétés en fatigue attribué au kissing bond. Pour chaque alliage, l'amorçage d'une fissure de fatigue est associé à la présence du kissing bond. Cependant, la forme et les dimensions du kissing bond diffèrent d'un alliage à l'autre. Le kissing bond présent dans les soudures de l'alliage 5083-H321 s'avère ainsi plus proche d'une perpendiculaire par rapport à l'axe de chargement mais

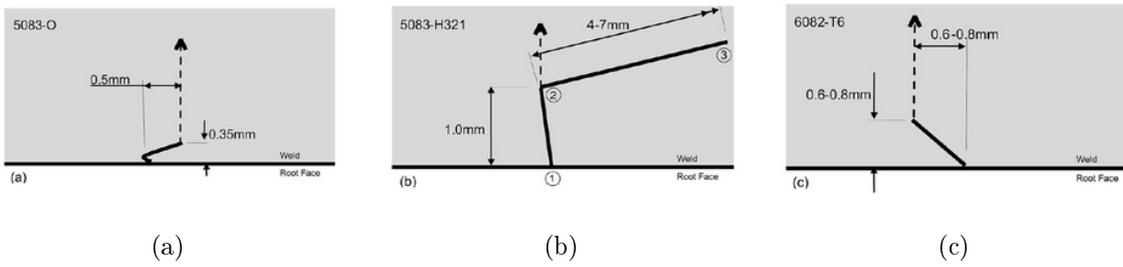


Figure 1.32 – Dimensions et formes des kissing bonds observés dans les soudures des alliages : (a) 5083-O, (b) 5083-H321 et (c) 6082-T6. Les lignes en pointillés représentent le chemin suivi par les fissures de fatigue [83]

surtout plus profond, expliquant ainsi son caractère plus nocif (figure 1.32).

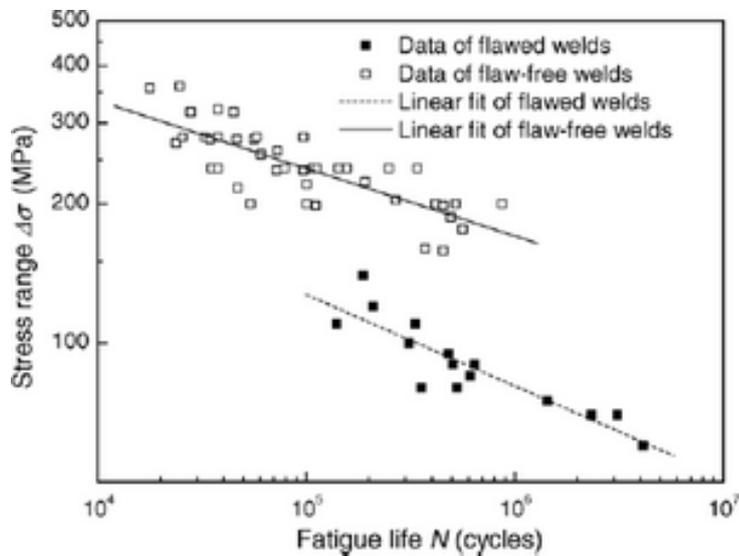


Figure 1.33 – Courbes de Wöhler des soudures contenant un kissing bond et des soudures saines, dans le cas de soudures d'un alliage 2024-T3 pour un rapport de charge  $R=0,1$  [90]

Zhou et coll. [90] ont également étudié l'influence du kissing bond (figure 1.20), qu'ils nomment "root flaw", sur le comportement en fatigue des soudures d'un alliage 2024-T3 (4 mm) sollicitées sous un rapport de charge  $R=0,1$  à 85-90 Hz. Sur ces éprouvettes, les flashes ont été polis et les angles ont été cassés et polis. La courbe de Wöhler obtenue est comparée à celles trouvées dans la littérature pour le même alliage sollicité au même rapport de charge et ne présentant a priori pas de défaut (figure 1.33). Les résultats montrent que la variation de contrainte, pour une durée de vie donnée, est réduite d'environ 50% en moyenne. De plus, toutes les éprouvettes ont amorcé une fissure de fatigue à partir du kissing bond, laissant supposer que le kissing bond a pour effet de réduire la durée de vie

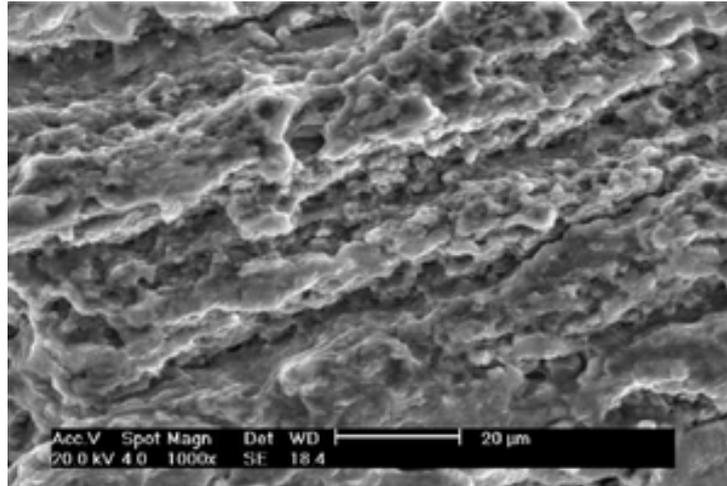


Figure 1.34 – Observation par MEB du faciès de rupture le long du kissing bond dans le cas d'une soudure FSW d'un alliage 2024-T3 [90]

de l'éprouvette en amorçage. Le faciès de rupture montre une rupture ductile le long du kissing bond (figure 1.34) ce qui suggère que le défaut a d'abord été ouvert puis qu'une fissure de fatigue a pu se propager à partir du kissing bond ouvert.

**Influence du GAP** Une seule étude a été trouvée sur la tenue en fatigue des soudures produites avec un défaut d'accostage [137]. Ces soudures ont été réalisées à partir d'un alliage 7075-T76 (3,2 mm) avec un défaut d'accostage de 0,2 et 0,25 mm. La courbe de Wöhler des soudures "défectueuses", déterminée pour un rapport de charge  $R=0,1$  à une fréquence de 10 Hz (l'état de surface testé n'est pas précisé), ne présente pas d'abaissement par rapport aux soudures saines. La localisation de la rupture n'est pas non plus affectée par le défaut d'accostage puisque la rupture a lieu dans la ZAT, comme dans le cas des soudures saines.

**1.5.4.0.1 Bilan de l'influence des défauts** Peu d'études ont été recensées sur l'influence du JLR, du kissing bond ou du défaut d'accostage sur la tenue en fatigue des soudures. Il est important de noter que la distinction entre la partie inférieure du JLR et le kissing bond, qui sont a priori deux défauts différents est difficile à faire dans la littérature, puisque des essais de flexion permettant de différencier les deux défauts n'ont été rapportés que dans l'étude de Dickerson et Przydatek [83].

De plus, l'abatement engendré par la présence du JLR ou du kissing bond n'est pas clairement identifié puisqu'aucune comparaison n'est faite avec des soudures saines, réalisées et testés dans les mêmes conditions que les soudures défectueuses.

Enfin, les mécanismes d'amorçage liés à la présence des défauts, ne sont pas non plus identifiés de manière claire et précise dans la plupart des études menées.

### 1.5.5 Propagation des fissures de fatigue dans les soudures FSW

La propagation de fissures dans les soudures FSW a fait l'objet d'un certain nombre de publications [30, 63, 89, 99, 100, 107, 108, 118, 129, 142–146]. Ces études se sont notamment intéressées à déterminer et à comparer les vitesses de propagation des fissures dans le matériau de base, le noyau soudé et la ZAT. Pour cela, des éprouvettes de type C(T), dans lesquelles la fissure se propage parallèlement à la soudure, ont été utilisées. Les travaux ont également porté sur l'évolution de la vitesse de propagation de fissures perpendiculaires à la soudure, afin de déterminer la variation de vitesse au voisinage de chacune des zones.

De façon générale, et ceci quelle que soit la nature de l'alliage d'aluminium soudé, les auteurs s'accordent sur le fait que les vitesses de propagation de fissures de fatigue sont essentiellement gouvernées par la présence de contraintes résiduelles dans la soudure et par l'effet, dans une moindre mesure, de la microstructure [99, 100, 107]. Il est également important de noter que la taille de l'éprouvette sur laquelle sont menés les essais de propagation joue un rôle non négligeable, puisque la relaxation des contraintes résiduelles ne sera pas la même en fonction de l'éprouvette choisie [145].

Pouget et Reynolds [100] se sont intéressés à la propagation de fissures perpendiculaires au joint soudé FSW d'un alliage 2050-T851 (15 mm) pour un rapport de charge  $R=0,65$  dans une éprouvette C(T). La vitesse de propagation et le facteur d'intensité des contraintes effectif  $\Delta K_{eff}$  ont été tracés en fonction de la distance au centre de la soudure (figure 1.35). On peut constater que la fissure ralentit à l'approche de la soudure (dans la ZAT) et accélère lorsqu'elle la traverse. Cette évolution de la vitesse suit celle de  $\Delta K_{eff}$ . Or la mesure de  $\Delta K_{eff}$  permet de suivre l'évolution du phénomène de fermeture de fissures, principalement associé à la présence de contraintes résiduelles de compression. Les

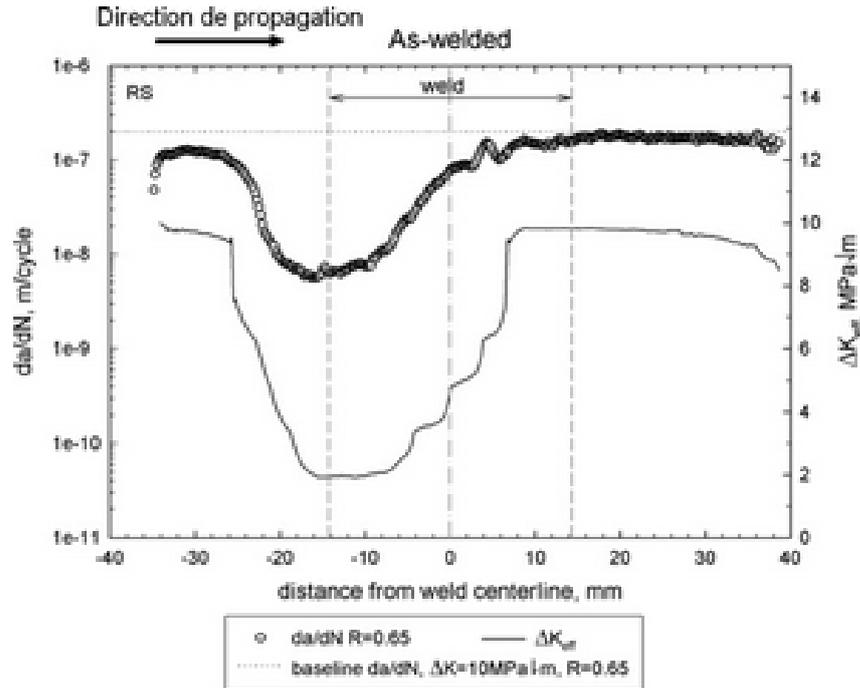


Figure 1.35 – Evolution de la vitesse de propagation et de  $\Delta K_{eff}$  dans le cas d'une fissure se propageant perpendiculairement à la soudure FSW d'un alliage 2050-T851 dans une éprouvette C(T) sous un rapport de charge  $R=0,65$  [100]

évolutions de  $\Delta K_{eff}$  concordent avec le profil des contraintes résiduelles présentes dans la soudure, puisque les auteurs ont mesuré des contraintes résiduelles de compression dans la ZAT, responsables du ralentissement de la fissure, et des contraintes résiduelles de traction dans le noyau, responsables de l'accélération de la fissure. Cependant, il est important de garder à l'esprit que lorsque la fissure avance, il peut y avoir redistribution des contraintes résiduelles [147].

Bussu et Irving [50] ont comparé les vitesses de propagation de fissure dans un alliage 2024-T351 (6,35 mm) et dans les différentes zones de la soudure correspondante (noyau soudé, ZATM et ZAT) pour un rapport de charge  $R=0,1$  à 15 Hz et dans une éprouvette C(T). A partir des courbes  $da/dN - \Delta K$  (figure 1.36(b)), plusieurs résultats peuvent être dégagés :

- les fissures se propageant dans la ZAT (à 28 mm du plan de joint) ont les valeurs de  $\Delta K$  seuil les plus faibles,
- les fissures se propageant dans la ZATM (à 6 mm du plan de joint) ont les valeurs

de  $\Delta K$  seuil les plus élevés,

- les vitesses de propagation dans le noyau (au centre de la soudure) peuvent être jusqu'à dix fois inférieures à celles dans le matériau de base,
- à fortes valeurs de  $\Delta K$ , l'écart entre les courbes de propagation est beaucoup plus faible.

Afin de déterminer l'origine des différences de vitesse de propagation entre les différentes zones, les contraintes résiduelles ont été relaxées à 90% en appliquant une déformation de 2% perpendiculaire à la direction de propagation des fissures, puis les essais de propagation ont été faits à nouveau (figure 1.36(a)). On constate ainsi que les vitesses de propagation dans le noyau et la ZATM sont modifiées et qu'elles sont maintenant similaires à celles du matériau de base. En revanche, les vitesses de propagation dans la ZAT n'ont pas été affectées par la relaxation des contraintes. Or, des mesures de dureté ont été effectuées avant et après la relaxation des contraintes et n'ont montré aucun changement. Ceci laisse à penser que les contraintes résiduelles ne sont pas le seul facteur influençant le comportement de la soudure.

L'effet bénéfique des contraintes résiduelles de compression peut être atténué par l'effet néfaste de la fine structure du noyau qui peut diminuer la résistance à la propagation de fissures de fatigue dans les soudures [142].

La figure 1.37 regroupe les courbes  $da/dN - \Delta K$  des alliages 2198-T8 et des soudures FSW associées sollicités à un rapport de charge  $R=0,33$ , pour lesquelles la fissure se propage parallèlement à la soudure dans l'avancing side dans une éprouvette C(T) [30], et à un rapport de charge  $R=0,1$  pour lesquelles la fissure se propage parallèlement à la soudure au centre du noyau dans une éprouvette M(T) [49]. Dans les deux cas, pour un  $\Delta K$  donné, les vitesses de propagation atteintes dans les soudures sont plus faibles que dans le matériau de base (notons que la ténacité obtenue par Cavaliere et coll. est relativement faible pour un alliage d'aluminium). La soudure testée par [49] présente une ténacité plus élevée que le matériau de base. Les valeurs de  $\Delta K$  seuil sont en revanche assez proches.

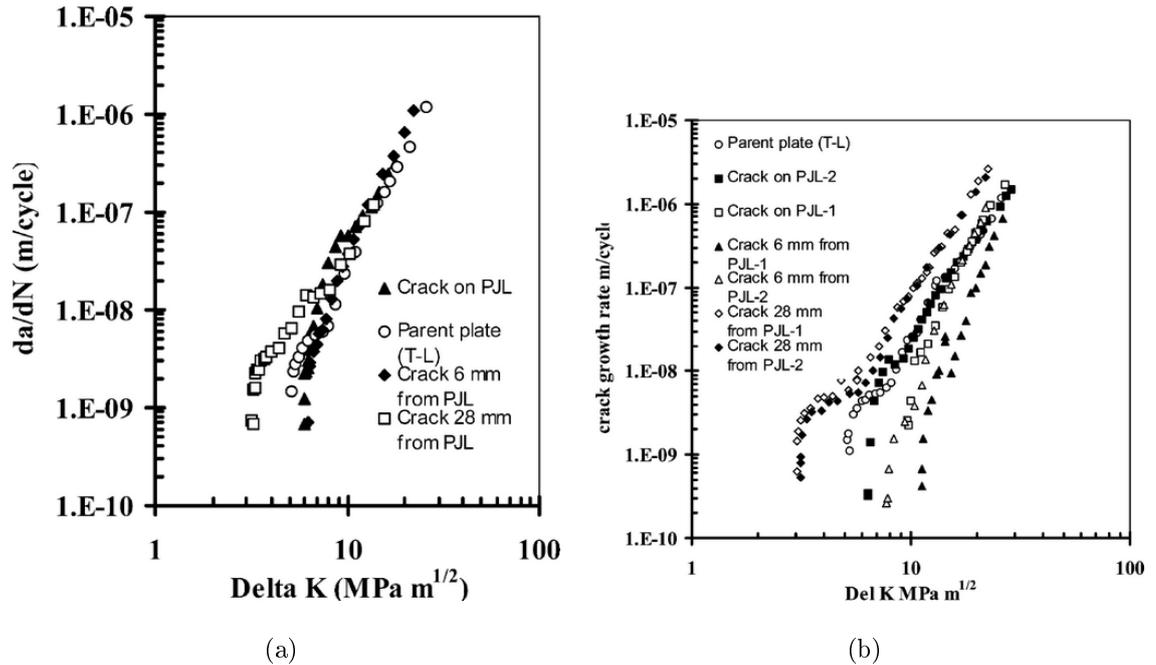


Figure 1.36 – Vitesses de propagation de fissures de fatigue dans le matériau de base (2024-T351, 6,35 mm) et parallèlement aux différentes zones de la soudure (PLJ : plate joint line) : (a) sans relaxation des contraintes résiduelles et (b) après relaxation des contraintes résiduelles due à un étirement de 2% réalisé perpendiculairement à la soudure [50]

### 1.5.6 Résistance à la déchirure ductile des soudures FSW

La rupture brutale des soudures FSW a été étudiée en déterminant différents paramètres : l'ouverture en fond de fissure (CTOD : Crack Tip Opening Displacement) ou l'intégrale  $J$  de Rice, dans le cas d'une plasticité étendue, ou le facteur d'intensité des contraintes ( $K$ ) dans le cas d'une plasticité confinée.

Von Strombeck et coll. [128] ont réalisé des essais de ténacité pour différents alliages et leurs soudures FSW (5005-H14, 2024-T351, 6061-T6, 7020-T6). Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes C(T) et ont permis de déterminer le CTOD dans chacun des cas. Les résultats ont montré que la ténacité des noyaux soudés et des ZAT était supérieure à celle des matériaux de base, excepté dans le cas d'un alliage 2024-T351 (tableau 1.3). Kristensen et coll. [148] ont obtenu des résultats similaires en réalisant des essais de flexion trois points et en mesurant le CTOD sur des éprouvettes de 6 mm d'épaisseur. La ténacité des soudures est ainsi équivalente (2024-T3) ou supérieure (5083-H111 et 6082-T6) à celle

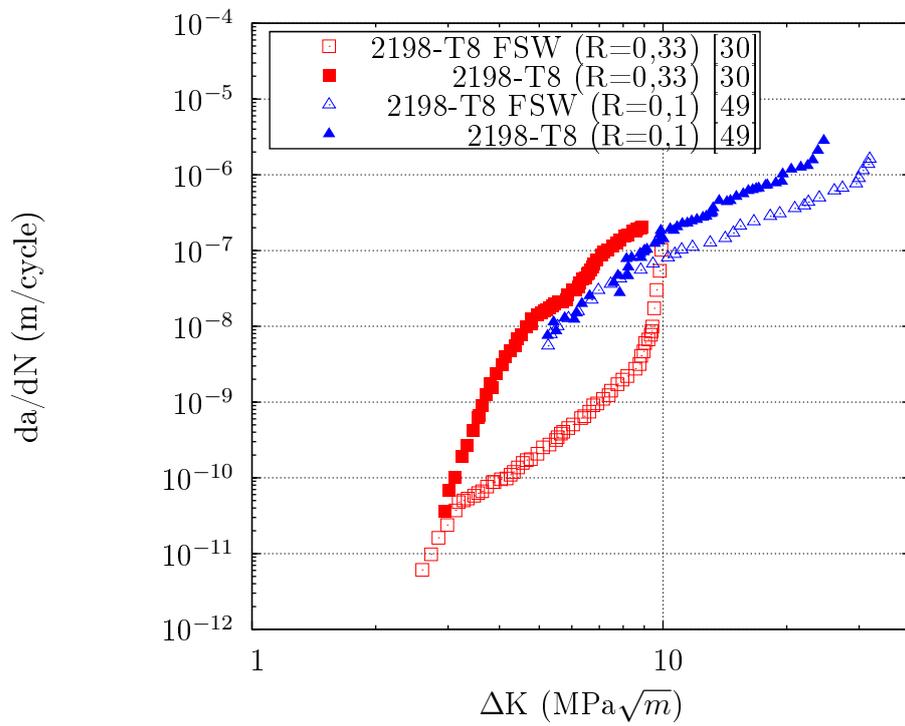


Figure 1.37 – Courbes de fissuration pour des soudures FSW d’alliages 2198-T8 sollicitées à  $R=0,33$  (la fissure se propage parallèlement à la soudure du côté advancing side) [30] et à  $R=0,1$  (la fissure se propage parallèlement à la soudure au centre du noyau) [49]

Alliage	CTOD (mm)		
	matériau de base	noyau soudé	ZAT/ZATM
2024-T3514 (5 mm)	0,30	0,22	0,20
5005-H14 (3 mm)	0,35	1,57	1,40
6061-T6 (5 mm)	0,28	0,96	0,63
7020-T6 (5 mm)	0,40	0,48	-

Tableau 1.3 – Ténacité exprimée en termes de CTOD pour différents alliages et leurs soudures FSW [128]

du matériau de base associé.

Dans le cas d'éprouvettes C(T) d'un alliage 2195-T8 (8,1 mm), Kroninger et Reynolds [51] ont montré, après avoir déterminé les courbes R (figure 1.38), que la ténacité de la soudure était meilleure que celle du matériau de base. Cette différence est attribuée à l'état de précipitation. En effet, l'absence de précipitation dans le noyau induit une amélioration de la ténacité par rapport au matériau de base qui est dans un état T8 et par rapport à la ZAT qui est dans un état survieilli.

Mochizuki et coll. [149] ont justifié la différence de ténacité observée entre le matériau de base (5083-O, 25 mm), le noyau soudé et la ZAT (sur des essais de flexion 3 points au cours desquels le CTOD est mesuré), en se basant sur les observations des faciès de rupture. En effet, les cupules observées dans le noyau ont un diamètre plus faible que celui des cupules observées dans la ZAT ou le matériau de base. Ceci suggère que les inclusions sont plus petites et sans doute plus espacées dans le noyau soudé que dans le matériau de base et la ZAT. Aucune différence notable n'a été observée sur les mesures de dureté et les courbes de traction des différents matériaux, ce qui laisse penser que seule la taille des inclusions est responsable de la différence de ténacité.

Alors que les vitesses de propagation de fissures de fatigue sont gouvernées principalement par les contraintes résiduelles, la ténacité semble dépendre essentiellement de la microstructure des soudures. La fine structure recristallisée et la faible taille des particules ont tendance à améliorer la ténacité du noyau soudé, alors que la relativement faible limite d'élasticité tend à diminuer sa ténacité. La ténacité du noyau soudé est au total améliorée

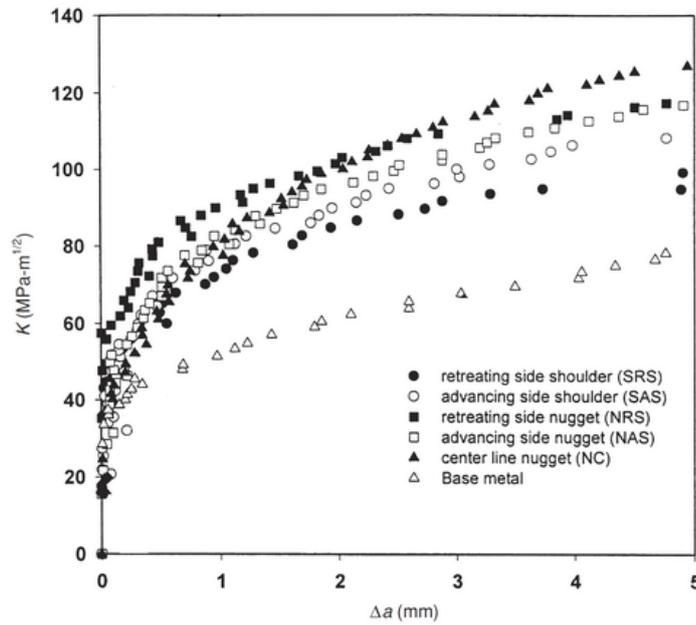


Figure 1.38 – Comparaison des courbes R obtenues pour des fissures se propageant dans le matériau de base (2195-T8, 8,1 mm) et parallèlement à différentes zones de la soudure [51]

par rapport à celle du matériau de base [150–153], alors que la ténacité de la ZAT ou de la ZATM est inférieure à celle du noyau soudé du fait de la croissance des précipités qui opère dans cette zone.

### 1.5.7 Conclusions

Le procédé de soudage par FSW s'avère également performant en termes de propriétés en fatigue des soudures, puisque celles-ci présentent une résistance à la fatigue bien souvent meilleure que celle des soudures conventionnelles, ainsi que des abattements acceptables par rapport au matériau de base. Le nombre de cycles à l'amorçage de fissure de fatigue peut être largement amélioré en procédant à un traitement de la surface supérieure, qui est la plus affectée par le soudage (stries laissées par le passage de l'outil de soudage). La propagation de fissures de fatigue est fortement influencée par les contraintes résiduelles présentes dans la soudure et dans une moindre mesure par la microstructure (une faible taille de grains a tendance à accélérer les fissures). La rupture finale des soudures est gouvernée par leur ténacité. Celle-ci dépend essentiellement de la microstructure. Ainsi,

la ténacité du noyau soudé a tendance à être meilleure que celle du matériau de base (du fait de la faible taille de grains et de l'absence de précipitation grossière) et de la ZAT (qui se trouve dans un état survieilli). Enfin, les études parues sur l'influence des défauts de soudage, tels que le JLR, le kissing bond ou encore le GAP, ne permettent pas de statuer sur le rôle de chacun de ces défauts sur les mécanismes d'amorçage, lorsqu'ils sont responsables de l'amorçage de fissures de fatigue et de quantifier l'effet des défauts sur la tenue en fatigue des soudures.

## 1.6 Conclusions

L'alliage 2198-T8 (Al-Cu-Li) semble posséder des propriétés mécaniques intéressantes pour son utilisation dans le cadre d'une application de type fuselage. En effet, ses propriétés en traction sont meilleures que celles d'un alliage 2024, qui est largement utilisé dans l'industrie aéronautique. Ses propriétés de résistance à la propagation peuvent lui conférer une tolérance aux dommages satisfaisante. Enfin ses propriétés en fatigue ne semblent pas, au vu des premiers résultats parus, être un facteur limitant à son utilisation.

Le procédé de soudage par friction stir welding (FSW) engendre un abattement des propriétés en traction des soudures de l'ordre de 25% (par rapport au matériau de base). Cet abattement est dû aux changements microstructuraux engendrés par le soudage.

Les propriétés en fatigue des soudures FSW dépendent fortement de leur état de surface qui, une fois amélioré, permet d'obtenir des abattements inférieurs à 30% sur la résistance à la fatigue, comparée au matériau de base. Ce comportement en fatigue dépend également de l'état de contraintes résiduelles dans lequel se trouve la soudure. Or, ne passant pas par la fusion, les contraintes générées par le soudage FSW sont relativement faibles et seront dans cette étude négligées au vu de la taille des éprouvettes testées et du niveau de contrainte auquel elles seront sollicitées.

Enfin, l'influence de défauts de soudage tels que le résidu de plan de joint (JLR), le kissing bond (KB) et le défaut d'accostage (GAP) sur les propriétés en traction et en fatigue des soudures demande à être éclaircie. Les données issues de la littérature ne

permettent pas de quantifier l'influence de ces défauts sur les propriétés mécaniques des soudures, ni d'identifier clairement les mécanismes d'amorçage liés à leur présence. De plus, ces défauts internes étant particulièrement difficiles à détecter par des méthodes de contrôle non destructif, il apparaît donc important d'examiner l'impact éventuel qu'ils peuvent avoir sur le comportement des soudures.

## Sommaire

2.1 Caractérisation microstructurale

2.2 Caractérisation mécanique

## Chapitre 2

### Techniques expérimentales

*Dans ce chapitre les différents moyens expérimentaux utilisés dans le cadre de cette étude sont décrits. Dans un premier temps, les moyens de caractérisation microstructurale pour le matériau de base, les soudures et les défauts de soudage sont présentés. Dans un second temps les essais mécaniques menés et les procédures suivies pour déterminer notamment les comportements en traction monotone et en fatigue sont présentés.*

## 2.1 Moyens de caractérisation microstructurale

### 2.1.1 Attaque chimique

Afin d'observer la structure granulaire du matériau de base et du matériau soudé par FSW, une attaque par oxydation anodique a été utilisée. Le matériau a été poli au préalable mécaniquement jusqu'à  $1\ \mu\text{m}$  puis plongé à température ambiante dans une solution composée de 3% d'acide tétrafluoborique à 34% en solution aqueuse sous une tension de 30V pendant 2 à 3 minutes. Une électrode en aluminium pur a été utilisée. Les échantillons ont ensuite été observés en lumière polarisée sous un microscope optique afin d'en déterminer la structure granulaire.

Pour révéler et observer les défauts de soudage (JLR et kissing bond), les soudures (préalablement attaquées par oxydation anodique) ont été plongées dans une solution de Dix et Keller (2 ml HF, 3 ml HCl, 20 ml HNO<sub>3</sub>, 175 ml H<sub>2</sub>O) durant quelques secondes. Les échantillons sont observés en lumière blanche sous un microscope optique. La conjugaison de ces deux attaques permet d'observer le défaut mais ne permet plus d'observer la structure granulaire de la soudure.

### 2.1.2 Tomographie

Afin de caractériser en trois dimensions le kissing bond, des observations par tomographie ont été réalisées à l'ESRF (European Synchrotron Radiation Facility) sur la ligne ID 19 à 20,5 kV. Pour chaque volume analysé, 1500 radiographies sont enregistrées par une caméra CCD au cours de la rotation de l'échantillon (l'échantillon effectue au total une rotation de  $180^\circ$  parallèlement au faisceau par pas de  $0,12^\circ$ ). La fréquence d'acquisition des radiographies est d'environ une toutes les 0,7 s. La taille du voxel, après reconstruction des coupes, est de  $0,7\ \mu\text{m}$ . L'échantillon analysé est en forme d'allumette de  $1\ \text{mm}^2$  de section et d'environ 1 cm de long.

Deux types d'allumettes ont été prélevés. Le premier a été prélevé dans le sens de soudage (sens L) en pied de cordon, sur une soudure brute de soudage (figure 2.1). Le

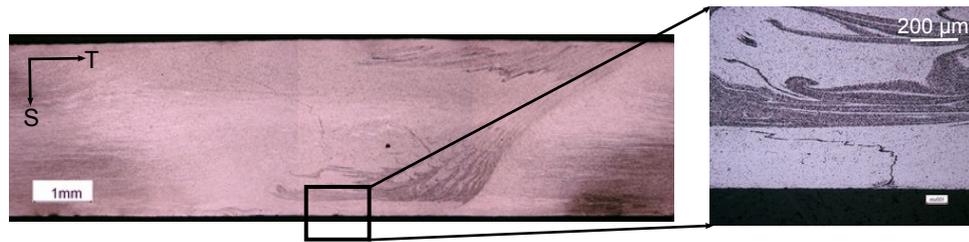


Figure 2.1 – Vue en coupe dans le plan T-S d’une soudure contenant un kissing bond montrant la zone dans laquelle l’allumette de tomographie a été prélevée

deuxième a été prélevé sur une bande de 20 mm de largeur dans laquelle la soudure est dans le sens de la largeur. Cette éprouvette de 20 mm a été sollicitée en traction transversalement à la soudure jusqu’à 380 MPa. A l’issue de cette traction, un contrôle non destructif par ultra-sons (US) a été réalisé par le CEA-LIST afin de détecter la présence du kissing bond ouvert. Le balayage par US montre un signal plus important au centre de la soudure au niveau du pied de cordon, là où doit se trouver le kissing bond ouvert (figure 2.2(a)). Cependant, ce signal n’est pas constant sur toute la largeur de l’éprouvette, ce qui laisse penser que le kissing bond n’a pas été ouvert sur toute la largeur de l’éprouvette. A partir de ces résultats, deux allumettes ont été prélevées suivant le sens T, en pied de cordon, à deux endroits différents, correspondant à deux intensités de signaux US différentes (figure 2.2(b)). L’allumette 1 a été prélevée là où aucun signal particulier n’a été détecté alors que l’allumette 2 a été prélevée là où le signal le plus intense a été relevé.

### 2.1.3 Diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD)

La technique EBSD a été utilisée dans cette étude afin de déterminer le caractère intra ou intergranulaire du kissing bond. Pour cela, un échantillon a été découpé dans une soudure contenant un kissing bond. Cet échantillon a ensuite été décapé sur la face T-S par un faisceau d’ions de Gallium émis par un Cross Section Polisher comme cela est schématisé sur la figure 2.3. Cette méthode de préparation permet de s’affranchir des effets de bord rencontrés lors d’un polissage mécanique classique et permet de faire diffracter l’échantillon sans réaliser de polissage supplémentaire. Des cartographies EBSD

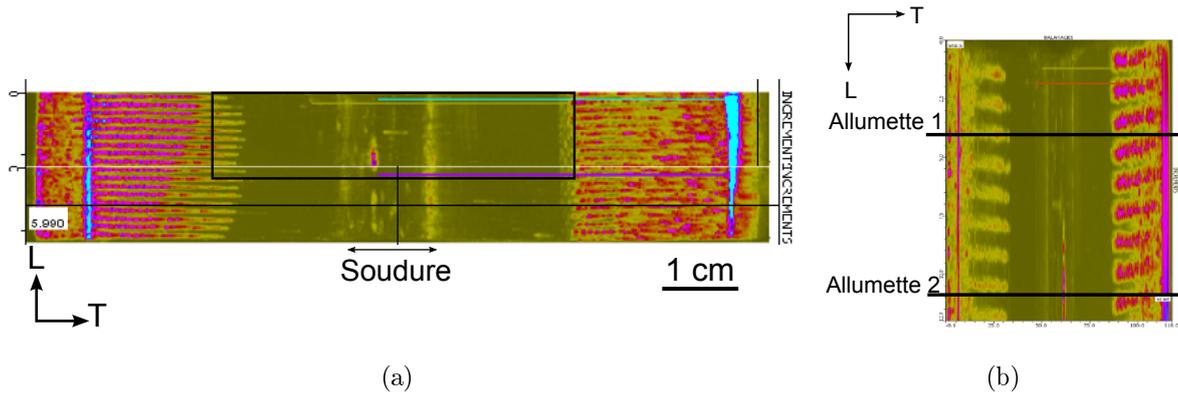


Figure 2.2 – (a) Résultat de la mesure réalisée en ultra-sons sur une soudure contenant un kissing bond étiré jusqu'à 380 MPa. (b) Demi-largeur de l'éprouvette correspondant à la zone encadrée sur (a) et montrant la localisation des 2 allumettes de tomographie prélevées (la figure n'est pas orthonormée)

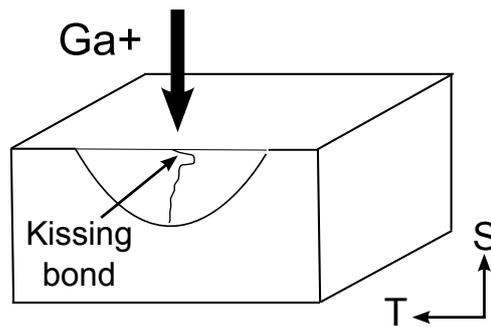


Figure 2.3 – Représentation schématique du polissage de l'échantillon contenant un kissing bond pour une observation en EBSD

ont ensuite été réalisées autour du kissing bond en utilisant un MEB (LEO 1450VP) muni d'une caméra EBSD Hikari et d'un système TSL OIM 5. Pour cela l'échantillon est incliné à  $70^\circ$  par rapport à l'horizontale et observé à une distance de travail de 22 mm sous une tension de 30 kV. Le pas d'indexation a été choisi à  $0,5 \mu\text{m}$  pour permettre d'avoir un minimum de 20 points pour définir les grains les plus petits (la taille de grains est comprise entre 2 et  $20 \mu\text{m}$ ). L'acquisition est réalisée via le logiciel OIM Data Collection et l'exploitation des résultats a été faite avec le logiciel OIM Analysis. Une fois la cartographie des grains obtenue, celle-ci est comparée à l'image en mode électrons secondaires afin d'identifier le chemin emprunté par le kissing bond.

### 2.1.4 Microscopie Electronique en Transmission (MET)

Les observations par microscopie électronique en transmission (MET) ont été menées au Centre des Matériaux par Mohamed Sennour, sur des lames prélevées dans le noyau soudé dans le plan L-T, proche de la surface inférieure de la soudure afin de caractériser les joints de grains dans cette région pour les soudures produites avec un défaut d'accostage de 0,7 mm (GAP-0,7). Pour cela, un échantillon de 1 mm de côté a été prélevé dans le plan L-T. Cet échantillon a ensuite été poli mécaniquement à l'aide d'un appareil tripode afin de réduire l'épaisseur de l'échantillon par la face supérieure et d'obtenir une épaisseur d'environ 20  $\mu\text{m}$ . L'échantillon a également été très légèrement poli à l'aide d'une pâte diamantée de 1  $\mu\text{m}$  afin de supprimer la couche d'oxydes présente sur la surface inférieure de la tôle. L'échantillon a ensuite été placé sur une grille de cuivre puis aminci par amincissement ionique au PIPS (Polishing Ion Precision System) par des ions argon jusqu'à l'obtention d'un trou. Les observations ont été réalisées avec un microscope Tecnai F20-ST équipé d'un canon à émission de champ, d'un système EDX et pouvant travailler en mode STEM (Scanning Transmission Electron Microscopy) combiné à l'imagerie HAADF (High-Angle Annular Dark-Field) pour produire un contraste chimique. Les analyses EDX ont été réalisées en faisant des balayages linéaires pour détecter les évolutions de composition chimique au passage des joints de grains. Cette analyse est semi-quantitative.

## 2.2 Moyens de caractérisation mécanique

### 2.2.1 Microdureté

Des profils de dureté Vickers ont été réalisés à l'ONERA (Châtillon) sur le matériau de base et les différentes soudures. Les mesures ont été effectuées sur les faces T-S et L-S pour le matériau de base et sur la face T-S pour le joint soudé en appliquant une charge de 100 g. Pour le matériau de base, un pas de 200  $\mu\text{m}$  dans l'épaisseur et 1 mm dans la largeur a été utilisé, alors que pour le matériau soudé, un pas de 500  $\mu\text{m}$  dans l'épaisseur et la largeur a été choisi. La taille de l'empreinte étant d'environ 20  $\mu\text{m}$ , les

pas choisis permettent d'éviter l'influence des empreintes les unes sur les autres.

### 2.2.2 Essais de traction sur éprouvettes lisses

Afin d'accéder au comportement mécanique global du matériau de base et du matériau soudé, des essais de traction ont été menés sur des éprouvettes TR12 (avec un état de surface brut) dont la géométrie est schématisée sur la figure 2.5(a). Les essais ont été menés sur une machine d'essais servo-hydraulique d'une capacité de 250 kN en contrôle de déplacement et à une vitesse de déformation de initiale  $2.10^{-4} s^{-1}$ .

Dans le cas du matériau de base, le suivi des déplacements est assuré par un extensomètre longitudinal (base de mesure de 10 mm) et un extensomètre latéral (base de mesure de 12 mm). Le matériau de base a été sollicité suivant la direction de laminage (L), la direction travers long (T) et à  $45^\circ$  par rapport à la direction L, dans le plan L-T (D). Pour chaque direction de sollicitation trois éprouvettes ont été testées.

Pour la caractérisation du matériau soudé, les éprouvettes ont été prélevées perpendiculairement à la soudure (suivant le sens T), en positionnant la soudure au centre de la zone utile de l'éprouvette. Les déformations sont calculées par la méthode des suivis de marqueurs, qui consiste à calculer la déformation entre deux marqueurs physiques placés sur la face T-S de l'éprouvette et distants de 14 mm (permettant d'englober la déformation d'une zone comportant le noyau soudé, les ZATM et une partie de la ZAT) et centrés par rapport au milieu du noyau soudé. Une caméra CCD ( $2048 \times 2048$  pixels<sup>2</sup>) permet d'enregistrer les images à une fréquence de 1 Hz.

Le comportement local des soudures a également été étudié en effectuant des essais de traction avec suivi par corrélation d'images qui permettent de déterminer les champs de déformation locaux à la surface de la soudure. Pour cela, après avoir appliqué un mouchetis noir à l'aide d'un aérosol sur la tranche de l'éprouvette, préalablement recouverte d'une couche de peinture blanche, une caméra CCD ( $2048 \times 2048$  pixels<sup>2</sup>) est placée de telle sorte que la soudure soit au centre de l'image. La largeur de l'éprouvette (3,1 mm) représente 200 pixels (soit une taille de pixel d'environ  $15 \mu\text{m}$ ). La fréquence d'acquisition est d'une image par seconde pour une vitesse de déformation de  $2.10^{-4} s^{-1}$ . Le traitement des

images est ensuite effectué par le programme Correli (LMT) implanté dans Matlab<sup>TM</sup>, qui permet d'obtenir les champs de déformation des différentes zones de la soudure. La taille d'image choisie pour calculer les champs de déformation locaux est de  $16 \times 16$  pixels<sup>2</sup> (soit environ  $0,25 \text{ mm}^2$ ). Cette taille a été choisie afin de permettre de ne pas occulter les déplacements locaux et ainsi de bien identifier le comportement de chacune des zones de la soudure. Le calcul des déformations se fait de manière incrémentale, c'est à dire que l'image de référence n'est pas toujours la même, mais la précédente de l'image en cours. Les déplacements intermédiaires sont comptabilisés et sommés.

Des essais de traction monotone ont également été réalisés sur des éprouvettes prélevées uniquement dans le noyau soudé parallèlement à la soudure (sens L). La géométrie des éprouvettes est donnée sur la figure 2.5(g). Ces essais permettent de caractériser le comportement en traction du noyau soudé sans le reste de la soudure et de caractériser l'anisotropie du noyau. Les déplacements longitudinaux et transversaux sont mesurés par la méthode des suivis de marqueurs, permettant ainsi de calculer le coefficient de Lankford du noyau soudé. Deux essais ont été menés, un sur une éprouvette prélevée dans le noyau soudé d'une soudure saine et un deuxième dans le noyau soudé d'une soudure contenant un JLR. Les essais ont été menés à une vitesse de déformation initiale de  $2.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

### 2.2.3 Essais de traction *in situ* dans un MEB

Des essais de traction *in situ* dans un MEB ont été réalisés sur des soudures contenant un kissing bond afin de déterminer la contrainte à laquelle le kissing bond commence à s'ouvrir en surface. La platine de traction contient une cellule de charge de 5 kN. La géométrie des éprouvettes est donnée sur la figure 2.5(e). Ces éprouvettes sont prélevées dans le sens perpendiculaire à la soudure (dans le sens T) et ont été polies jusqu'à  $1 \mu\text{m}$  sur la face inférieure de la soudure (face sur laquelle le kissing bond débouche). Le polissage a réduit l'épaisseur de la soudure d'environ  $10 \mu\text{m}$ , supprimant ainsi une partie du kissing bond. Durant l'essai de traction, la face inférieure de la soudure est observée en mode électrons secondaires à trois endroits différents le long du kissing bond. Afin de prendre des clichés de la surface inférieure, l'essai a été interrompu à plusieurs reprises durant quelques secondes, conduisant à une légère relaxation à chaque interruption. Deux essais

ont été réalisés à une vitesse de déplacement de  $3,3 \cdot 10^{-3} \text{ mm.s}^{-1}$ .

#### 2.2.4 Essais de traction sur éprouvettes entaillées

Afin de caractériser l'effet de la triaxialité sur le comportement du noyau soudé, des essais de traction sur des éprouvettes entaillées dans le noyau soudé ont été réalisés. Le rayon d'entaille est  $R=0,5 \text{ mm}$  (figure 2.5(f)), ce qui permet de localiser la déformation plastique au maximum dans le noyau, tout en sollicitant celui-ci perpendiculairement à la soudure. Les essais ont été réalisés sur une machine servo-hydraulique d'une capacité de 100 kN avec des mors pneumatiques afin de minimiser l'effort de flexion auquel ces éprouvettes sont sensibles. Deux extensomètres ont été placés dans chaque ouverture de l'éprouvette. Deux essais ont été réalisés sur des éprouvettes de soudures saines. Les résultats sont représentés en termes de contrainte nette ( $F/S_0$ ,  $S_0$  étant la section initiale minimale entre les deux entailles) et d'ouverture, la courbe étant la moyenne des courbes obtenues pour chaque extensomètre (un écart inférieur à 5% a été mesuré). Les deux essais donnant des courbes similaires (moins de 1% d'écart), une seule courbe sera présentée.

#### 2.2.5 Essais de déchirure ductile

Des essais de déchirure ductile sur éprouvettes Kahn (figure 2.5(d)) ont été réalisés sur le matériau de base (sens L et sens T), les soudures saines, les soudures contenant un JLR et les soudures contenant un kissing bond, afin de caractériser le comportement des différents matériaux face à la déchirure ductile. Pour chaque matériau deux essais ont été menés à une vitesse de déplacement de  $10^{-2} \text{ mm.s}^{-1}$ . Un extensomètre a été positionné au niveau de l'entaille pour mesurer l'ouverture de celle-ci. Dans le cas des soudures, l'entaille a été placée au centre du noyau et la fissure se propage le long de la soudure (dans le sens L).

### 2.2.6 Essais de fatigue

Les essais de fatigue sont effectués à un rapport de charge  $R=0,1$ , à une fréquence de 20 Hz et ont pour but de déterminer les courbes de Wöhler des différents matériaux testés. Ces essais sont menés sur une machine servo-hydraulique d'une capacité de 250 kN. Les éprouvettes de fatigue utilisées pour caractériser le matériau de base sont des éprouvettes diabolo (figure 2.5(b)), évitant ainsi l'amorçage de fissures au niveau de la transition entre les congés et la partie utile, alors que pour le matériau soudé, les éprouvettes présentent une section droite (figure 2.5(c)) afin que toutes les zones de la soudure soient exposées aux mêmes contraintes. De plus, la rupture a moins de risque de s'amorcer au niveau de la transition entre la zone utile et les congés étant donné que la soudure présente des propriétés mécaniques suffisamment inférieures à celles du matériau de base pour que la rupture s'amorce dans une des zones de la soudure. La géométrie des éprouvettes de joints soudés a été déterminée à partir de la norme ASTM E-466-07 [154].

Les éprouvettes testées ont subi au préalable un traitement de surface afin notamment d'éliminer les marques de stries laissées en surface par le passage de l'outil de soudage. Pour cela, un toilage au papier 1200 est effectué sur chacune des faces de l'éprouvette suivant le sens de sollicitation. Enfin, pour minimiser les effets des concentrations de contraintes au niveau des angles, ceux-ci ont été rabotés au papier 1200. La section de l'éprouvette n'est donc plus rectangulaire mais sera considérée comme telle pour le calcul de la contrainte. Cette approximation conduit à une erreur sur le calcul de la contrainte d'au plus 3% (cette erreur est la même pour toutes les éprouvettes testées). Des mesures de rugosité ont été effectuées, à l'aide d'un rugosimètre portable, afin de vérifier la reproductibilité du traitement de surface appliqué. Ces mesures ont montré que la rugosité des surfaces ( $R_a$ ) était comprise entre 0,15 et 0,25  $\mu\text{m}$  pour l'ensemble des éprouvettes. Le choix de ce traitement de surface a été fait afin de pouvoir caractériser les défauts de soudage (JLR, KB, GAP) et non les défauts de surface. Une fois les courbes de Wöhler déterminées, le niveau de contrainte atteint pour une durée de vie de  $10^5$  cycles est déterminé en effectuant une régression linéaire des points situés autour de cette durée de vie.

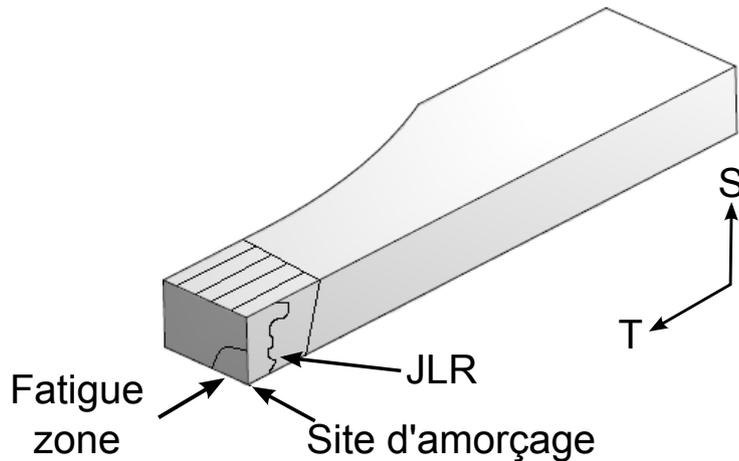


Figure 2.4 – Représentation schématique de la découpe des éprouvettes de fatigue rompues

### 2.2.7 Observations post-mortem

Dans le cas des essais de traction et des essais de fatigue réalisés sur les soudures, une des deux moitiés de l'éprouvette rompue a été polie dans le plan T-S (tranche de l'éprouvette) jusqu'à  $1 \mu\text{m}$  puis a été attaquée chimiquement (oxydation anodique et/ou Dix et Keller), puis observée par microscopie optique afin de localiser la rupture par rapport aux zones de la soudure et aux défauts. Pour les éprouvettes de fatigue, ce polissage dans le plan T-S a été réalisé jusqu'à rencontrer le centre de la lunule de fatigue (figure 2.4) afin de localiser la zone de fatigue par rapport aux zones de la soudure et par rapport aux défauts de soudage (JLR, kissing bond).

Dans le cas des essais de déchirure ductile, l'éprouvette a été polie dans le plan T-S à 10 mm de l'entaille pour repérer le plan de propagation de la fissure par rapport aux zones de la soudures et aux défauts de soudage.

Les faciès de rupture de toutes les éprouvettes rompues à la suite des essais mécaniques ont été observées par microscopie électronique à balayage (MEB) en mode électrons secondaires. Deux microscopes ont été utilisés : le LEO 1450 VP et le ZEISS DSM982 GEMINI (équipé d'un canon à émission de champ et permettant des observations à haute résolution).

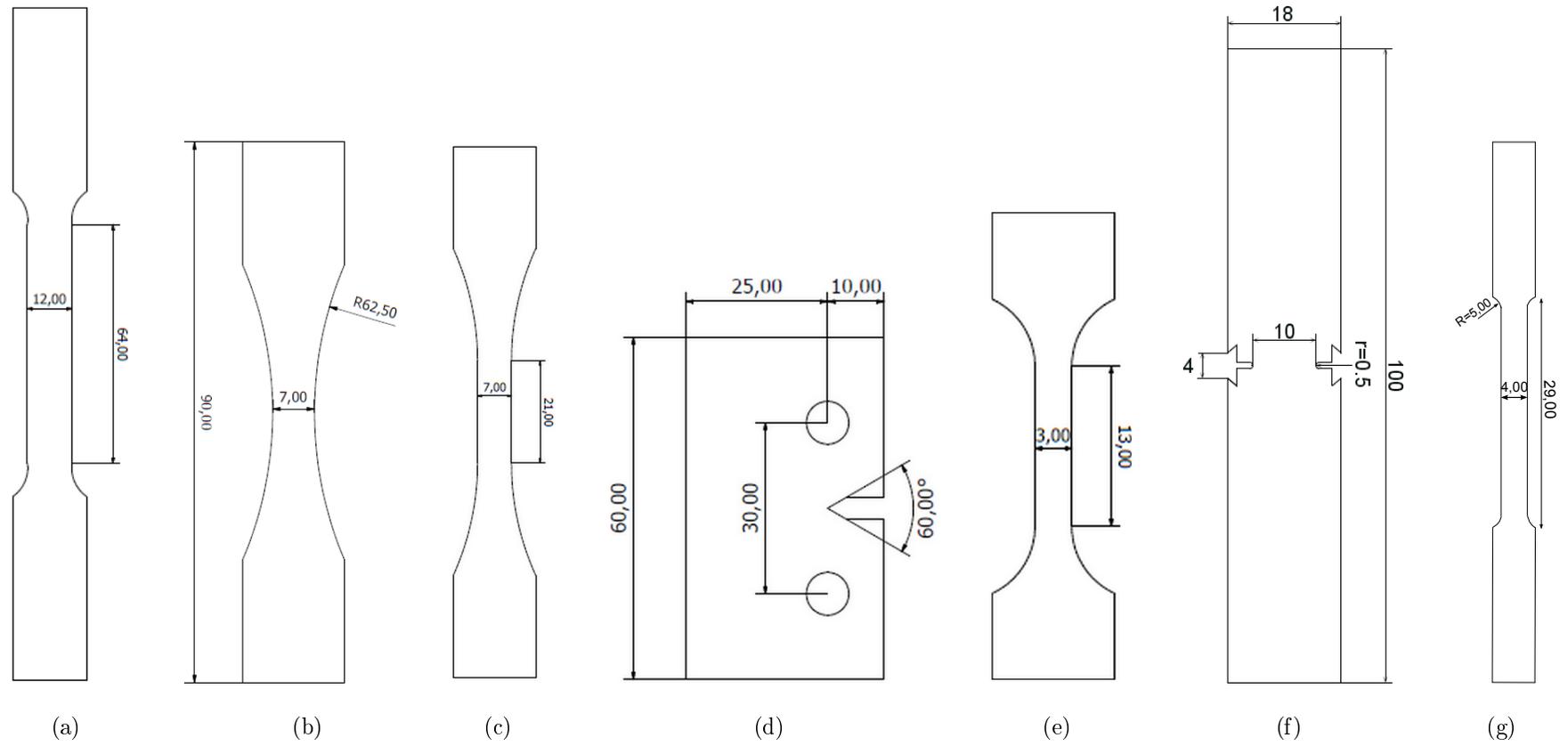


Figure 2.5 – Géométries d'éprouvettes utilisées pour les essais de : (a) traction monotone, (b) fatigue sur le matériau de base, (c) fatigue sur les soudures, (d) déchirure ductile (Kahn), (e) traction *in situ* dans un MEB, (f) traction sur éprouvettes entaillées EU-05 et (g) traction sur le noyau soudé. Toutes les éprouvettes ont été prises en pleine épaisseur de la tôle ou du joint soudé



## Sommaire

- 3.1 L'alliage 2198-T8
- 3.2 Les soudures
  - 3.2.1 Introduction
  - 3.2.2 Les soudures saines
  - 3.2.3 Les soudures contenant un JLR
  - 3.2.4 Les soudures contenant un KB
  - 3.2.5 Les soudures GAP

## Chapitre 3

### Description

### microstructurale de l'alliage et des soudures étudiées

*L'objectif de cette étude est de déterminer et comprendre l'influence de certains défauts de soudage sur le comportement en fatigue des soudures par friction stir welding. Une des premières étapes est donc de connaître les défauts étudiés d'un point de vue microstructural et géométrique. Ainsi, après avoir brièvement décrit le matériau de base (alliage Al-Cu-Li 2198-T8) en termes de structure granulaire et de dureté, les différentes campagnes de soudage menées dans le cadre de cette étude sont présentées du point de vue des conditions de soudage mises en jeu et de la description des défauts de soudage produits.*

### 3.1 L'alliage 2198-T8

Le matériau de base utilisé dans cette étude est un alliage Al-Cu-Li (2198). Le matériau, acheté auprès d'ALCAN, se présente sous forme de coupons de tôle laminée (500 mm×300 mm) de 3,1 mm d'épaisseur. Sa composition chimique est donnée dans le tableau 3.1. Le traitement thermique subi par l'alliage correspond à celui conduisant à un état T851, c'est à dire que l'alliage a subi, après une mise en solution, une trempe et un détensionnement, un vieillissement artificiel à 155°C pendant 16h.

	Cu	Li	Ag	Mg	Zr	Fe	Si	Zn	Ti
Pourcentage massique (%)	3,20	0,98	0,31	0,31	0,11	0,04	0,03	0,02	0,02
Pourcentage atomique (%)	1,4	4,2	0,1	0,3	0,035	0,02	0,03	0,01	0,01

Tableau 3.1 – Composition chimique de l'alliage 2198-T8 étudié

La structure granulaire de chacune des faces de l'alliage a été observée par microscopie optique sous lumière polarisée après une attaque chimique par oxydation anodique. Le cube 3D reconstitué de la structure granulaire est donné sur la figure 3.1(a). La structure granulaire présente des grains en forme de crêpes allongées dans le plan de laminage (L-T), dont l'épaisseur est de 15 à 20  $\mu\text{m}$ , ainsi que de grains plus épais observés sur les faces T-S et L-S près de la surface (figure 3.1(b)). Ces grains, dont l'épaisseur est de l'ordre de la centaine de microns, sont dus à la recristallisation partielle de l'alliage durant le procédé de mise en forme. Ces grains génèrent une couche d'environ 500  $\mu\text{m}$  d'épaisseur.

Des profils de microdureté ont été réalisés sur des coupes T-S et L-S de l'alliage (figure 3.2). Une diminution de la dureté au cœur de la tôle est constatée sur les deux faces, avec une différence d'environ 13  $HV_{0,1}$  par rapport à la dureté mesurée en peau. Ainsi la dureté à peau est d'environ 150  $HV_{0,1}$  et 160  $HV_{0,1}$  pour les faces T-S et L-S respectivement, contre 137  $HV_{0,1}$  et 147  $HV_{0,1}$  à cœur. La présence de grains plus épais en sous-surface ne semble pas avoir d'influence sur la dureté mesurée dans ces zones.

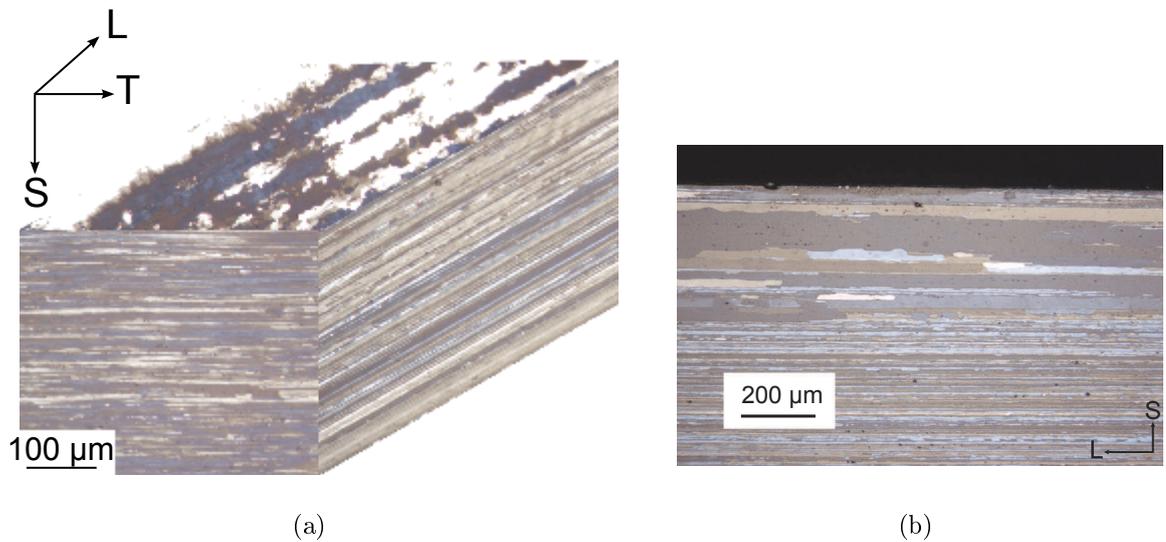


Figure 3.1 – (a) Représentation 3D de la structure granulaire de l'alliage 2198-T8 observée par microscopie optique sous lumière polarisée et (b) observation à plus fort grandissement des grains plus épais présents en sous-surface des faces L-S et T-S

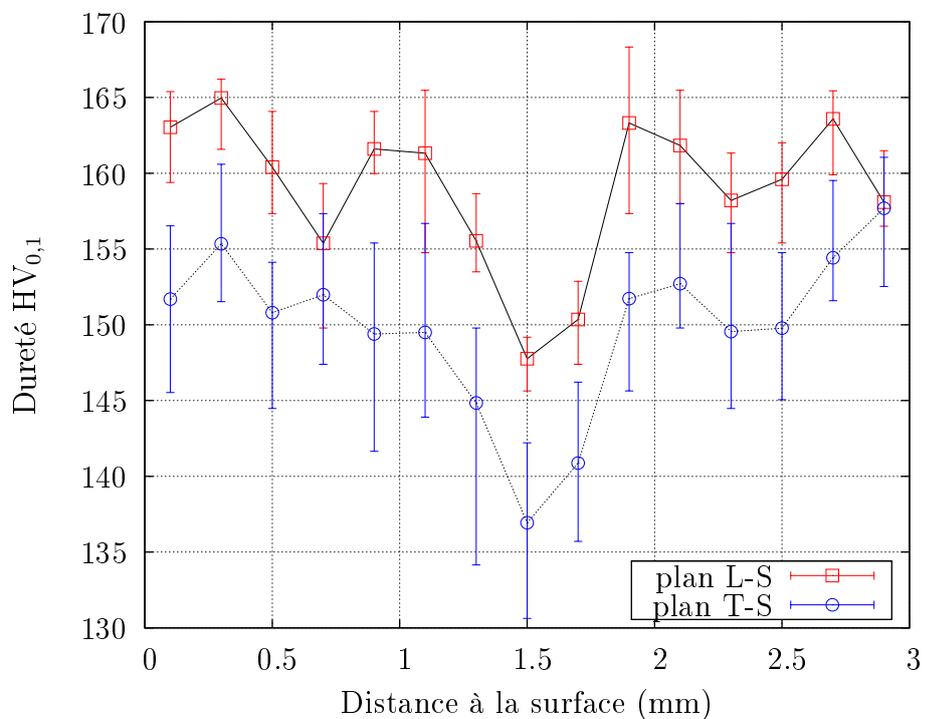


Figure 3.2 – Profils de microdureté réalisés sur les faces T-S et L-S de l'alliage 2198-T8

## 3.2 Les soudures FSW étudiées

### 3.2.1 Introduction

Pour cette étude les soudures FSW ont été produites par l'ONERA (Palaiseau) à partir de coupons de l'alliage 2198-T8 de dimensions 500 mm×150 mm (L×T). Les soudures ont été réalisées suivant le sens de laminage (sens L). Les paramètres de soudage utilisés ont été optimisés afin d'obtenir des soudures sans défaut apparent, tels que les flashes. Ces paramètres sont donnés dans le tableau 3.2. L'outil utilisé est un outil conventionnel constitué d'un épaulement concave et d'un pion fileté. Durant le soudage, réalisé en contrôle de position, l'évolution de la force axiale exercée par l'outil sur la tôle est enregistrée (figure 3.3). Ainsi, la force axiale augmente de façon constante durant le soudage mais une tendance à la stabilisation peut être observée à partir de 100 mm après le début de la soudure. Les éprouvettes prélevées par la suite le seront donc après 100 mm de soudure afin de garantir la meilleure reproductibilité possible sur la qualité des échantillons prélevés.

Mode de pilotage	Vitesse de soudage	Vitesse de rotation	Diamètre de l'épaulement	Diamètre du pion
Position	460 mm/min	1200 tr/min	13 mm	4,2 mm

Tableau 3.2 – Paramètres de soudage et géométrie de l'outil

Quatre campagnes de soudage différentes ont été menées afin de produire les soudures nécessaires à cette étude :

- Production des soudures dites "saines". Ces soudures réalisées en pleine tôle, c'est-à-dire en n'utilisant qu'une seule tôle et en faisant passer le pion à mi-largeur de celle-ci, permettent d'obtenir des soudures sans la présence du défaut ligne d'oxydes encore appelé Joint Line Remnant (JLR). Ces soudures seront utilisées comme référence afin de pouvoir quantifier l'effet réel des défauts de soudage sur le comportement mécanique des soudures ;
- Production des soudures contenant un défaut de type JLR. Pour cela, deux tôles naturellement oxydées à l'air avant soudage ont été assemblées ;

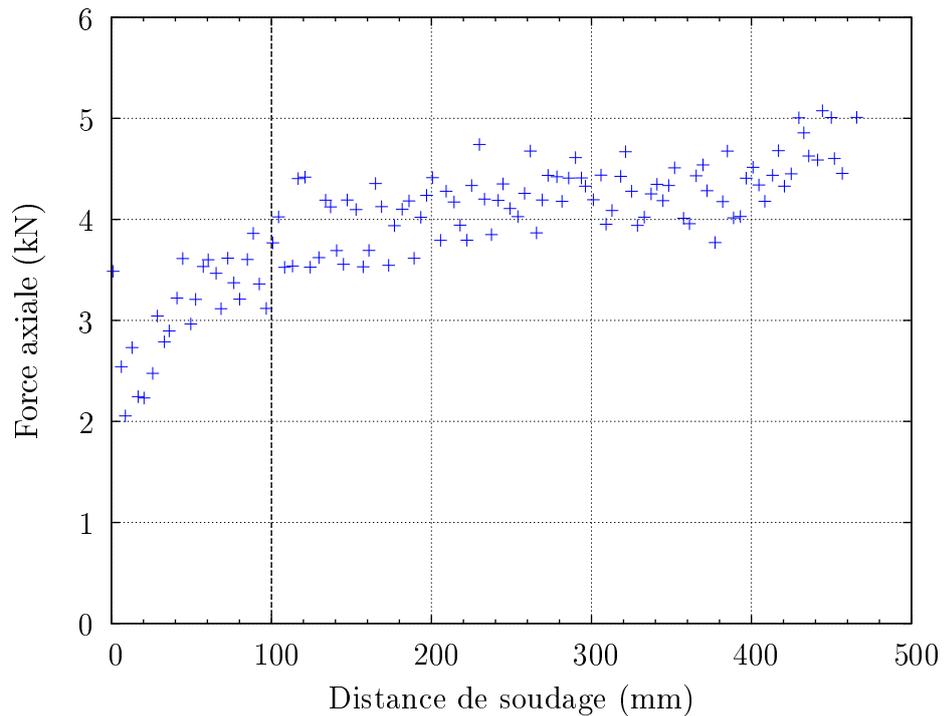


Figure 3.3 – Variations de l'effort axial durant la production d'une soudure contenant un JLR (d'après ONERA)

- Production des soudures contenant un défaut de type kissing bond (KB). Pour cela deux tôles naturellement oxydées à l'air ont été assemblées mais en utilisant une hauteur de pion différente des cas précédents. Le pion est ainsi rétracté de  $80 \mu\text{m}$ , ce qui permet la formation du kissing bond ;
- Production des soudures contenant un défaut d'accostage, appelé ici GAP. Pour réaliser ces soudures, un écart entre les deux tôles naturellement oxydées à l'air avant soudage a été introduit durant le soudage. Deux GAP ont ainsi été créés : les soudures GAP-0,3 qui correspondent aux soudures effectuées avec un écart constant de 0,3 mm et les soudures GAP-0,7 qui correspondent aux soudures effectuées avec un écart constant de 0,7 mm.

La figure 3.4 schématise les conditions dans lesquelles les soudures ont été réalisées. Les paragraphes qui suivent s'attachent à décrire plus précisément les conditions de soudage de chacune de ces soudures ainsi qu'à décrire d'un point de vue microstructural les différents défauts ainsi créés.

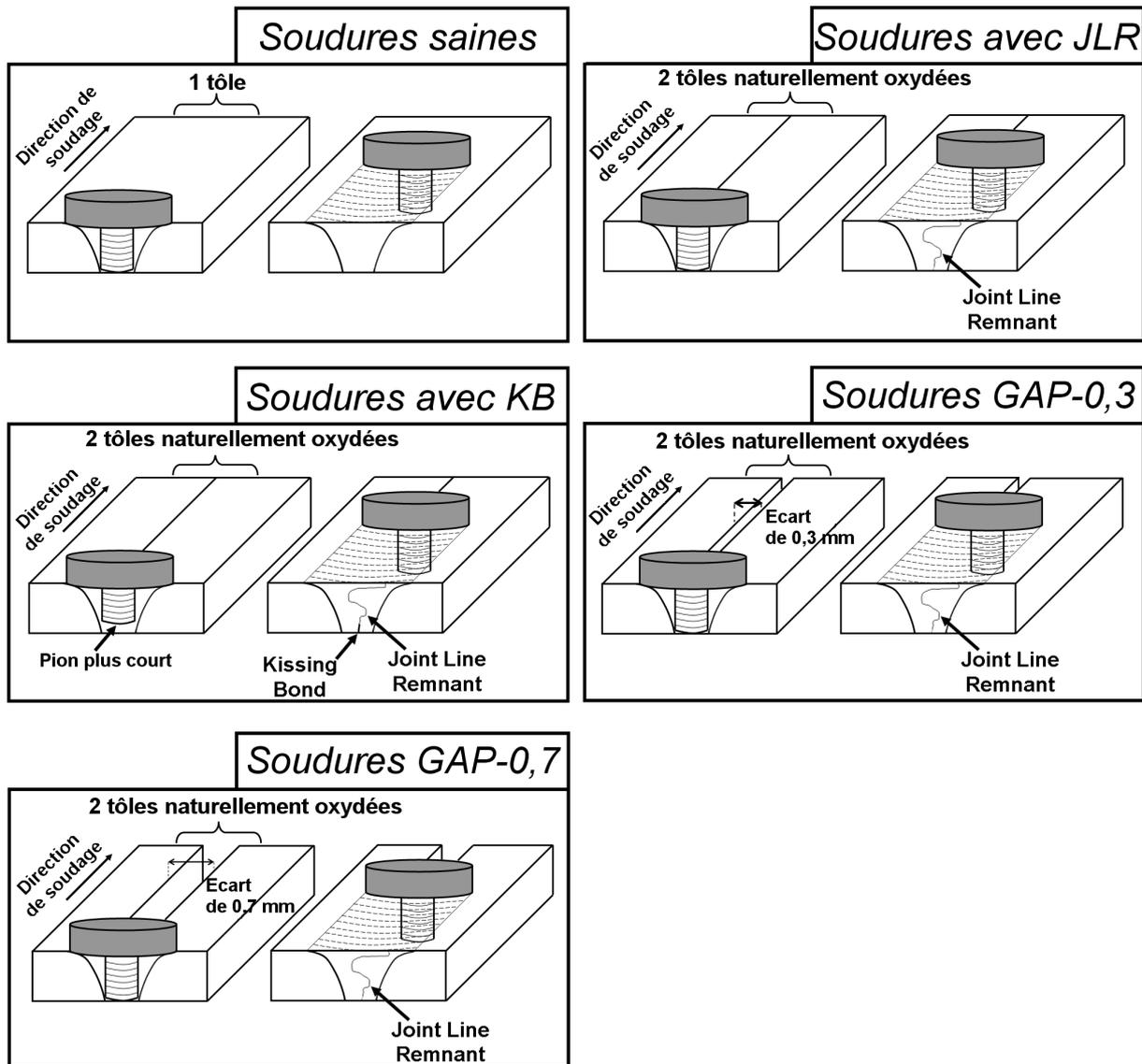


Figure 3.4 – Représentation schématique des conditions de soudage utilisées pour chacune des soudures réalisées

### 3.2.2 Soudures saines

Les soudures saines, réalisées en pleine tôle, permettent de s'affranchir de la présence du JLR [94] et sont donc utilisées comme soudures de référence. L'observation par microscopie optique sous lumière polarisée, après une attaque par oxydation anodique d'une coupe transversale de la soudure (plan T-S) permet de distinguer les différentes zones microstructurales de celle-ci (figure 3.5) :

- Au centre de la soudure, on distingue le noyau soudé (NS) composé de grains

équiaxes recristallisés d'une taille moyenne d'environ  $5\ \mu\text{m}$ . Cette zone s'étend sur une largeur d'environ 13 mm en haut de la soudure (correspondant au diamètre de l'épaulement de l'outil de soudage) et d'environ 4 mm en bas de la soudure (correspondant au diamètre du pion de l'outil).

- De part et d'autre du noyau soudé, on observe les Zones Affectées Thermo-Mécaniquement (ZATM). Ces zones sont constituées des grains allongés du métal de base mais très fortement déformés par le procédé de soudage. Du côté advancing side, la frontière entre le noyau soudé et la ZATM est plus marquée et plus nette que du côté retreating side où la transition entre ces deux zones est davantage continue.
- Puis, vient la Zone Affectée Thermiquement (ZAT) dont la structure granulaire est identique à celle du matériau de base mais qui se distingue par son état de précipitation. Sa taille n'est donc pas identifiable par les observations par microscopie optique.

Les observations faites par microscopie optique n'ont permis d'identifier aucun défaut géométrique dans ces soudures.

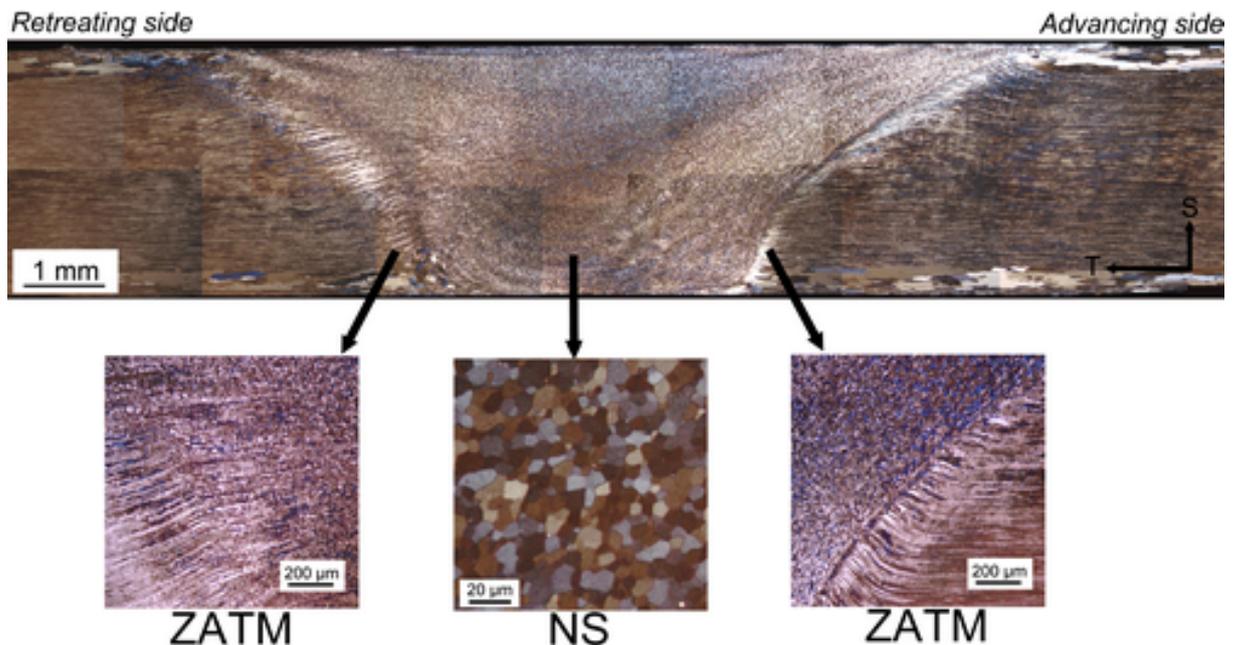


Figure 3.5 – Observations par microscopie optique sous lumière polarisée d'une coupe transversale d'une soudure saine

Des profils de dureté ont été réalisés sur la coupe transversale de la soudure observée précédemment par microscopie optique, c'est-à-dire dans le plan T-S (figure 3.6). Ces profils ont été réalisés à trois niveaux d'épaisseur différents : à 0,5 mm de la face supérieure de la soudure (c'est à dire de la face en contact avec l'épaulement durant le soudage), à mi-épaisseur et à 0,5 mm de la face inférieure de la soudure. Une diminution de la dureté dans la zone soudée est observée, avec une chute de dureté de l'ordre de 40 HV<sub>0,1</sub> par rapport à la dureté du matériau de base. Ainsi la dureté dans le noyau soudé est d'environ 120 HV<sub>0,1</sub>. Un minimum de dureté est présent au sein de la zone soudée dans la ZATM du côté Retreating Side avec une diminution d'environ 10 HV<sub>0,1</sub> à mi-épaisseur à 6 mm du centre de la soudure.

Ces résultats de dureté sont cohérents avec ceux de la littérature et notamment ceux de Denquin et coll. [25] sur des soudures d'un alliage 2098-T8. On retrouve le profil de dureté en forme de "W" avec des minima de dureté mesurés entre la ZATM et la ZAT [68,112–114]. Alors que les frontières du noyau soudé avec les ZATM sont inclinées, les profils de dureté réalisés à différentes épaisseurs ne rendent pas compte de cette inclinaison et ne rendent donc pas exactement compte des évolutions de la structure granulaire de la soudure. L'état de précipitation des différentes zones de la soudure est le facteur le plus influant sur l'évolution de la dureté et les évolutions de celles-ci ne concordent pas exactement avec celles de la structure granulaire. La dureté à mi-épaisseur est plus basse que les deux autres, ce qui est cohérent avec les mesures faites sur le métal de base.

### 3.2.3 Soudures contenant un JLR

Ces soudures ont été réalisées en bord à bord avec deux tôles présentant une couche naturelle d'oxydes sur les chants avant soudage. L'observation par microscopie optique d'une coupe transversale de la soudure après une attaque par oxydation anodique permet de comparer la microstructure de ces soudures à celle des soudures saines précédemment décrite. Aucune différence n'apparaît. En revanche, en attaquant ensuite ce même échantillon avec une solution de Dix et Keller, le défaut JLR apparaît (figure 3.7). Le JLR traverse la soudure dans l'épaisseur en effectuant des zigzags dans le noyau. Cette ligne semble discontinue et constituée de particules d'oxydes plus ou moins dispersées. La posi-

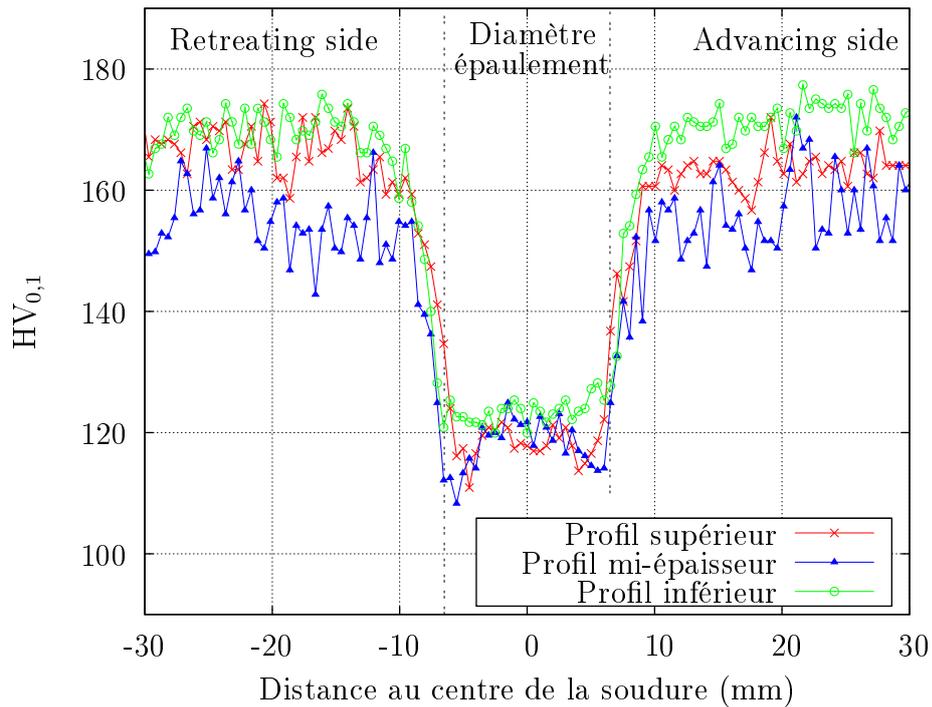


Figure 3.6 – Profils de dureté effectués sur une coupe transversale d'une soudure saine

tion moyenne de la ligne se situe davantage du côté retreating side. En ce qui concerne les parties débouchantes du JLR, elles semblent inexistantes du côté de la surface supérieure (face en contact avec l'épaulement de l'outil) et apparaissent assez dispersées et quasi horizontales du côté de la face inférieure de la soudure.

### 3.2.4 Soudures contenant un kissing bond (KB)

Les soudures contenant un kissing bond ont été réalisées en bord à bord avec deux tôles naturellement oxydées à l'air avant soudage, c'est à dire dans les mêmes conditions que les soudures avec JLR, mis à part le fait que dans ce cas, le pion utilisé a été raccourci de  $80 \mu\text{m}$  par rapport aux conditions de soudage décrites au début de ce chapitre. Ainsi la hauteur du pion n'est plus que de 2,73 mm (contre 2,81 pour les campagnes précédentes) et la profondeur de pénétration est alors de 2,77 mm (contre 2,85 mm pour les campagnes précédentes).

De cette manière, le malaxage en pied de cordon n'est pas assuré de façon suffisante pour permettre un accolement en pied de cordon identique à celui obtenu lors des cam-

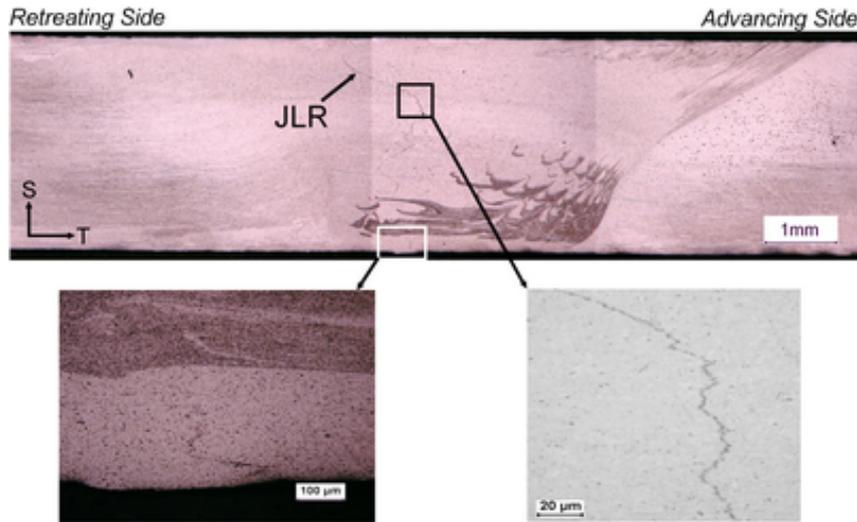


Figure 3.7 – Observations par microscopie optique d'une coupe transversale d'une soudure contenant un JLR (les traces noires sont des artefacts d'attaque systématiques et n'ont aucun rôle mécanique)

pagnes de soudage précédentes. Cette différence d'accolement est vérifiée lors d'essais de flexion qui consistent à ouvrir la soudure par la face inférieure. Lors d'un essai de flexion sur une soudure saine ou une soudure contenant un JLR, aucune fissure n'est créée en pied de cordon de la soudure. En revanche, lors d'un essai de flexion sur une soudure réalisée avec une hauteur de pion plus faible, une fissure est créée en pied de cordon au milieu du noyau soudé (figure 3.8(a)). On caractérise ainsi la présence et la nocivité du kissing bond.

L'examen du faciès de rupture d'une éprouvette de flexion contenant un kissing bond révèle une zone atypique en pied de cordon, à l'endroit où la fissure s'est amorcée, sur toute la largeur de l'éprouvette (figure 3.8(a)). En effet, on observe un faciès ductile qui semble orienté dans le sens opposé à la direction d'avance de l'outil de soudage (figure 3.8(b)(c)). Ce faciès s'étend sur une profondeur de l'ordre d'une centaine de microns et pourrait être attribué à la présence du kissing bond qui conduirait, lors de son ouverture, à l'apparition d'un faciès de rupture de ce type.

Des coupes transversales des soudures contenant un kissing bond ont été observées par microscopie optique sous lumière polarisée après une attaque par oxydation anodique afin d'en révéler la microstructure (figure 3.9(a)). Là encore, aucune différence n'est à noter

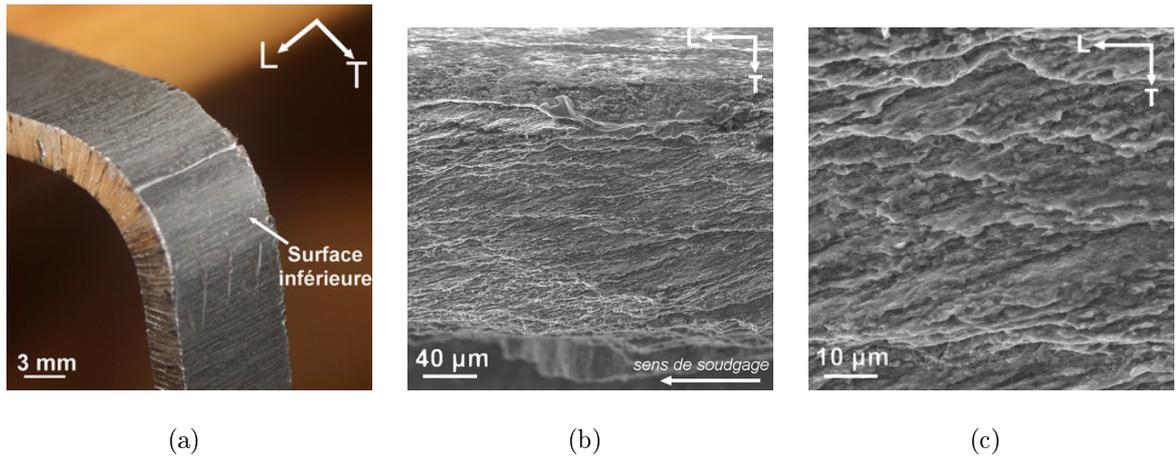


Figure 3.8 – Caractérisation de la présence du kissing bond par des essais de flexion : (a) éprouvette de flexion ayant amorcé une fissure à partir du kissing bond, faciès de rupture de l'éprouvette de flexion observé au niveau du kissing bond à (b) faible grandissement et (c) fort grandissement

avec les soudures saines, mis à part le fait que les grains les plus épais présents initialement dans le matériau de base près de la surface inférieure se retrouvent dans le noyau soudé (figure 3.9(b)). Le pion étant plus court, le malaxage en pied de cordon n'est pas suffisant pour permettre la recristallisation complète du noyau en pied de cordon. Les soudures ont ensuite été observées en microscopie optique après avoir subi une attaque de Dix et Keller après celle par oxydation anodique (figure 3.10(a)). Au centre de la soudure, apparaît alors le JLR, identique à celui observé pour les soudures contenant un JLR. En revanche, la partie débouchante du JLR, qui est nommée ici kissing bond, est plus marquée. Deux types de kissing bond aux dimensions différentes ont été observés, chacun correspondant à deux soudures différentes (c'est-à-dire réalisées sur deux coupons différents). Le kissing bond est ici composé de deux parties distinctes (figures 3.10(b) et 3.10(d)) :

- Une partie débouchante inclinée de 18 à 22° par rapport au plan L-T de la tôle qui à une longueur de 85 à 100  $\mu\text{m}$ .
- Une partie quasi perpendiculaire par rapport au plan L-T et donc à l'axe de sollicitation des éprouvettes pour les essais de traction et de fatigue. Cette partie du défaut a une longueur de 100 à 130  $\mu\text{m}$ .

Le kissing bond est schématisé sur les figures 3.10(c) et 3.10(e). Par la suite, nous ne

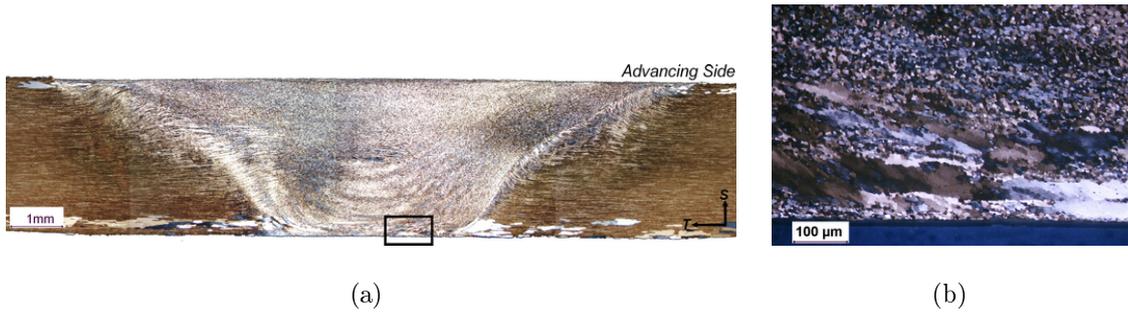


Figure 3.9 – Observations par microscopie optique sous lumière polarisée après oxydation anodique : (a) d'une coupe transversale d'une soudure contenant un kissing bond, (b) des grains du matériau de base présent après soudage dans le noyau (agrandissement de la zone encadrée de (a))

distinguerons pas les deux kissing bonds.

Les observations tomographiques menées sur un kissing bond prélevé dans le sens de soudage n'ont pas permis de révéler la présence du défaut. Un exemple de coupe obtenue est montré sur la figure 3.11.

Afin de compléter la caractérisation du kissing bond, des observations par EBSD ont été menées (cf. chapitre 2). Ces observations ont permis de montrer que le kissing bond est un défaut intergranulaire, au moins en ce qui concerne sa partie débouchante et inclinée. La figure 3.12(a) montre ainsi le défaut tel qu'il apparaît en MEB en mode électrons secondaires (l'échantillon est incliné de  $70^\circ$ ) et la figure 3.12(b) montre la cartographie EBSD obtenue pour cette zone. Par superposition des deux images, la position du kissing bond a pu être identifiée et est repérée par les flèches pointant les joints de grains par lesquels le défaut passe. Ce résultat est en accord avec ceux de Sato et coll. [87] qui ont également constaté que le kissing bond est un défaut intergranulaire (cf. chapitre 1).

### 3.2.5 Soudures produites avec un défaut d'accostage (GAP)

La dernière campagne de soudage a été dédiée à la production de soudures réalisées avec un défaut d'accostage, c'est à dire avec un écart entre les tôles durant le soudage. Contrairement aux campagnes précédentes, le soudage a été réalisé en contrôle de force en maintenant la force à 4 kN, alors que les précédentes soudures ont été réalisées en contrôle

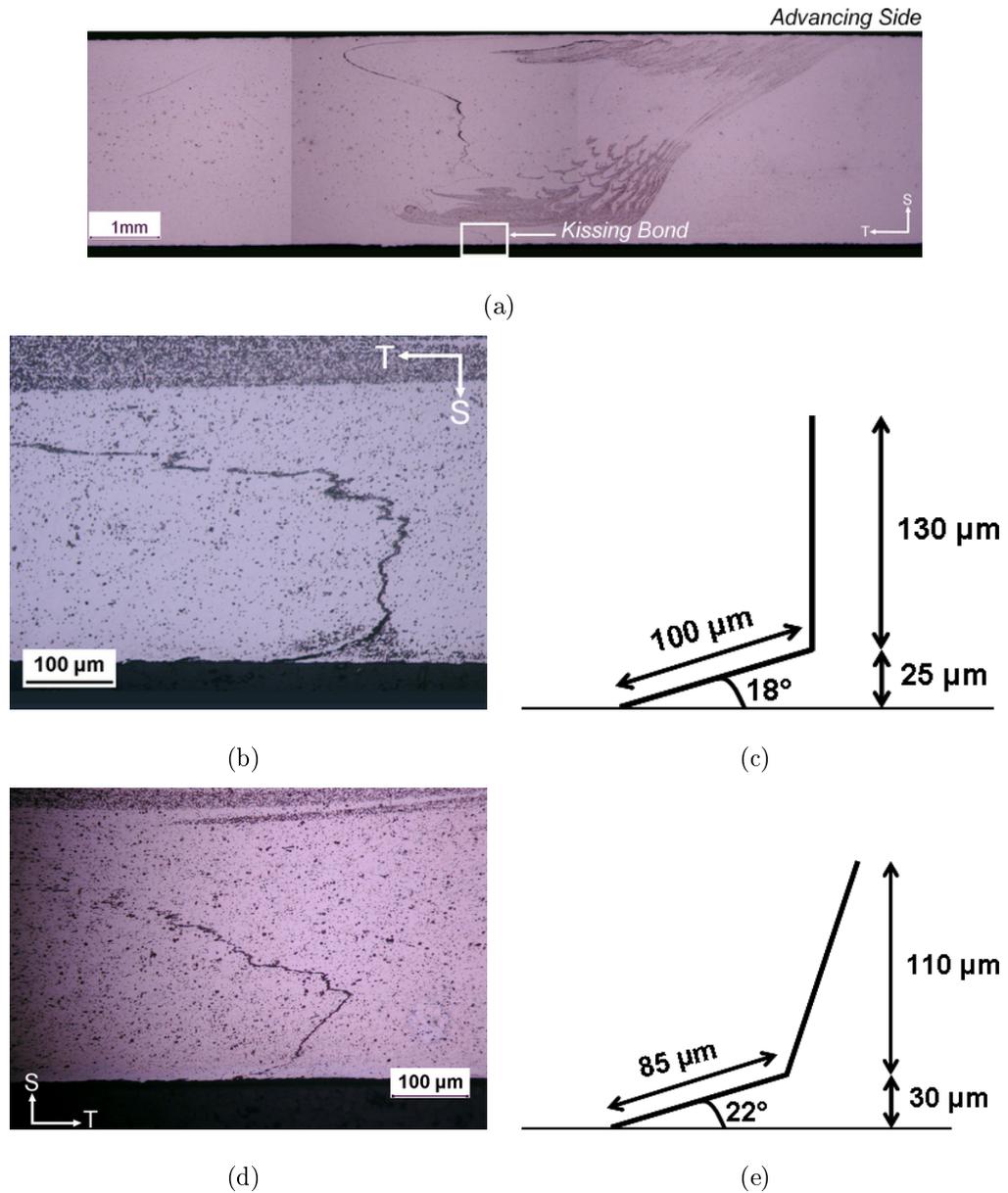


Figure 3.10 – Observations en microscopie optique : (a) d'une coupe transversale d'une soudure contenant un kissing bond, (b) et (d) agrandissements de la zone encadrée en (a) de deux kissing bonds aux géométries différentes. (c) (e) Représentations schématiques des deux kissing bonds

de position. Deux soudures réalisées avec deux écarts différents ont été produites :

- Les soudures nommées GAP-0,3. Le premier écart a été choisi en fonction de la tolérance communément acceptée par les avionneurs. Cette tolérance est fixée à 10% de l'épaisseur de la tôle, soit 0,3 mm dans notre cas. Pour réaliser ces soudures avec un écart constant de 0,3 mm entre les deux tôles à souder, une cale d'épaisseur

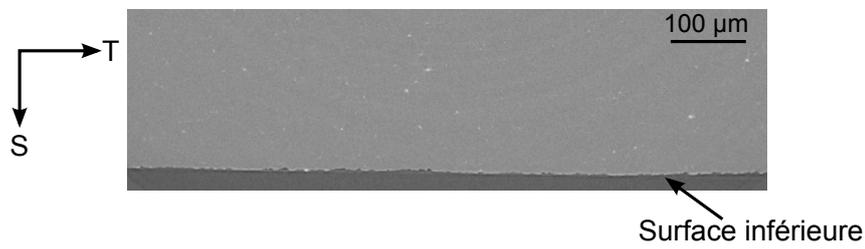


Figure 3.11 – Observations tomographiques dans le plan T-S de la partie du noyau contenant un kissing bond

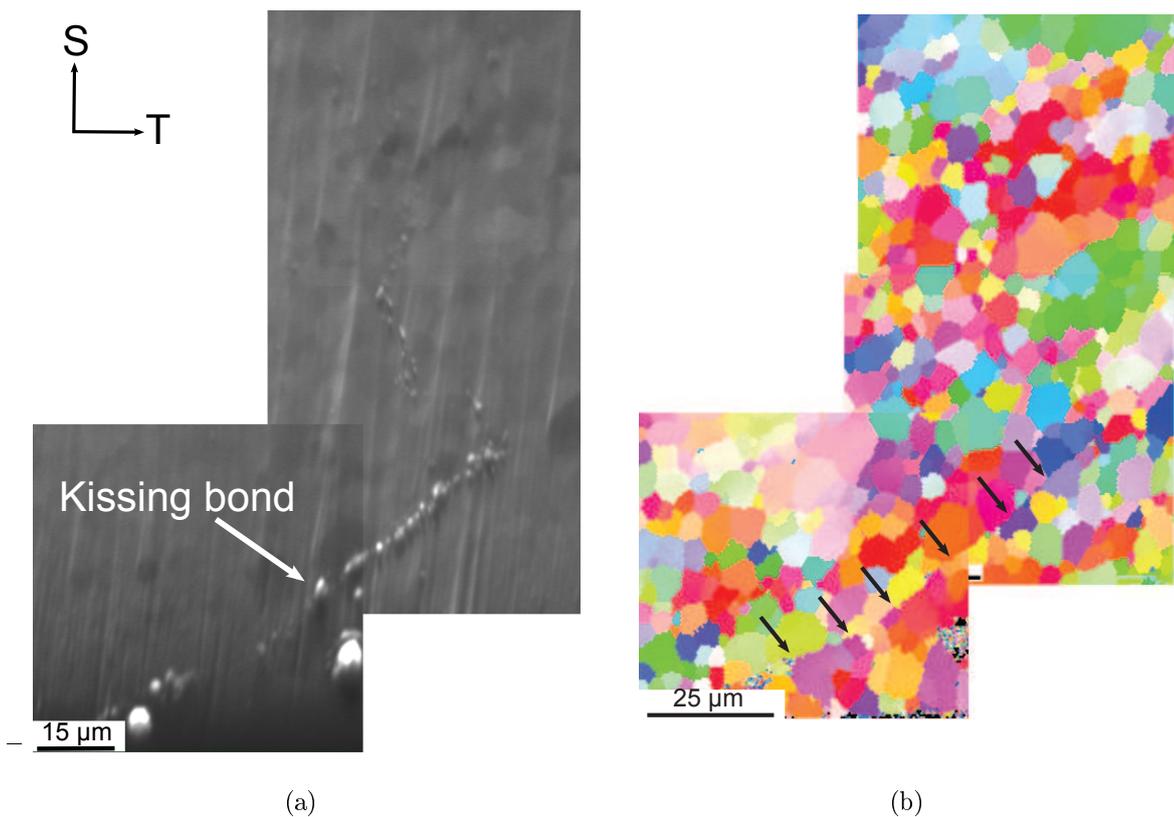


Figure 3.12 – (a) Observation par MEB du kissing bond, (b) cartographie EBSD associé (les flèches permettent de repérer les joints de grains par lesquels le kissing bond passe)

contrôlée de 0,3 mm a été placée à chaque extrémité de la soudure.

- Les soudures nommées GAP-0,7. Le second écart a été choisi à partir d'une soudure réalisée avec une cale de 2 mm d'épaisseur à l'extrémité finale du coupon à souder, permettant de réaliser une soudure en augmentant de manière progressive et continue l'espace entre les deux tôles à souder (de 0 à 2 mm). Durant ce soudage réalisé en contrôle de force (la force est maintenue à 4 kN), l'évolution de la profondeur de pénétration du pion est suivie (figure 3.13). On constate que la position du pion évolue au cours du soudage en s'enfonçant de plus en plus à mesure que l'outil avance. Ainsi on observe une position relativement stable du pion jusqu'à 140 mm de soudure, puis une première chute de la position de l'outil, suivie d'un palier jusqu'à 190 mm de soudure. Le deuxième écart retenu correspondra donc à une distance de soudure se trouvant sur ce palier, soit à 175 mm de soudure pour être au milieu de ce palier. Or à 175 mm de soudure, l'écart entre les deux tôles est de 0,7 mm, soit 25% de l'épaisseur des tôles à souder. Des soudures avec un défaut d'accostage de 0,7 mm ont donc été réalisées.

La figure 3.14 montre l'évolution de la profondeur de pénétration de l'outil en fonction de la distance de soudage des GAP-0,3 et GAP-0,7. Après environ 150 mm de soudure, la profondeur de pénétration se stabilise. Ainsi, par la suite, les éprouvettes de traction et de fatigue seront prélevées après 150 mm de soudure afin d'assurer une bonne reproductibilité de la soudure testée.

Une observation macroscopique des surfaces supérieures des soudures GAP-0,3 et GAP-0,7 est donnée sur la figure 3.15. Alors que la surface supérieure des soudures GAP-0,3 est identique à celle des soudures précédentes, la surface supérieure des soudures GAP-0,7 présente des flashes assez importants des côtés retreating side et advancing side. Les soudures GAP-0,3 et GAP-0,7 ont été observées par microscopie optique afin de détecter la présence éventuelle de défauts dus au défaut d'accostage (figure 3.16). L'observation des coupes transversales des soudures après l'attaque par oxydation anodique ne révèle aucun défaut à cette échelle (figure 3.16(a), 3.16(a)) : la microstructure est identique à celle des soudures saines. L'attaque par le réactif de Dix et Keller permet d'observer le JLR. Là encore, aucune différence n'est à noter avec les soudures contenant un JLR :

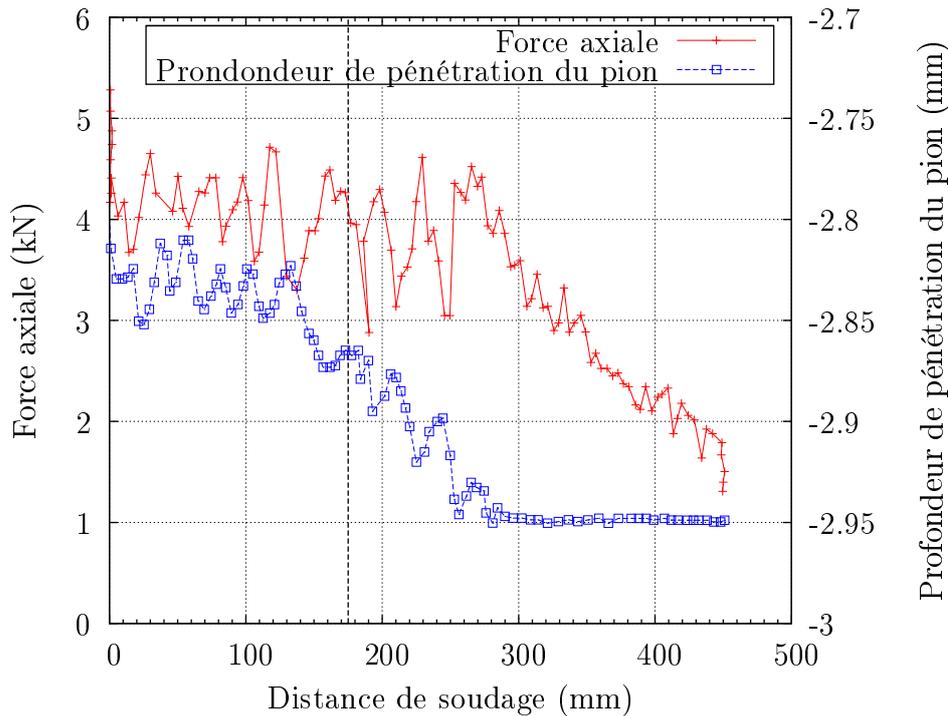


Figure 3.13 – Evolution de la profondeur de pénétration et de l'effort axial au cours du soudage de deux tôles présentant un défaut d'accostage progressif de 0 à 2 mm (d'après ONERA)

le défaut présente les mêmes caractéristiques géométriques. En revanche, certains joints de grains du noyau, proches de la surface inférieure, semblent plus sensibles à l'attaque (figure 3.16(c)). En effet, des amas de joints de grains sont révélés localement après l'attaque. Cette observation a été constatée pour les GAP-0,3 et les GAP-0,7. Ceci laisserait à penser que certains joints de grains du noyau proches de la surface inférieure sont différents des autres joints de grains du noyau. Une potentielle fragilité intergranulaire est donc à surveiller.

L'épaisseur de ces soudures a été vérifiée afin de vérifier si l'espace laissé entre les deux tôles durant le soudage se répercute sur l'épaisseur de la soudure. On considère pour cela un plan T-S centré par rapport au plan de joint. Concernant les soudures GAP-0,3, l'épaisseur des soudures est inférieure de  $50 \mu\text{m}$  environ sur une largeur de 12 mm par rapport aux dimensions des soudures contenant un JLR (soit une aire d'environ  $0,6 \text{ mm}^2$  dans le plan T-S). Or l'aire laissée entre les tôles durant le soudage est d'environ  $0,9 \text{ mm}^2$ . Pour les soudures GAP-0,7, l'épaisseur des soudures est réduite d'environ  $100 \mu\text{m}$  sur une

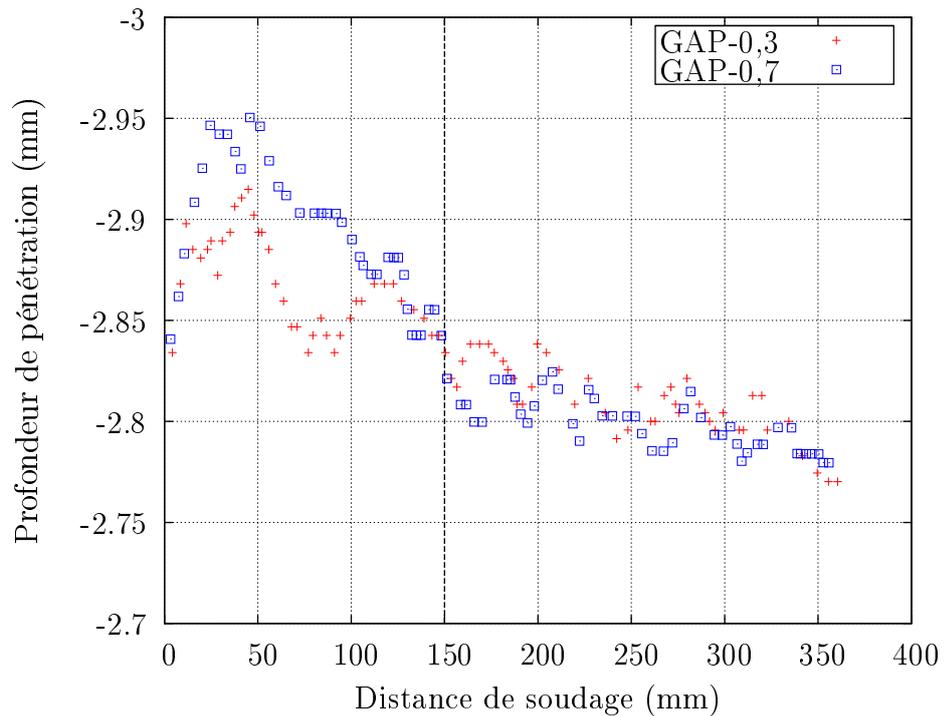


Figure 3.14 – Evolution de la profondeur de pénétration au cours du soudage des soudures GAP-0,3 et GAP-0,7 effectué en contrôle de force (d'après ONERA

largeur de 12 mm (soit une aire de  $1,2 \text{ mm}^2$ ). Or l'aire laissée entre les 2 tôles durant le soudage est d'environ  $2,15 \text{ mm}^2$  dans le plan T-S. Il y donc un problème de bilan de matière qui reste inexplicé puisqu'aucune porosité n'a été observée dans ces soudures. Des essais de flexion ont également été réalisés sur les soudures GAP-0,3 et GAP-0,7 : aucune fissure n'a été amorcée en pied de cordon dans la soudure.

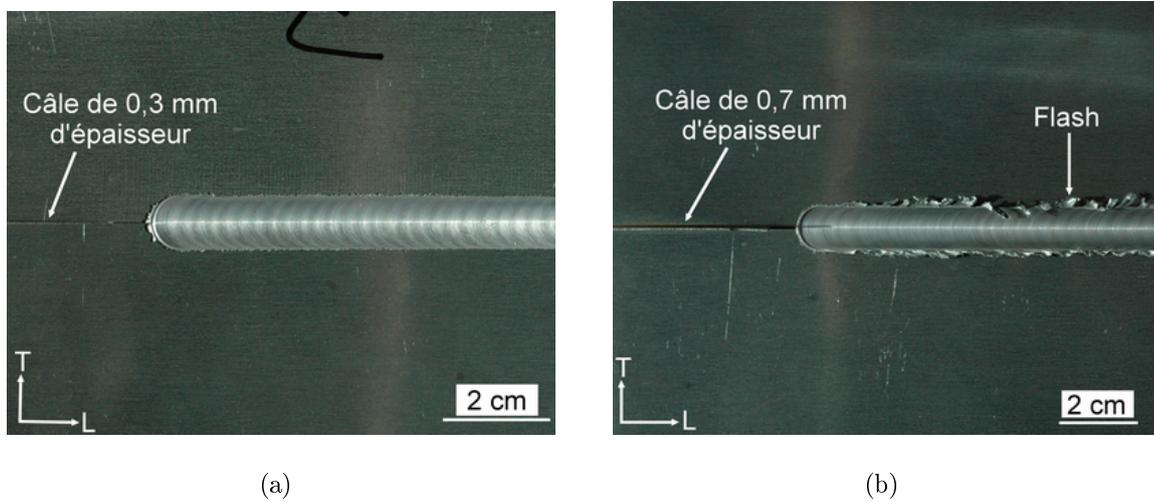


Figure 3.15 – Observations macroscopiques des soudures (a) GAP-0,3 et (b) GAP-0,7 dans le plan L-T

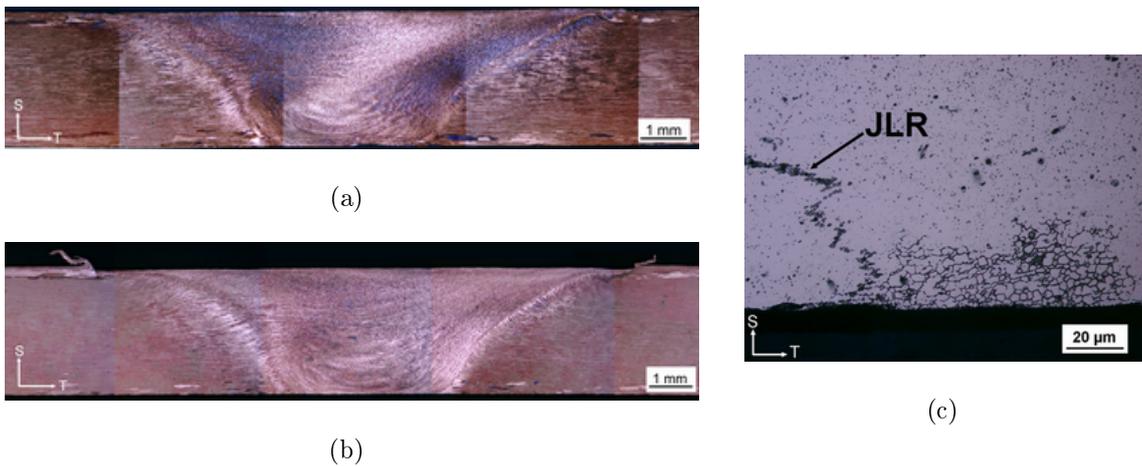


Figure 3.16 – Observations par microscopie optique des coupes transversales des soudures (a) GAP-0,3 et (b) GAP-0,7 , et (c) d'un exemple de joints de grains préférentiellement attaqués dans le noyau soudé en pied de cordon dans le cas d'une soudure GAP-0,3

### 3.3 Conclusions

Les différentes soudures réalisées par FSW dans le cadre de cette étude ont été présentées. Quatre types de soudures ont été produits :

- Les soudures dites saines. Ces soudures produites en pleine tôle vont servir de soudures de référence afin de déterminer l'influence de chacun des défauts de soudage sur la résistance mécanique et la tenue en fatigue des soudures.
- Les soudures contenant un résidu de plan de joint (JLR). Ces soudures réalisées avec deux tôles naturellement oxydées à l'air avant soudage contiennent le défaut JLR qui consiste en une ligne discontinue d'oxydes traversant la soudure dans son épaisseur. Bien que ce défaut ne semble pas débouchant au vu des observations réalisées, l'aspect géométrique de cette ligne d'oxydes (localement perpendiculaire à l'axe de chargement des soudures) pourrait avoir une influence sur le comportement mécanique des soudures, en particulier en fatigue.
- Les soudures contenant un kissing bond (KB) dû à un manque de pénétration de l'outil. Ces soudures réalisées avec deux tôles naturellement oxydées à l'air avant soudage et un pion plus court ( $-80 \mu\text{m}$ ) que dans les cas précédents, contiennent un défaut débouchant en pied de cordon potentiellement dangereux pour l'amorçage de fissures de fatigue, puisqu'il cause l'amorçage d'une fissure lors de tests de flexion (contrairement aux autres soudures). Ce défaut, d'une centaine de microns de hauteur, est constitué d'une partie débouchante inclinée d'environ  $20^\circ$  par rapport à la surface inférieure, puis d'une seconde partie quasiment perpendiculaire à la surface inférieure.
- Les soudures nommées GAP-0,3 et GAP-0,7, qui ont été produites avec un défaut d'accostage de 0,3 et 0,7 mm respectivement. Bien qu'aucun défaut supplémentaire n'apparaisse par microscopie optique, certains joints de grains, situés dans le noyau soudé proche de la surface inférieure, semblent réagir davantage à l'attaque chimique utilisée. Cette différence est peut-être d'ordre à modifier le comportement mécanique des soudures bien que les essais de flexion n'aient pas conduit à l'amorçage de fissures dans la soudure.



## Sommaire

- 4.1 Comportement en traction sur éprouvettes lisses
- 4.2 Essais dédiés au comportement du noyau soudé
- 4.3 Simulation du comportement en traction

# Chapitre 4

## Comportement plastique du matériau de base et des soudures

*Après avoir décrit dans le chapitre précédent, les différentes soudures d'un point de vue microstructural, ce chapitre est consacré au comportement plastique de celles-ci. En effet, comme nous le verrons dans le chapitre suivant (chapitre 5), les niveaux de contrainte auxquels seront sollicités les soudures en fatigue, sont dans la plupart des cas supérieurs à la limite d'élasticité des zones les moins dures. Ainsi, il paraît important de connaître et comprendre le comportement plastique des différentes soudures, puisque la plasticité jouera un rôle essentiel dans la tenue en fatigue de celles-ci. Cette plasticité a été essentiellement étudiée via des essais de traction sur éprouvettes lisses. Après avoir étudié le comportement en traction du matériau de base, l'accent est mis sur le comportement en traction de chacune des soudures, en termes de : résistance globale, modes et mécanismes de rupture et répartition spatiale de la déformation durant un essai de traction. Puis, à partir de ces informations, une modélisation du comportement plastique des soudures durant un essai de traction sera proposée.*

## 4.1 Comportement en traction sur éprouvettes lisses

### 4.1.1 L'alliage 2198-T8

Des essais de traction sur éprouvettes lisses ont été menés sur le matériau de base sollicité dans les trois directions L, T et D afin de caractériser l'anisotropie du matériau, qui peut imposer un confinement particulier au reste de la soudure lors des essais sur joint soudé. Le détail des conditions expérimentales est donné dans le chapitre 2. Les courbes de traction sont représentées sur la figure 4.1 en termes de contraintes et déformations nominales.

Peu de différence est à noter entre la courbe de traction du matériau de base dans le sens L et celle dans le sens T. En effet, on constate un écart de moins de 5% sur la limite d'élasticité et la résistance à la traction entre les directions L et T. En revanche, la différence est plus importante avec la courbe du matériau sollicité dans le sens D, puisqu'on constate une différence de près de 20% sur la limite d'élasticité et la résistance à la traction comparées à celles du matériau de base sollicité dans le sens L. En ce qui concerne les allongements homogènes, ils sont équivalents dans les trois directions testées. L'ensemble des propriétés en traction de l'alliage 2198-T8 est donné dans le tableau 4.1.

Ces résultats sont comparables à ceux obtenus par Steglich et coll. [28]. ou encore Chen et coll. [27] sur l'alliage 2198-T8, qui ont constaté des écarts comparables à ceux obtenus dans cette étude entre le sens L et le sens T ainsi qu'entre le sens L et le sens D. Les différences de comportement entre les sens de sollicitation de l'alliage sont caractéristiques du comportement des alliages Al-Cu-Li [27–29].

On constate de plus que la capacité d'écoulement est identique pour les trois directions et qu'elle est relativement faible, ce qui est typique d'un état T8.

Sur la figure 4.1 est également représentée la réduction de largeur de l'éprouvette en fonction de la déformation longitudinale, ce qui permet d'accéder, via la pente de cette droite, au coefficient de Lankford (qui se trouve être quasiment constant), caractérisant l'anisotropie plastique en déformation du matériau et définie par :

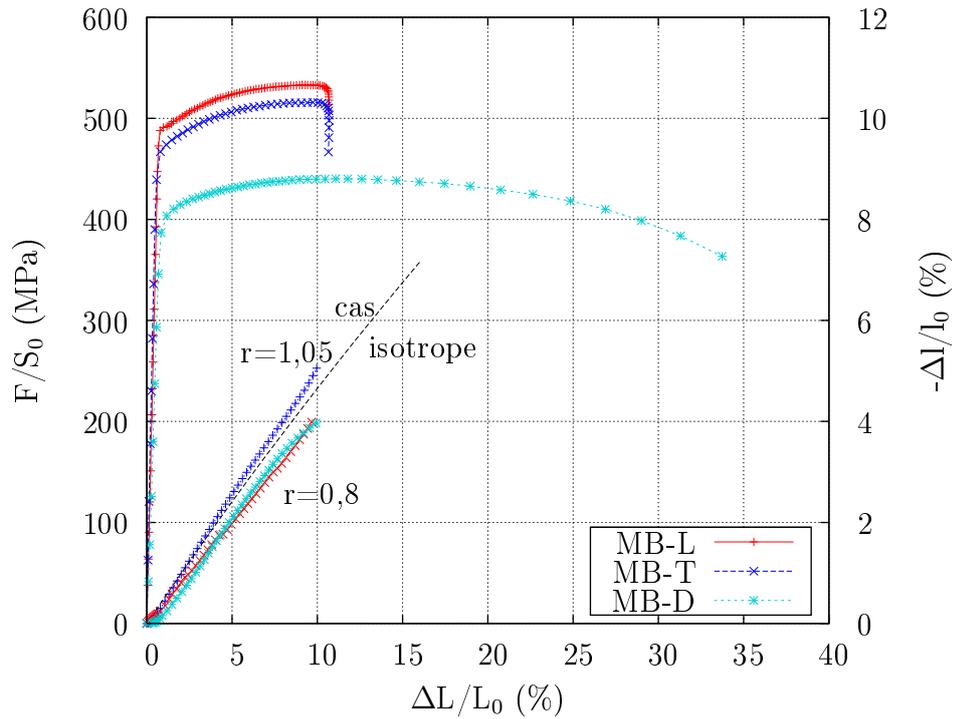


Figure 4.1 – Courbes de traction de l’alliage 2198-T8 sollicité dans les directions L, T et D

	$R_{p0,2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$A_{homogène}$ (%)	$r$
MB-L	490	530	10	1,05
MB-T	470	515	10	0,8
MB-D	400	445	12.6	0,8

Tableau 4.1 – Propriétés en traction de l’alliage 2198-T8 dans les sens L, T et D

$$r = \frac{\varepsilon_{largeur}}{\varepsilon_{épaisseur}} \quad (4.1)$$

On constate ainsi que les coefficients de Lankford dans les directions T et D sont similaires et valent 0,8, alors que dans le sens L ce coefficient vaut quasiment 1. Cela signifie que dans le sens L, le matériau se déforme de manière quasi isotrope dans le plan transverse de la tôle, alors que pour des sollicitations dans les sens T et D, le matériau se déforme davantage dans l’épaisseur que dans la largeur. Ces résultats sont cette fois différents de ceux obtenus pour un alliage 2198-T8 par Steglich et coll. [28], qui ont calculé un coefficient de Lankford de 0,7, 1,5 et 2 dans les directions L, T et D respectivement,

mais également de ceux de Chen et coll. [27] qui ont calculé des coefficients de Lankford de 0,64, 1,25 et 1,06 pour les directions L, T et D respectivement.

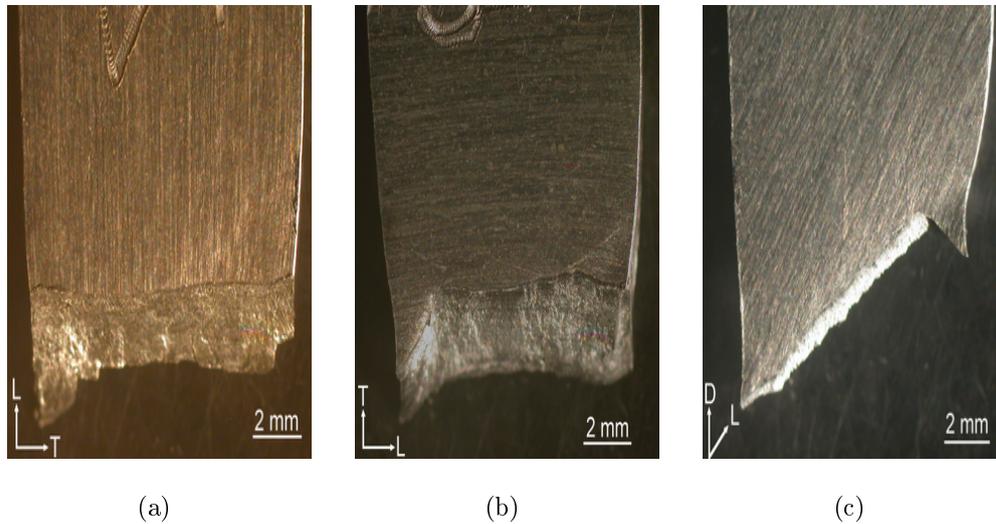


Figure 4.2 – Chemins de fissuration observés sur le matériau de base testé suivant : (a) la direction L , (b) la direction T et (c) la direction D

L'examen macroscopique des éprouvettes de traction rompues permet de constater que le matériau sollicité dans les trois directions ne rompt pas de la même façon dans tous les cas. Ainsi, pour les éprouvettes sollicitées dans le sens L et le sens T la surface de rupture est en biseau dans l'épaisseur mais perpendiculaire à l'axe de chargement (figure 4.2(a)(b)). En revanche pour les éprouvettes sollicitées dans le sens D, la surface de rupture est perpendiculaire au plan de la tôle mais inclinée de  $45^\circ$  par rapport à l'axe du chargement (figure 4.2(c)).

En ce qui concerne le faciès de rupture des éprouvettes, là encore des différences apparaissent en fonction du sens de sollicitation. Sur chacun des faciès de rupture, trois types de rupture différents apparaissent :

- une rupture dite fibreuse pour laquelle la rupture a lieu le long des joints de grains (figure 4.3(a))
- une rupture ductile associée à la croissance de cavités (figures 4.3(c) et 4.3(d))
- une rupture mixte constituée de la rupture fibreuse dans laquelle des zones de rupture ductile associée à la croissance de cavités apparaissent localement (figure 4.3(b)).

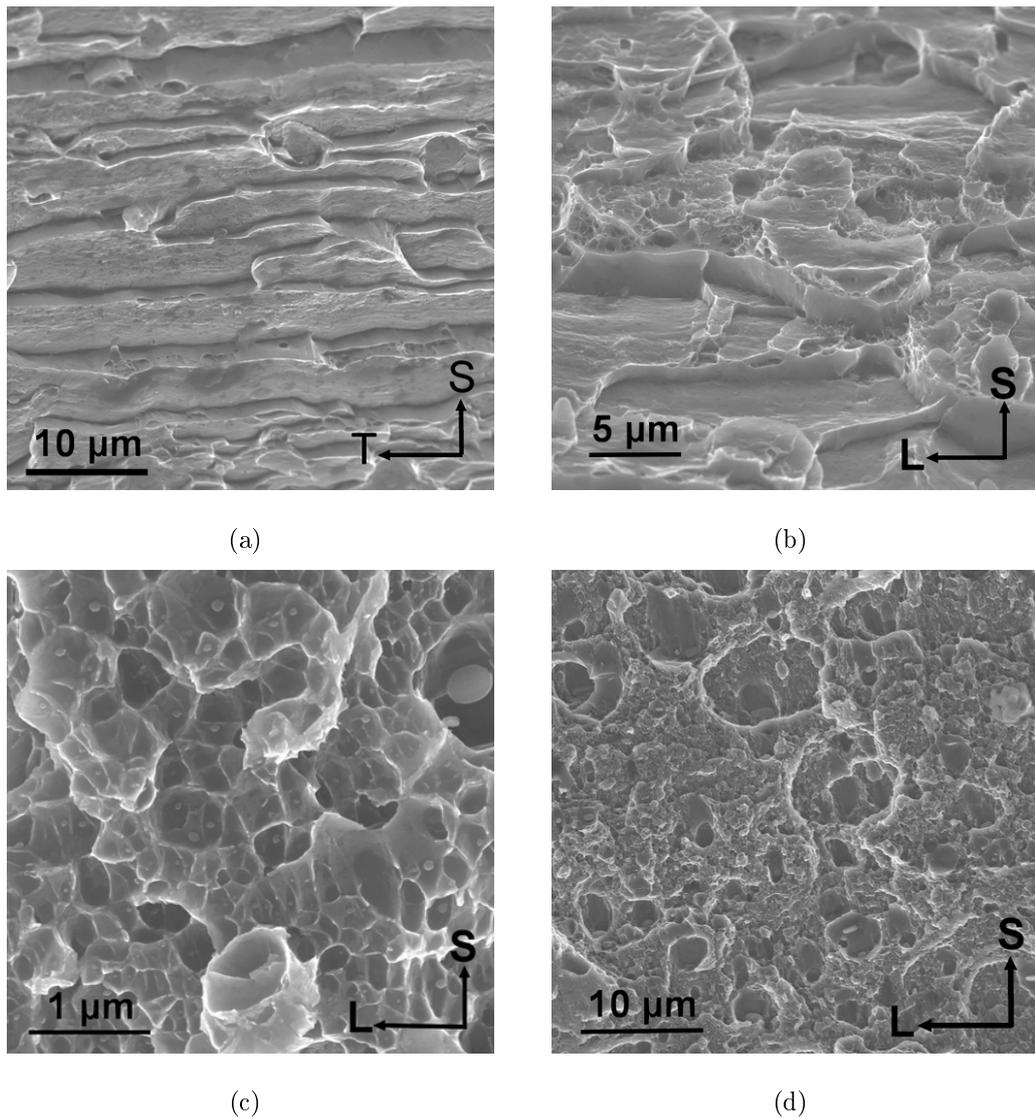


Figure 4.3 – Surfaces de rupture des éprouvettes de traction de l’alliage 2198-T8 observées au MEB : (a) rupture fibreuse, (b) rupture mixte(c) et (d) rupture par croissance de cavités

La rupture purement fibreuse est majoritairement présente sur le faciès des éprouvettes sollicitées suivant le sens L, alors que sur le faciès des éprouvettes sollicitées suivant le sens T la rupture mixte est majoritaire. Enfin, dans le cas des éprouvettes sollicitées suivant le sens D, la rupture ductile associée à la croissance de cavités est davantage présente que dans le cas des éprouvettes sollicitées dans le sens L et T. Ces observations sont en accord avec celles faites par Steglich et coll. [28] et Chen et coll. [27].

## 4.1.2 Les soudures

Les essais de traction menés sur les soudures saines, les soudures contenant un JLR ou un KB et les soudures GAP-0,3 et GAP-0,7 ont pour but de déterminer :

- l'abattement des propriétés en traction dû au soudage par friction stir welding
- l'effet de chacun des défauts de soudage sur les propriétés en traction et sur la rupture des éprouvettes
- le comportement local de chacune des zones de la soudure
- l'évolution des défauts en traction monotone pendant la plastification

### 4.1.2.1 Soudures saines

La courbe de traction des soudures saines est représentée sur la figure 4.4. La courbe représentée est celle se situant dans la moyenne de l'ensemble des courbes obtenues. Les soudures saines présentent un abattement important des propriétés en traction par rapport à celles du matériau de base sollicité dans le sens T. En effet, la limite d'élasticité est réduite de près de 40% et la résistance à la traction de près de 20%. Le rapport d'efficacité de la soudure, défini par la relation suivante, est ainsi déterminé :

$$w = \frac{Rm_{soudure}}{Rm_{MB}} \quad (4.2)$$

Il est d'environ 80% pour les soudures saines (tableau 4.2). Enfin, la capacité d'écrasement de la soudure est beaucoup plus importante que pour le matériau de base. La comparaison de l'allongement à rupture des soudures et du matériau de base ne peut être faite, car il dépend de la base de mesure utilisée pour le calcul de la déformation des soudures, celles-ci se déformant de manière hétérogène. De plus, l'absence de chute de charge en fin d'essai, traduisant une rupture a priori brutale, est sans doute due à une fréquence d'acquisition des images trop faible pour capter les derniers instants des essais suivis par corrélation d'images.

Les champs de déformation ont été déterminés par corrélation d'images sur la tranche de l'éprouvette de traction. Sur la figure 4.8(a) est représenté le champ de déformation à

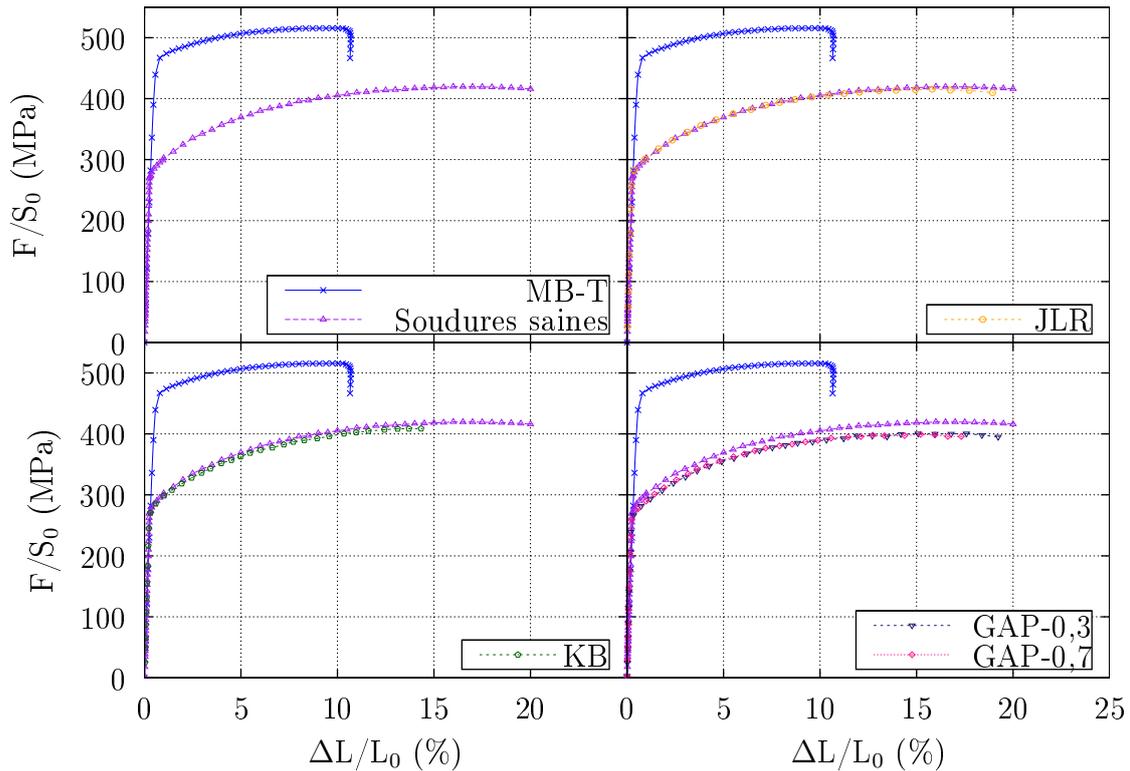


Figure 4.4 – Courbes de traction des soudures saines et des soudures avec défauts ( $L_0=14$  mm, centré par rapport au plan de joint)

15% de déformation longitudinale macroscopique (sur une base de mesure de 14 mm), en termes de déformations nominales. On constate une localisation de la déformation autour de la frontière entre ZATM et NS, et plus particulièrement du côté retreating side où la déformation atteint 22%, contre 20% dans la ZATM du côté advancing side et environ 15% au centre du noyau soudé. En fin d'essai, ces niveaux de déformation atteignent 45% dans la ZATM côté retreating side, 30% dans la ZATM du côté advancing side et 25% au centre du noyau soudé. Les niveaux de déformation atteints localement avant rupture sont donc très importants. Ces observations sont en accord avec celles faites par Gallais [155], où les champs de déformation sur la tranche d'une éprouvette de traction d'un alliage (6056-T78) soudé par FSW étaient mesurés par corrélation d'images et montraient également une localisation de la déformation autour des ZATM.

Enfin en ce qui concerne la rupture des éprouvettes de soudures saines, on remarque que celle-ci est toujours localisée au même endroit, à savoir le long de la ZATM du côté retreating side (figure 4.5(a)), là où la déformation se localise principalement.

Le faciès de rupture de ces éprouvettes montre une rupture mixte (fibreuse + cavités),

	$R_{p0.2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$A_{hom}$ (%)	Rapport d'efficacité(%)
Soudures saines	282-302	412-429	19,5-22,4	80-83
Soudures contenant un JLR	285-296	413-416	15,7-17,5	80
Soudures contenant un KB	265-287	398-410	14,2-19,5	77-80
Soudures GAP-0,3	282-284	401-404	16,9-17,3	78
Soudures GAP-0,7	277-281	398-399	14,8-15,4	77

Tableau 4.2 – Propriétés en traction (valeurs minimales et maximales) des soudures saines et des soudures défectueuses (longueur de jauge : 14 mm)

telle qu'elle a été décrite dans le cas du matériau de base (figure 4.5(b)). En effet, étant donné que la rupture a lieu autour de la ZATM, on retrouve sur le faciès la trace des joints de grains dont la forme est quasiment celle des grains du matériau de base. Cependant, le faciès montre également des zones qui s'apparentent à une rupture ductile par croissance de cavités, là où la fissure croise le noyau soudé (figure 4.5(c)).

#### 4.1.2.2 Soudures contenant un JLR

Les soudures contenant un JLR présentent un comportement en traction similaire à celui des soudures saines au vu de la courbe de traction de ces soudures (figure 4.4). En effet, la limite d'élasticité ainsi que la résistance à la traction et l'allongement homogène sont quasiment identiques (tableau 4.2). Il ne semble donc pas y avoir d'effet du JLR sur les propriétés en traction des soudures par FSW. Ainsi, le rapport d'efficacité de la soudure contenant un JLR est encore de 80%. Un résultat analogue a été donné par l'étude menée par Denquin et coll. [25] sur un alliage 2098-T8 soudé par FSW, dont la

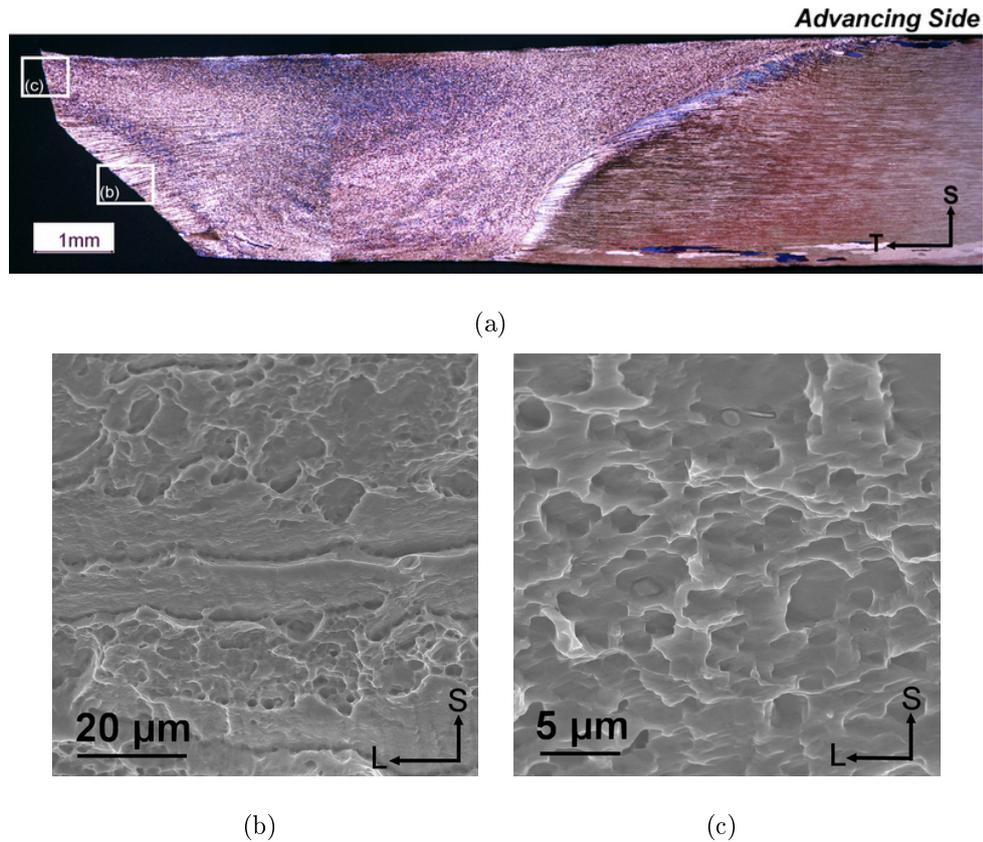


Figure 4.5 – Cas de rupture le long de la ZATM côté retreating side pour les soudures saines : (a) vue en microscopie optique d’une coupe transversale d’une éprouvette rompue, (b)(c) vues au MEB du faciès de rupture (zones repérées sur (a))

composition chimique est très proche de celle de l’alliage 2198-T8 ici étudié, et où le rapport d’efficacité était de l’ordre de 80%.

Les champs de déformation obtenus par corrélation d’images sur ces soudures sont similaires à ceux observés pour les soudures saines puisqu’on constate également une localisation de la déformation autour de la ZATM du côté retreating side où la déformation à 15% de déformation longitudinale macroscopique atteint 25% (figure 4.8(b)). Aucune localisation particulière de la déformation n’est observée autour du JLR.

La rupture ne se produit pas systématiquement le long de la ZATM du côté retreating side (deux tiers des cas). Dans un tiers des cas, la rupture s’amorce en pied de la ZATM du côté advancing side pour ensuite bifurquer dans le noyau soudé. Dans les cas où la rupture se produit le long de la ZATM du côté retreating side (figure 4.6(a)), le faciès de rupture est similaire à celui présenté dans le cas des soudures saines (figure 4.5(b)) et

s'apparente donc à une rupture mixte. Dans le cas où la rupture se produit à partir de la ZATM côté advancing side pour ensuite se propager dans le noyau soudé (figure 4.7), on observe deux zones sur le faciès. La première, correspondant à la zone située au niveau de la ZATM côté advancing side, permet de distinguer une rupture mixte. On distingue ainsi sur ce faciès les grains du matériau de base (figure 4.7(b)). Ensuite, lorsque la fissure bifurque dans le noyau soudé, le faciès est davantage ductile associé à la croissance de cavités (figure 4.7(c)).

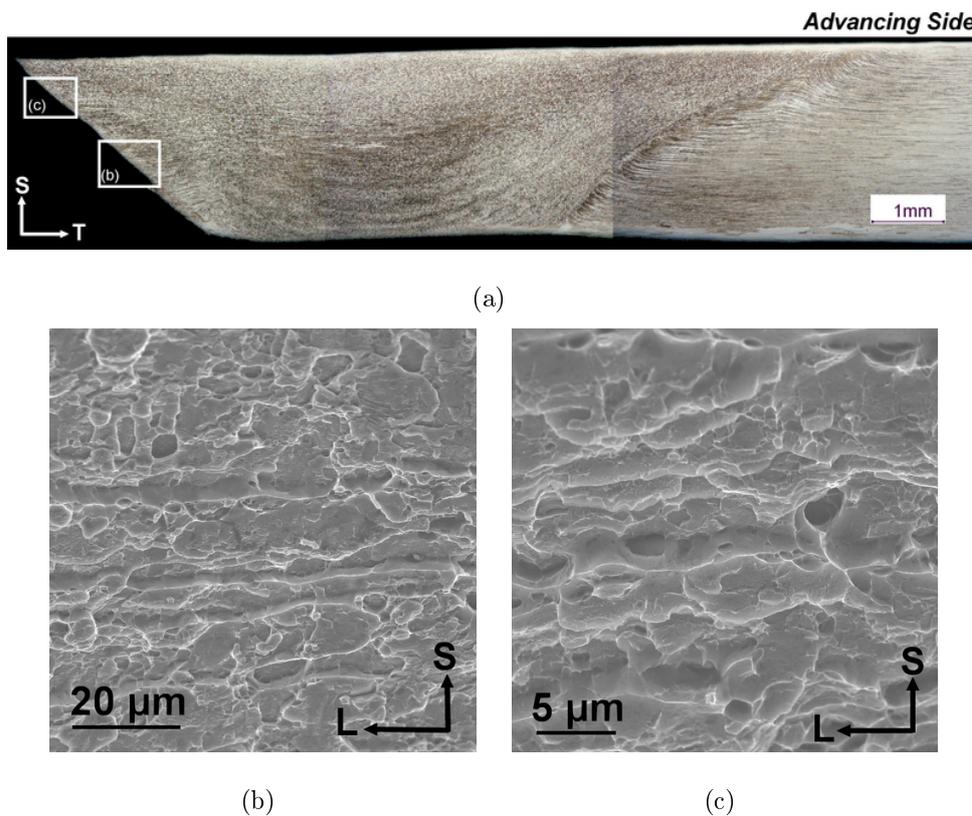


Figure 4.6 – Cas de rupture le long de la ZATM côté reterating side pour des soudures contenant un JLR : (a) vue en microscopie optique d'une coupe transversale d'une éprouvette rompue, (b)(c) vues en MEB du faciès de rupture

#### 4.1.2.3 Les soudures contenant un kissing bond

**Courbes de traction et faciès de rupture** La courbe de traction des soudures contenant un kissing bond est donnée sur la figure 4.4. Là encore aucune différence importante n'est à noter avec les soudures saines. Un écart de l'ordre de 5% est constaté en moyenne lorsque l'on compare les limites d'élasticité et la résistance à la traction des soudures

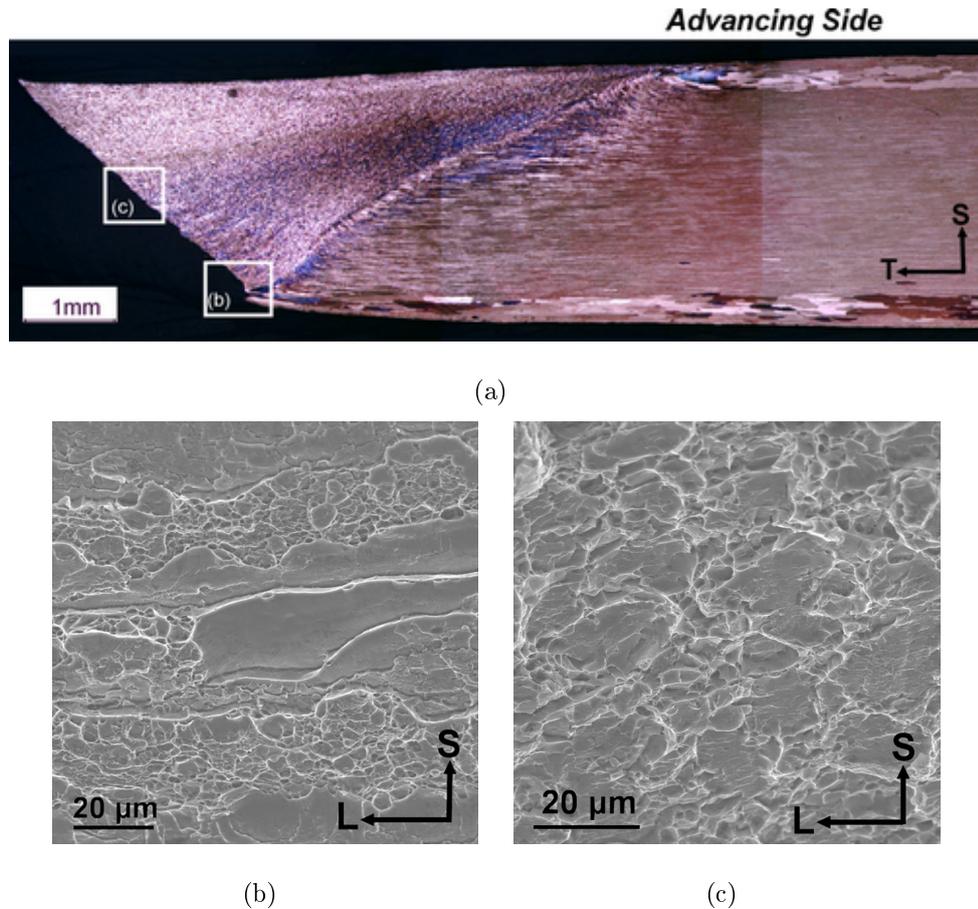


Figure 4.7 – Cas de rupture au pied de la ZATM du côté advancing side pour des soudures contenant un JLR : (a) observation en microscopie optique d’une coupe transversale d’une éprouvette rompue, observations en MEB du faciès (b) au niveau de la ZATM et (c) au niveau du noyau soudé

contenant un kissing bond à celles des soudures saines. Ceci implique un rapport d’efficacité équivalent à celui des soudures saines, autour de 80%. Les allongements mesurés à la contrainte nominale maximale sont également similaires. Le kissing bond ne semble donc pas affecter de façon significative les propriétés en traction des soudures FSW étudiées.

Les champs de déformation de la soudure contenant un kissing bond ont été déterminés par corrélation d’images sur la tranche d’une éprouvette de traction (figure 4.8(c)). Les résultats sont comparables à ceux obtenus pour les soudures saines et les soudures contenant un JLR, puisqu’une localisation de la déformation autour des ZATM est observée avec une localisation plus importante du côté retreating side. Les niveaux de déformations atteints sont également ceux mesurés pour les soudures saines et contenant un JLR.

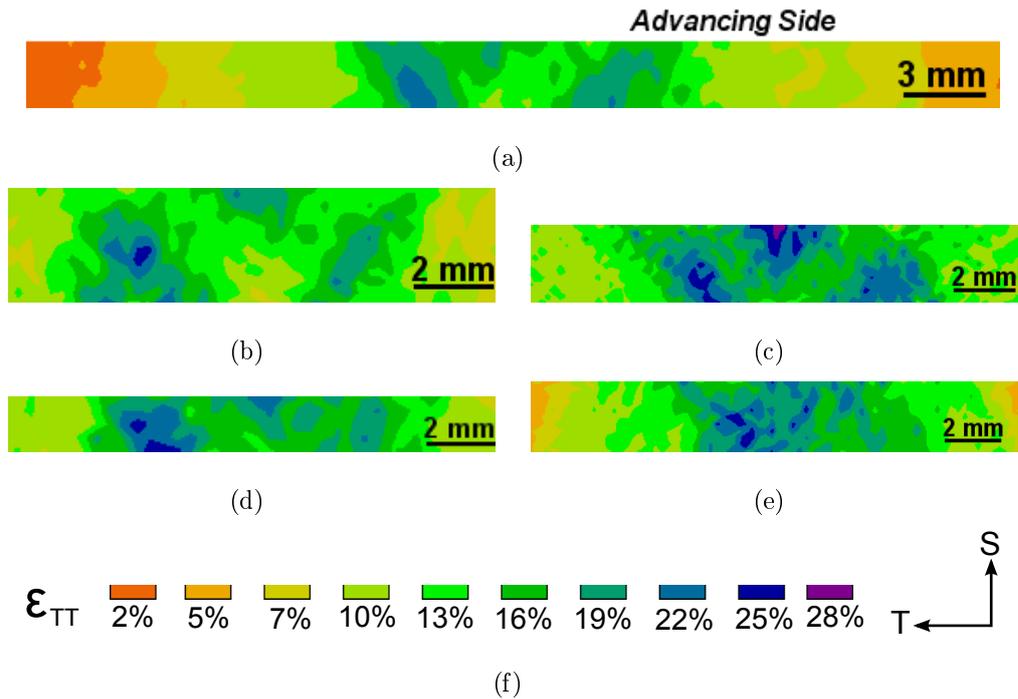


Figure 4.8 – Champs de déformation axiale nominale obtenus (à 15% de déformation nominale sur une base de mesure de 14 mm centrée par rapport au plan de joint) par corrélation d’images sur la tranche des éprouvettes de traction des soudures : (a) saines, (b) contenant un JLR, (c) contenant un KB, (d) GAP-0,3 et (e) GAP-0,7

Aucune localisation particulière de la déformation autour du kissing bond n’a pu être observée. Cependant, la mesure de champs obtenue par corrélation d’images n’a pas permis d’obtenir les déformations au plus près de la surface inférieure, c’est-à-dire là où se situe le kissing bond. De plus, la résolution n’est pas suffisante pour capter une éventuelle localisation de la déformation autour du kissing bond étant données les faibles dimensions de ce défaut.

Malgré la localisation de la déformation plastique dans les ZATM, la rupture des éprouvettes se produit dans le noyau. L’observation par microscopie optique de la tranche de l’éprouvette rompue dans le plan T-S permet de constater que la rupture se produit au milieu de la soudure à partir du pied de cordon, c’est-à-dire à partir du kissing bond (figures 4.9(a)(b)). A cet endroit la surface de rupture semble être composée de trois zones différentes (figure 4.9(b)) :

- une première partie qui débouche sur la surface inférieure et qui est inclinée d’un

angle équivalent à celui de la partie débouchante du kissing bond avec la surface inférieure. Cette partie a une longueur d'environ  $10 \mu\text{m}$ .

- une deuxième partie quasiment perpendiculaire à l'axe de chargement, qui s'étend sur environ  $150 \mu\text{m}$ .
- une dernière partie qui est orientée à environ  $45^\circ$  par rapport à l'axe de chargement.

Ces considérations géométriques laissent à penser que sur les deux premières parties (c'est-à-dire la partie débouchante et la partie perpendiculaire) correspondent à une fissure qui aurait suivi le kissing bond. En effet, la partie débouchante semble avoir le même angle d'inclinaison que la partie du kissing bond qui débouche sur la surface inférieure, et la partie perpendiculaire semble avoir la même orientation et la même dimension que la partie verticale du kissing bond, observée sur les coupes métallographiques. On retrouve cette décomposition en trois zones sur le faciès de rupture des éprouvettes (figure 4.9(c)) :

- la première zone s'étend sur une profondeur de  $10 \mu\text{m}$  (figure 4.9(e) et présente un faciès lisse
- la deuxième zone s'étend sur une profondeur de  $125 \mu\text{m}$  où l'on observe un faciès de rupture ductile associé à la croissance de cavités assez fines (de l'ordre de  $1 \mu\text{m}$ ). Ce faciès est identique à celui déjà observé sur les éprouvettes de flexion ayant amorcé une fissure sur le kissing bond (cf. chapitre 3). Ce faciès est comme pour les éprouvettes de flexion, parcouru de reliefs orientés dans le sens opposé à la direction de soudage et pourrait être lié aux flux de matière engendrés durant le soudage.
- la troisième zone correspond à la rupture ductile dans le noyau soudé hors kissing bond.

Ces observations permettent de penser que le kissing bond est à l'origine de la rupture des soudures : une fissure ductile se développe sur la partie débouchante et inclinée du défaut ainsi que sur sa partie quasiment perpendiculaire à l'axe de chargement. Bien que le kissing bond soit à l'origine de la rupture des éprouvettes de traction, il n'a pas d'influence notable sur les propriétés macroscopiques des soudures.

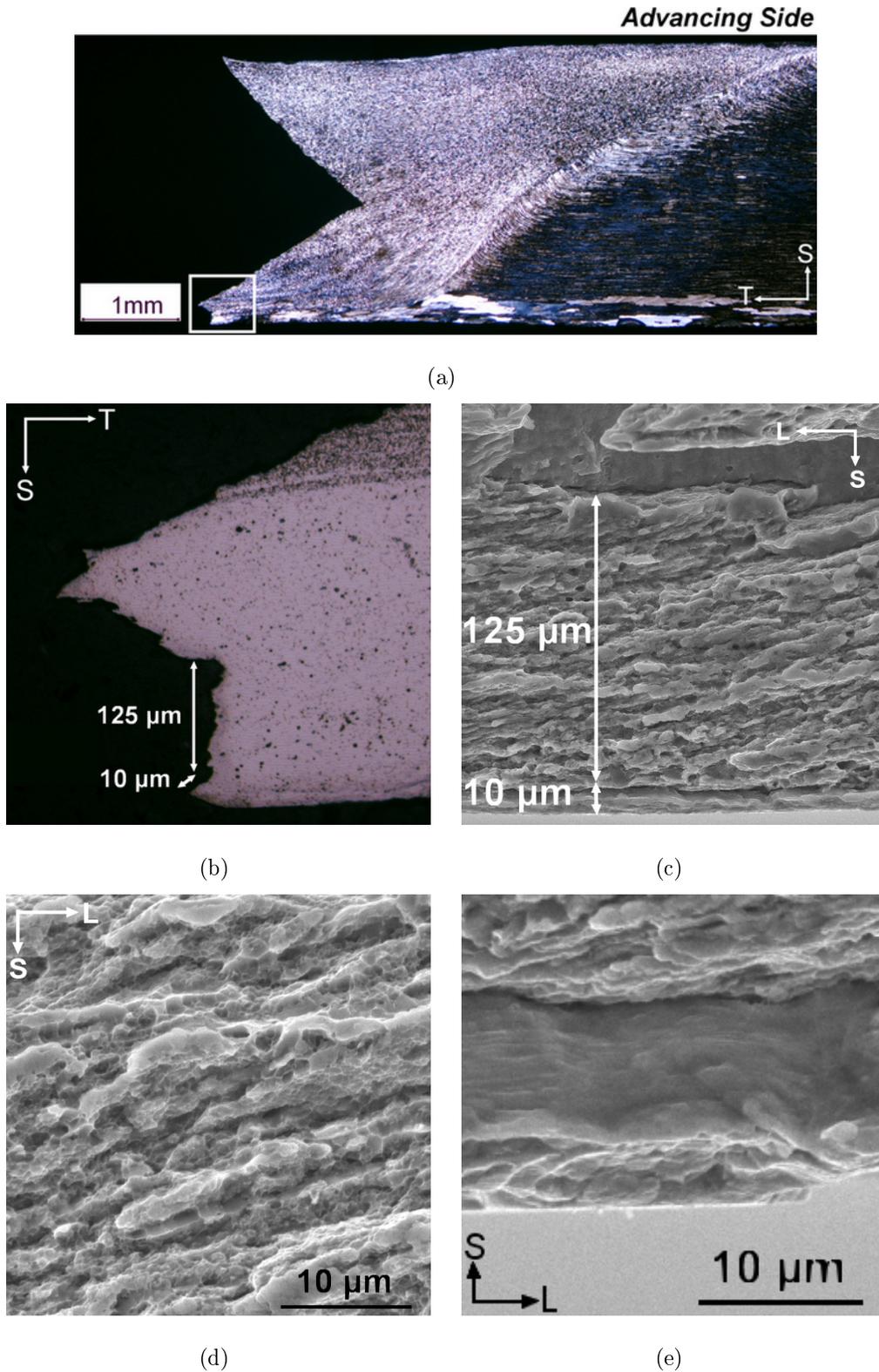


Figure 4.9 – Cas de rupture à partir du kissing bond : (a)(b) vues en microscopie optique d'une coupe transversale d'une éprouvette rompue, (c) observations en MEB du faciès le long du kissing bond ouvert. (d)(e) sont des agrandissements des deux parties qui composent le faciès montré en (c)

### Essai de traction *in situ* dans le MEB sur une soudure contenant un kissing bond

Le scénario suggéré par l'examen post mortem des éprouvettes serait qu'une fissure ductile serait créée à partir de l'ouverture du kissing bond, que cette fissure suivrait le défaut sur une certaine longueur pour ensuite bifurquer et quitter le défaut pour emprunter un chemin plus propice à sa propagation. Plusieurs questions se posent alors : existe-t-il un niveau de contrainte seuil à partir duquel le kissing bond commence à s'ouvrir et permette la propagation d'une fissure ductile ? Cette contrainte seuil sera-t-elle atteinte au cours des essais de fatigue ?

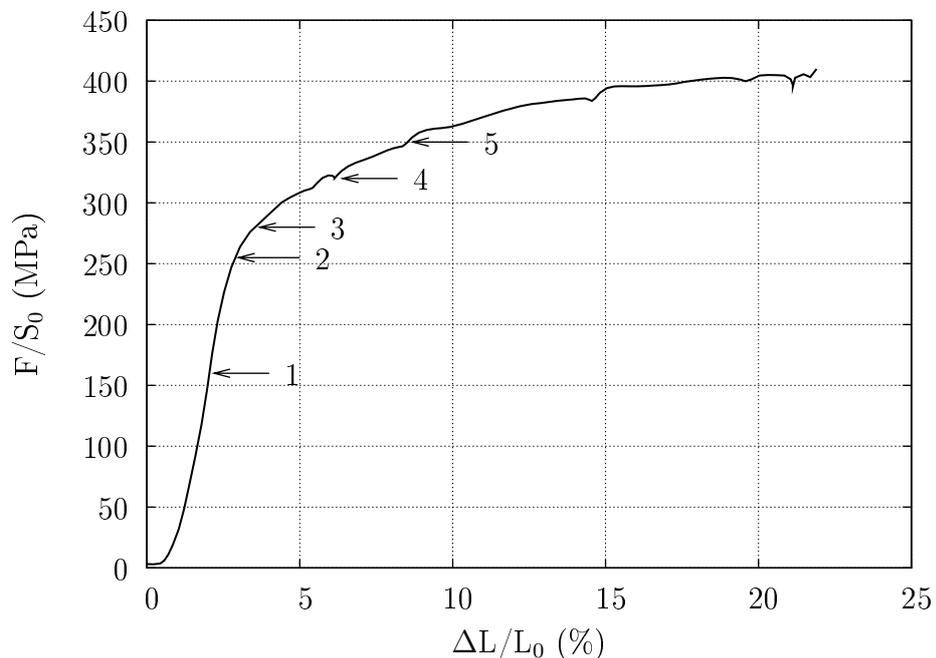


Figure 4.10 – Courbe de traction d'un essai de traction *in situ* dans un MEB sur une soudure contenant un kissing bond. L<sub>0</sub> correspond à la longueur utile de l'éprouvette (13 mm) et le déplacement est celui de la machine

Pour obtenir des éléments de réponse, des essais de traction *in situ* ont été réalisés dans un MEB afin d'observer l'apparition d'une fissure en surface à partir du kissing bond. Ainsi, une éprouvette prélevée perpendiculairement à la soudure a été observée sur la face inférieure, c'est à dire la face sur laquelle le défaut débouche, durant l'essai de traction après avoir été polie (environ -10 μm). L'éprouvette a été observée à trois endroits différents : à chacun des bords et à mi-largeur. La figure 4.10 représente la courbe de traction en contraintes et déformations nominales de l'essai *in situ*. Sur la

courbe, cinq niveaux de contrainte auxquels a été interrompu l'essai afin d'observer le kissing bond sont notés : 160 MPa (dans le domaine élastique), 260 MPa (fin du domaine élastique), 280 MPa (début du domaine plastique macroscopique), 320 MPa et 350 MPa. L'éprouvette ayant quasiment totalement rompu sous 350 MPa, seules les observations sous 160, 260, 280 et 320 MPa sont présentées sur la figure 4.11. Chaque colonne de la figure 4.11 montre l'évolution du kissing bond à chacun de ces niveaux de contrainte pour chaque zone observée durant l'essai. La première colonne montre l'évolution du défaut au niveau du premier bord de l'éprouvette, la deuxième colonne concerne le kissing bond à mi-largeur de l'éprouvette et la troisième colonne concerne le défaut au niveau du deuxième bord de l'éprouvette. Les images notées "0" représentent le défaut tel qu'il apparaît avant le début de l'essai (sans avoir réalisé d'attaque).

Au vu de ces observations, plusieurs remarques peuvent être faites :

- Un ligament où semble se concentrer la déformation est présent près du bord supérieur le long du défaut à partir de 260 MPa.
- Une fissure débouche à partir de 280 MPa au niveau des bords supérieur et inférieur et à mi-épaisseur de l'éprouvette. Cette fissure est plus ou moins large d'un endroit à l'autre de l'éprouvette. Elle est plus large au niveau du bord supérieur et très peu ouverte au niveau du bord inférieur.
- La fissure ne semble pas suivre le défaut tout au long de sa propagation en surface. Cependant, le défaut n'étant pas plan par rapport au plan T-S, la fissure est peut-être créée en sous-surface sur le kissing bond et rejoindrait alors la surface en suivant le chemin le plus facile, ce que suggère la zone où la déformation se concentre juste avant que la fissure ne débouche.

Ces essais de traction *in situ* sur éprouvettes contenant un KB ont permis de constater que la contrainte nécessaire à la création d'une fissure le long du kissing bond, débouchante en surface, est de l'ordre de 280 MPa. Il n'est cependant pas exclu qu'une fissuration sous-cutanée se produise dès 260 MPa.

**Observations tomographiques du kissing bond ouvert** Des observations tomographiques ont été réalisées sur une soudure contenant un kissing bond pré-étirée à 380 MPa

et sur lequel des balayages par ultra-sons avaient été effectués par le CEA-LIST afin d'évaluer, par ce moyen de contrôle, la détection de la présence du kissing bond ouvert. Les deux allumettes observées ont été prélevées perpendiculairement à la soudure et dans deux zones différentes, chacune correspondant à une intensité de signal par ultra-sons différente (cf. chapitre 2).

Sur les deux allumettes scannées, seule celle prélevée à l'endroit correspondant au signal par ultra-sons le plus intense a révélé la présence du kissing bond ouvert. La figure 4.12 montre ainsi trois coupes issues de l'observation de cette allumette montrant l'allure du kissing bond ouvert à différents endroits. Ces résultats confirment ce qui est suggéré par la méthode de contrôle de non-destructif utilisée : le kissing bond malgré une traction jusqu'à 380 MPa n'a été ouvert que localement.

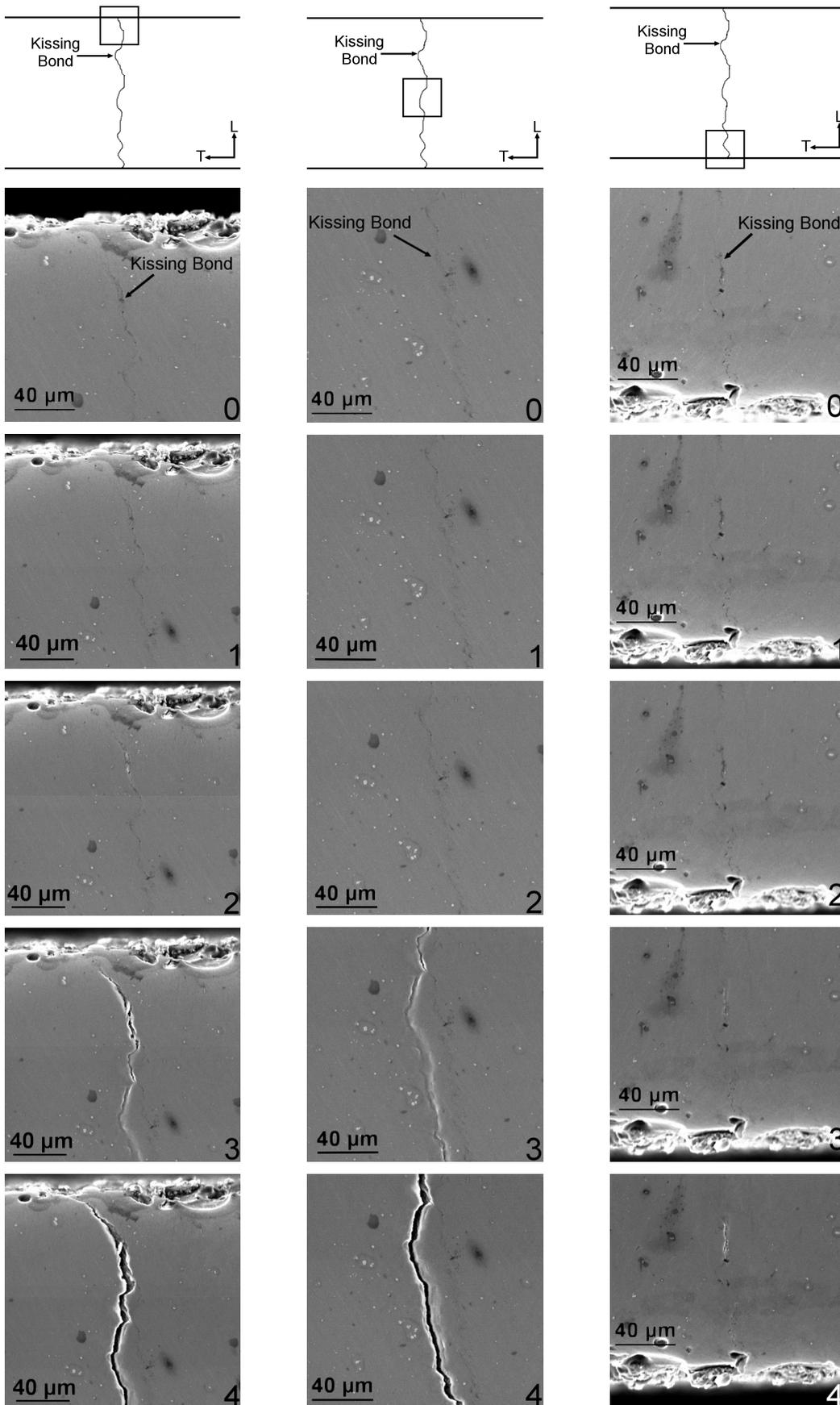


Figure 4.11 – Suivi de l'ouverture du kissing bond au cours d'un essai de traction *in situ* au MEB

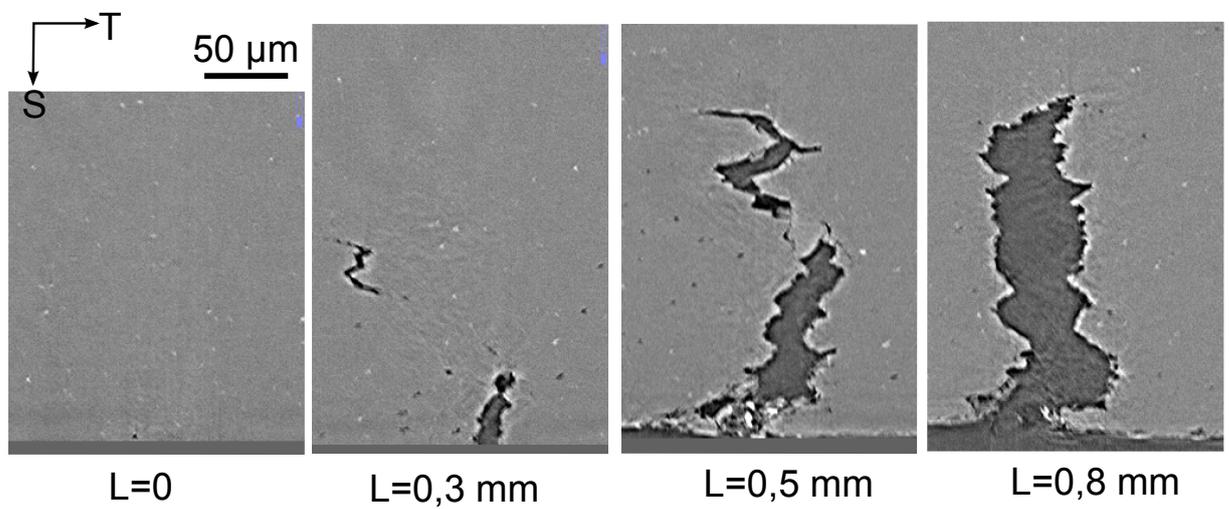


Figure 4.12 – Observations tomographiques du kissing bond ouvert après avoir été étiré jusqu'à 380 MPa

#### 4.1.2.4 Les soudures GAP-0,3 et GAP-0,7

**Les soudures GAP-0,3** La courbe de traction des soudures GAP-0,3 est donnée sur la figure 4.4. La courbe suit l'évolution de la courbe des soudures saines jusqu'à environ 7% de déformation axiale moyenne, puis montre un durcissement moindre que la courbe des soudures saines. La diminution de la résistance à la traction est de l'ordre de 5%. Mis à part cette légère différence d'écrouissage, les soudures GAP-0,3 ont un comportement très proche de celui des soudures saines.

Les champs de déformation déterminés par corrélation d'images (figure 4.8(d)) montrent, qu'à 15% de déformation longitudinale macroscopique, la déformation se localise une fois de plus autour des ZATM et plus particulièrement du côté de la retreating side. Ainsi la déformation atteint des niveaux comparables à ceux déjà constatés pour les soudures précédentes, avec 25% de déformation autour de la ZATM côté retreating side, près de 20% autour de la ZATM côté advancing side et environ 13% dans le noyau soudé. Aucune localisation particulière de la déformation n'est observée au niveau de la surface inférieure, là où des joints de grains supposés plus faibles ont été observés sur les coupes métallographiques. Cependant, comme dans le cas des soudures contenant un kissing bond, les champs de déformation au plus près de la surface inférieure n'ont pas pu être obtenus. Le défaut d'accostage de 0,3 mm ne semble donc pas avoir de conséquence évidente sur les champs de déformation locaux.

La rupture des soudures GAP-0,3 a lieu au pied de la ZATM (c'est-à-dire à partir de la surface inférieure) du côté advancing side (figure 4.13(a)) puis se propage dans le noyau soudé. La surface de rupture de ces éprouvettes montre deux faciès différents : un premier faciès où les grains allongés du matériau de base apparaissent du fait d'une rupture fibreuse et un deuxième caractéristique d'une rupture ductile par croissance de cavités comme celle observée précédemment lors de la rupture dans le noyau soudé.

**Les soudures GAP-0,7** La courbe de traction des soudures GAP-0,7 est donnée sur la figure 4.4. La courbe est similaire à celle des soudures GAP-0,3. En effet à partir d'environ 7% de déformation, la courbe passe en-dessous de celle des soudures saines,

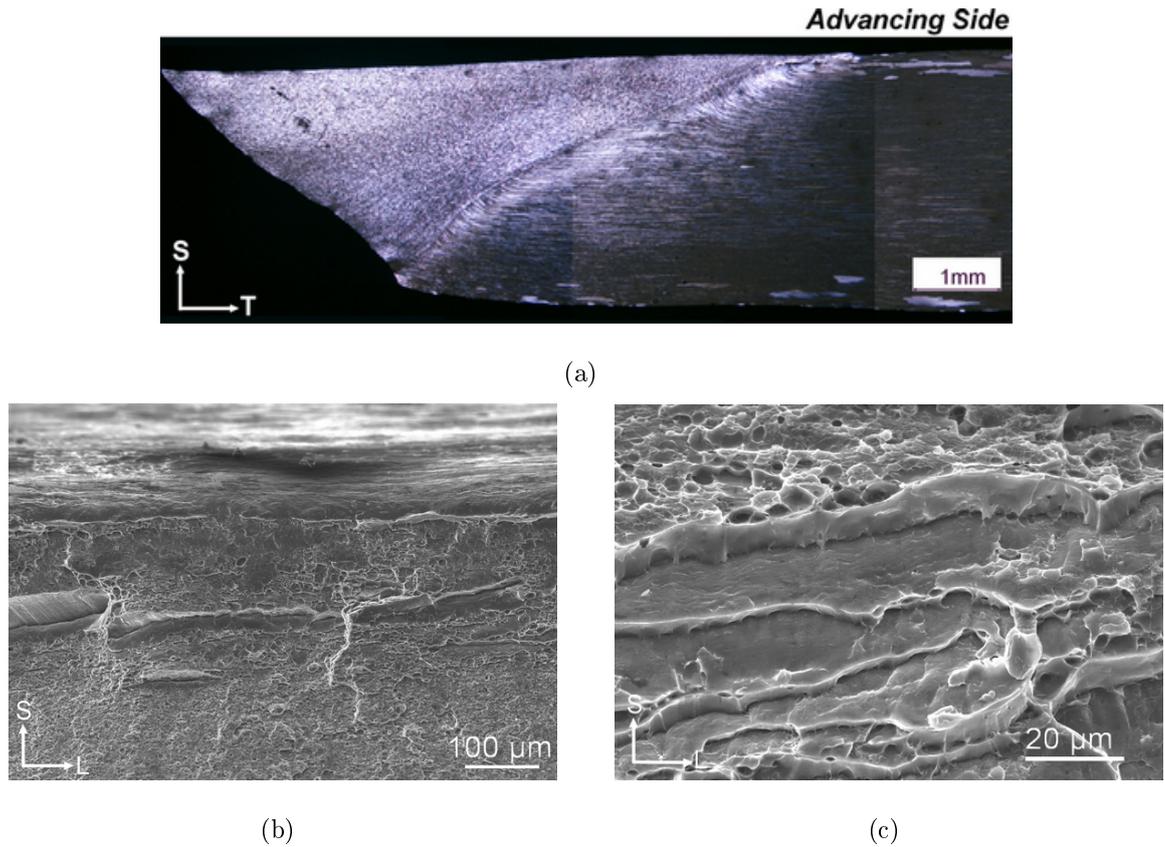


Figure 4.13 – Cas de rupture au pied de la ZATM du côté advancing side pour les soudures GAP-0,3 : (a) observation par microscopie optique d'une coupe transversale d'une éprouvette rompue, observations au MEB du faciès au niveau de la ZATM (b) à faible grandissement et (c) à fort grandissement

avec un écart sur la résistance à la traction qui est toujours de l'ordre de 5%. Donc le défaut d'accostage de 0,7 mm ne semble pas avoir d'effet significatif sur les propriétés en traction des soudures.

Les champs de déformation déterminés par corrélation d'images à 15% de déformation longitudinale macroscopique sont donnés sur la figure 4.8(e). Contrairement à tous les cas précédents, la localisation de la déformation autour des ZATM est moins évidente. Bien qu'on puisse observer une concentration de la déformation autour de la ZATM côté retreating side, dans le reste de la soudure (noyau soudé et ZATM côté advancing side), la déformation est plutôt homogène avec un niveau de déformation autour de 19% contre 22% dans la ZATM côté retreating side. Cette différence de comportement d'avec les soudures saines notamment, pourrait être due au défaut d'accostage (et aux joints de

grains potentiellement faibles proches de la surface inférieure) qui modifierait de manière indirecte la répartition de la déformation dans la soudure.

Contrairement aux soudures GAP-0,3, la rupture pour les soudures GAP-0,7 a lieu entièrement dans le noyau à partir de la surface inférieure, quasiment au milieu du noyau (figures 4.14(a)(b)). L'examen du faciès de rupture en pied de cordon révèle des zones de rupture intergranulaire d'une profondeur comprise entre 30 et 60  $\mu\text{m}$ . Ces zones de rupture intergranulaire, qui permettent de distinguer les grains du noyau soudé, sont uniquement localisées près de la surface inférieure et peuvent s'étendre sur une largeur de 100 à 200  $\mu\text{m}$ . L'observation des grains à plus fort grandissement (figure 4.14(d)(e)) permet de distinguer des nano cupules, signe de ductilité à la surface des grains. Le reste de la surface de rupture est un faciès ductile avec croissance de cavités identique à ceux observés précédemment.

Ces observations sont à rapprocher des observations faites par microscopie optique sur une coupe transversale de la soudure GAP-0,7, qui montrait des joints de grains dans le noyau près de la surface inférieure préférentiellement attaqués par le réactif utilisé (cf. chapitre 3). Ainsi, on pourrait supposer que certains joints de grains du noyau proches de la surface inférieure des soudures GAP-0,7 seraient fragilisés par rapport aux joints de grains des soudures saines, bien que cela ne semble pas induire une baisse significative des propriétés macroscopiques en traction des soudures.

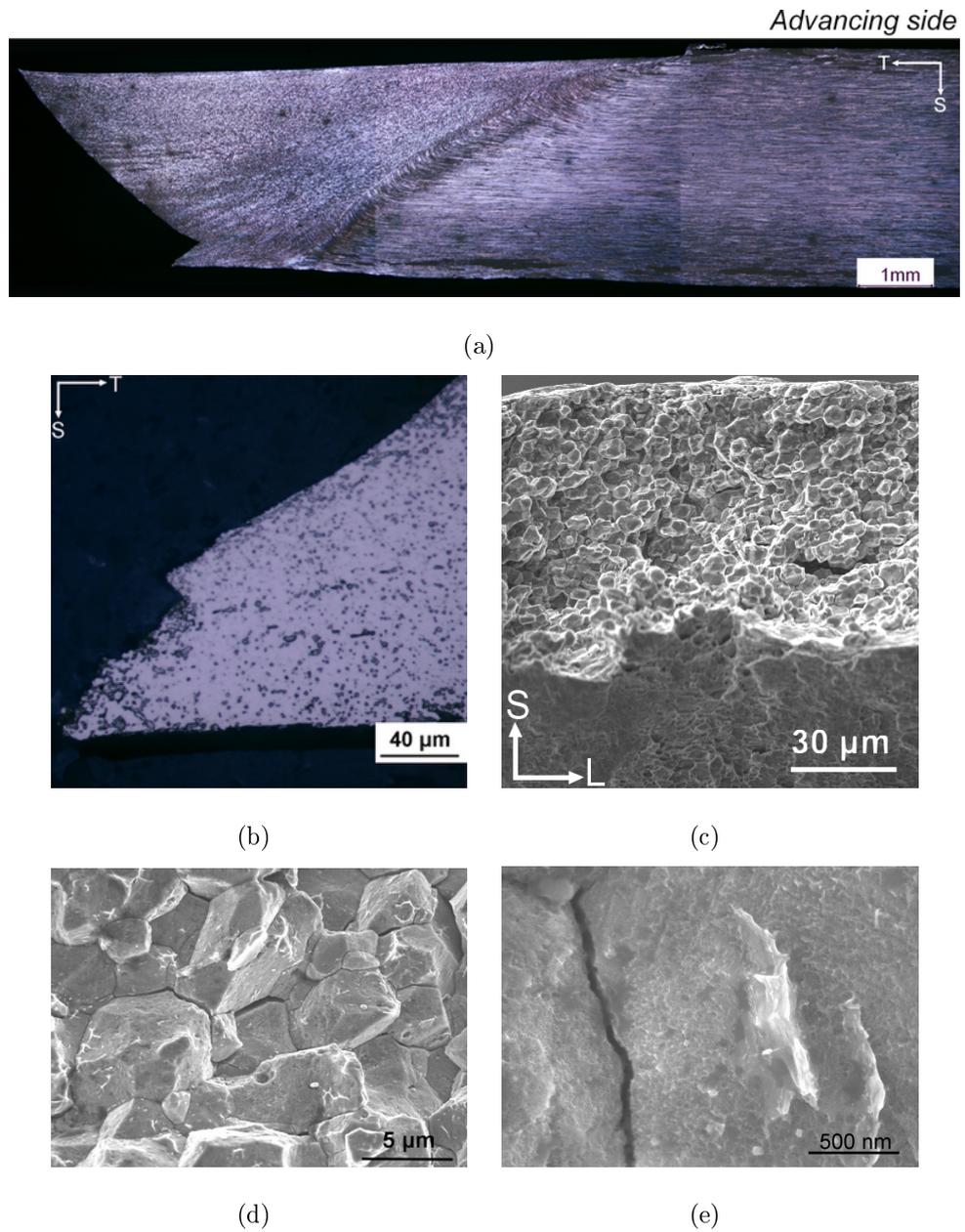


Figure 4.14 – Cas de rupture en traction d’une soudure GAP-0,7 : (a)(b) observation par microscopie optique d’une coupe transversale à faible et fort grandissement, (c)(d)(e) observation par MEB des zones de rupture intergranulaire à différents grandissements

## 4.2 Essais spécifiques dédiés au comportement plastique du noyau soudé

Afin de réaliser la simulation du comportement en traction des soudures et d'avoir tous les outils nécessaires pour le faire, des essais supplémentaires ont été menés pour déterminer le comportement du noyau soudé :

- des essais de traction sur éprouvettes lisses prélevées uniquement dans le noyau et sollicitées parallèlement à la soudure (sens L). Ces essais permettent de caractériser l'anisotropie du noyau soudé et surtout de ne solliciter que le noyau.
- des essais de traction sur éprouvettes entaillées dans le noyau soudé et sollicitées suivant le sens travers long (sens T). Ces essais permettent de rendre compte de l'effet de la triaxialité sur le comportement plastique et l'endommagement du noyau soudé.

### 4.2.1 Essais de traction parallèlement à la soudure

Deux essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées uniquement dans le noyau soudé suivant le sens de la soudure (sens L) : le premier dans une soudure saine et le second dans une soudure contenant un JLR. Ces essais vont permettre d'identifier uniquement le comportement du noyau soudé. Cependant, le sens de sollicitation est ici différent (sens L) de celui dans lequel le noyau soudé est sollicité lors des essais de traction sur la soudure entière (sens T).

La courbe de traction du noyau soudé prélevé dans une soudure saine est donnée sur la figure 4.15. La courbe pour le noyau prélevé dans une soudure contenant un JLR est très proche (moins de 2% d'écart) de celle du noyau prélevé dans une soudure saine et n'est donc pas représentée pour plus de clarté. Sur cette figure sont aussi représentées les courbes de traction d'une soudure saine et du noyau soudé issue du traitement des données obtenues par corrélation d'images sur un essai de traction d'une soudure (la démarche suivie pour l'obtenir est présentée plus tard dans le chapitre). On constate ainsi que la courbe de traction du noyau soudé sollicité parallèlement à la soudure est en-dessous

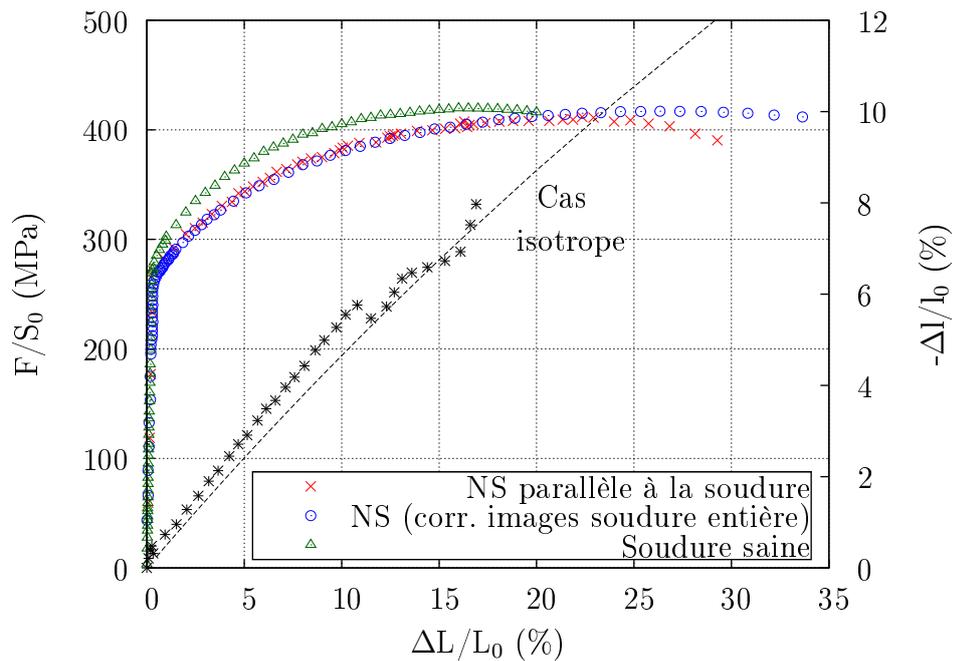


Figure 4.15 – Courbes de traction du noyau soudé sollicité parallèlement à la soudure, d’une soudure saine et du noyau soudé sollicité perpendiculairement à la soudure

de celle obtenue à partir d’une soudure saine mais se situe dans le faisceau des courbes obtenues pour ces soudures. Il est, de plus, très proche de celui identifié lors d’un essai sur une soudure complète. Ceci peut suggérer qu’il n’y a pas ou très peu d’effet de structure sur le comportement du noyau. Sur la figure 4.15 est également représentée l’évolution de la réduction de largeur de l’éprouvette en fonction de la déformation longitudinale afin de caractériser l’anisotropie du noyau soudé sollicité suivant le sens L. La pente de cette droite est très proche du cas isotrope : le coefficient de Lankford est d’environ 1,1. Au vu de ces résultats, le noyau soudé pourra donc être considéré comme isotrope en contrainte et en déformations pour la modélisation du comportement plastique de la soudure et le comportement du noyau identifié par ces essais pourra être utilisé directement pour la simulation du comportement en traction de la soudure. Les propriétés en traction identifiées pour le noyau soudé d’une soudure saine et d’une soudure contenant un JLR, lors de ces essais sont données dans le tableau 4.3.

	$R_{p0,2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$A_{hom}$ (%)	$r$
Noyau soudé	283-286	412-415	16-16,5	1,1

Tableau 4.3 – Propriétés en traction du noyau prélevé dans une soudure saine et une soudure contenant un JLR et sollicité parallèlement à la soudure

#### 4.2.2 Essais de traction sur éprouvettes entaillées dans le noyau

Les éprouvettes entaillées dans le noyau et sollicitées suivant le sens T, ont un rayon d'entaille suffisamment faible ( $R=0,5$  mm) afin de localiser la déformation plastique au maximum dans le noyau soudé. Ceci permet de caractériser l'effet de la triaxialité uniquement sur le noyau soudé. La figure 4.16 donne d'une part la courbe de traction des éprouvettes lisses des soudures saines et d'autre part la courbe pour les éprouvettes entaillées. Cette courbe est représentée en fonction de la contrainte nette ( $F/S_0$ ) et de l'ouverture de l'entaille. La contrainte maximale atteinte est supérieure dans le cas des éprouvettes entaillées du fait du renforcement par effet d'entaille.

Le faciès de rupture de ces éprouvettes a été observé au MEB et a montré de la rupture ductile par croissance de cavités. Les cavités sont bien plus marquées que dans le cas de la traction sur éprouvettes lisses du fait de l'effet de la triaxialité (figure 4.17).

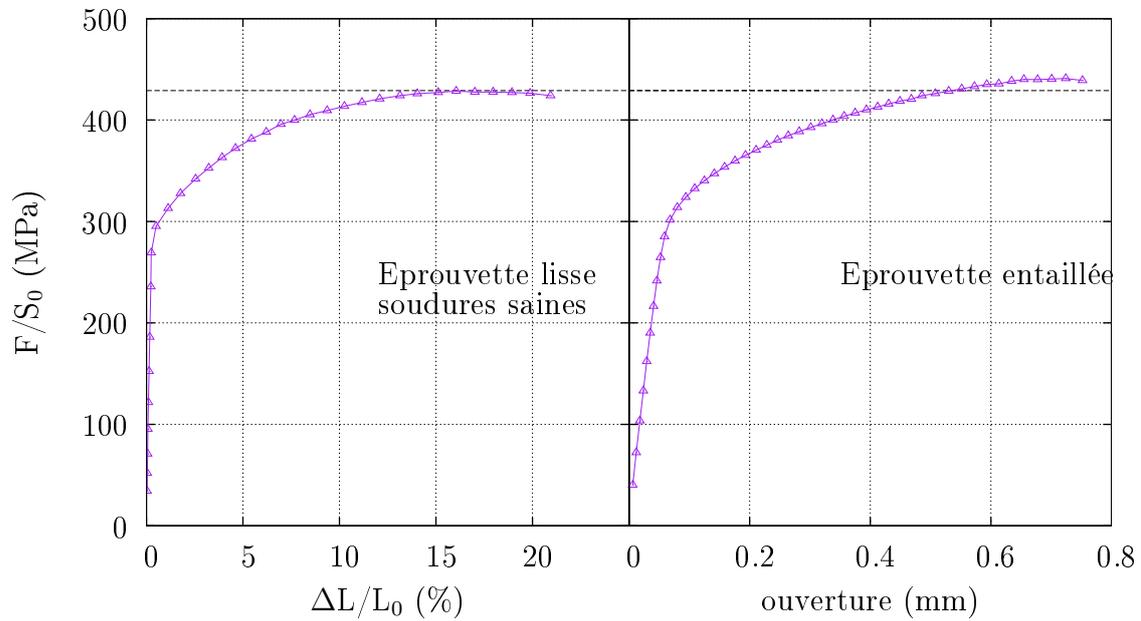


Figure 4.16 – A gauche : Courbe de traction des éprouvettes lisses prélevées dans des soudures saines. A droite : Courbe de traction des éprouvettes entaillées dans le noyau ( $R=0,5$  mm) représentant la force nette ( $F/S_0$ ) en fonction de l'ouverture de l'entaille (crack mouth opening displacement - CMOD)

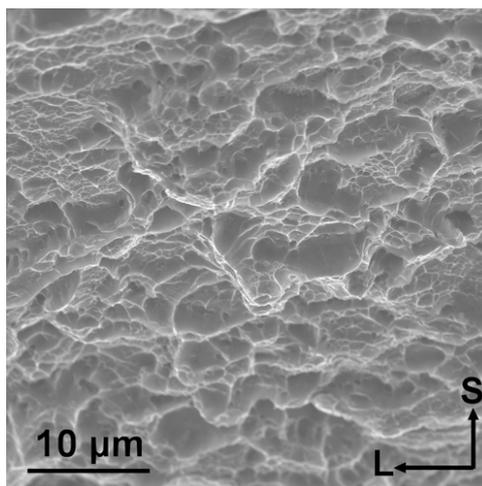


Figure 4.17 – Observation par MEB du faciès de rupture au centre d'une éprouvette entaillée ( $R=0,5$  mm) dans le noyau d'une soudure saine

## 4.3 Simulation du comportement en traction monotone des soudures saines

### 4.3.1 Objectifs et démarche

L'objectif du travail de modélisation par éléments finis est de reproduire le comportement en traction monotone des soudures saines sollicitées transversalement, d'un point de vue macroscopique, en essayant de reproduire la courbe de traction globale de la soudure, mais également d'un point de vue local, en essayant d'obtenir la même distribution de déformation que celle observée par corrélation d'images sur la tranche de l'éprouvette de traction et présentée sur la figure 4.8(a). De cette manière, la distribution de la déformation lors du premier cycle de fatigue pourra être prédite (puisque les soudures seront sollicitées la plupart du temps au-dessus de leur limite d'élasticité). Identifier le comportement des différentes zones de la soudure pourrait également servir dans une optique de mise en forme des tôles une fois soudées.

Pour atteindre cet objectif la démarche a été la suivante :

- identifier le nombre de zones au comportement différent à considérer dans la modélisation du comportement de la soudure via les observations faites par corrélation d'images lors d'un essai de traction monotone,
- extraire les courbes contraintes-déformations nominales des différentes zones de la soudure identifiées, via les mesures de champs de déformation obtenues à partir de la corrélation d'images,
- identifier et optimiser les paramètres de la loi d'écrouissage de chacune des zones de la soudure au travers d'un calcul en 3D sur la soudure entière,
- vérifier la bonne reproduction de la distribution de la déformation le long de la soudure.

Cette démarche a déjà été suivie pour déterminer le comportement en traction d'une soudure FSW, notamment par Nielsen et coll. [132] et a déjà montré son efficacité (cf. chapitre 1).

## 4.3.2 Identification du comportement des zones de la soudure

### 4.3.2.1 Détermination du nombre de zones à considérer

Afin de déterminer le nombre de zones au comportement différent à considérer pour la modélisation du comportement d'une soudure saine, les essais de traction suivis par corrélation d'images ont été utilisés. D'après la figure 4.18, correspondant au champ de déformation dans le sens de sollicitation à environ 15% de déformation macroscopique sur une base de mesure de 14 mm, six zones au comportement différent peuvent être identifiées. Bien entendu ce découpage est dépendant du nombre de contours utilisé pour représenter le champ de déformation. Les six zones choisies sont ici : le noyau soudé, la ZATM côté retreating side, la ZATM côté advancing side et trois ZAT. En dehors de la distinction faite entre la ZATM du côté advancing side et la ZATM du côté retreating side, la soudure est considérée comme symétrique et l'identification du comportement des ZAT a été réalisée du côté advancing side (ceci permet de diminuer le nombre de paramètres à identifier et donc le temps de calcul, bien que cette hypothèse soit un peu forte au vu des champs de déformation). La largeur du champ d'observation n'est pas suffisante pour pouvoir observer le comportement du matériau de base. Une fois ces zones identifiées, la courbe contrainte-déformation axiale nominale de chacune des zones a été reconstruite à partir du calcul des déformations locales déterminées via les champs de déplacements obtenus par corrélation d'images et en faisant l'hypothèse que la contrainte est uniforme pour toutes les zones de la soudure [127,131], donc en négligeant, dans un premier temps, tout effet de structure dans le comportement en traction des différentes zones du joint soudé.

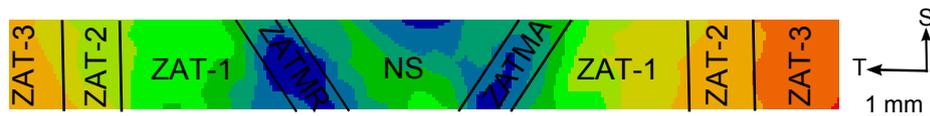


Figure 4.18 – Champ de déformation axiale nominale (pour une déformation nominale de 12% sur une base de mesure de 14 mm) obtenu par corrélation d'images sur la tranche d'une éprouvette de soudure saine lors d'un essai de traction et montrant le découpage utilisé pour l'identification des différents matériaux constitutifs de la soudure

### 4.3.2.2 Identification et simulation

La loi de comportement utilisée pour décrire le comportement plastique du matériau est une loi d'écrouissage isotrope non linéaire ( $p$  : déformation plastique cumulée) [156] :

$$R(p) = R_0 + Q (1 - e^{-bp}) \quad (4.3)$$

Le critère de plasticité utilisé est un critère de von Mises, qui fait implicitement l'hypothèse d'un comportement isotrope de chacune des zones. L'identification et l'optimisation des paramètres de la loi d'écrouissage pour chacune des zones de la soudure sont réalisées sur un maillage en 3D dont la section correspond à celle des éprouvettes de traction utilisées (3 mm×12 mm) et dont le découpage correspond à celui identifié par la corrélation d'images (figure 4.19). Le maillage a été réalisé avec des éléments linéaires quadrangulaires à intégration réduite de type c3d8. Afin que les conditions aux limites permettent de s'approcher des conditions expérimentales, un bloc de matériau de base a été ajouté à chaque extrémité de la soudure. Le matériau de base se trouve ainsi à 7 mm du centre de la soudure. Or d'après le profil de dureté présenté dans le chapitre 3, le matériau de base ne se situe qu'à environ 10 mm du centre de la soudure. Cette hypothèse va donc avoir tendance à rigidifier la soudure. Afin de réduire le temps de calcul, une condition de symétrie a été appliquée en  $L=0$  (de cette manière la largeur de la partie maillée de l'éprouvette n'est plus que de 6 mm au lieu de 12 mm). Les conditions aux limites appliquées sont les suivantes :

$$\text{à } T = 12 \text{ mm} : U_T = \dot{U}_T \times \Delta t$$

$$\text{à } T = -12 \text{ mm} : U_T = 0$$

$$\text{à } T = -12 \text{ mm}, L = 0 \text{ mm}, S = 0 \text{ mm} : U_S = 0$$

$$\text{à } L = 0 \text{ mm}, U_L = 0$$

Etant donné que le comportement du métal de base n'a pas pu être observé lors de l'essai de traction sur soudure saine, l'identification des paramètres de la loi d'écrouissage de ce matériau a été réalisée sur un élément de volume à partir de la courbe de traction du métal de base sollicité dans le sens T (figure 4.1), en utilisant un critère de von Mises (ce

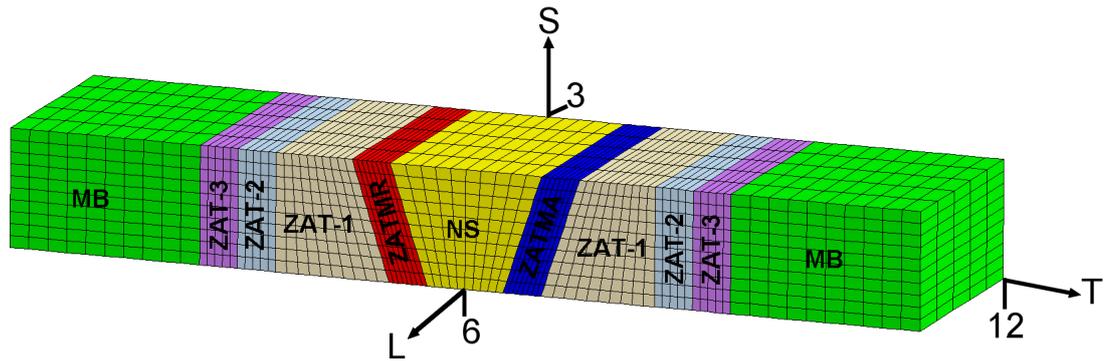


Figure 4.19 – Maillage 3D de la demi-soudure constituée de trois ZAT, deux ZATM et un noyau soudé et à laquelle est ajouté deux blocs de métal de base à chaque extrémité (dimensions en mm)

qui est une hypothèse relativement forte étant donnée l'anisotropie du matériau). L'identification des paramètres de la loi d'écrouissage du noyau soudé a également été réalisée sur un élément de volume à partir de la courbe de traction obtenue sur le noyau sollicité parallèlement à la soudure en faisant l'hypothèse (discutée précédemment) que celle-ci est similaire à celle du noyau soudé au sein de la structure et sollicité transversalement à la soudure. Ceci permet de réduire le nombre de paramètres à identifier sur la soudure entière.

L'optimisation des paramètres des zones de la soudure a ensuite été effectuée à partir du maillage présenté sur la figure 4.19. L'optimisation est effectuée avec une méthode du simplex. Les valeurs des paramètres obtenues après identification sont données dans le tableau 4.4.

### 4.3.3 Comparaison des résultats expérimentaux et des résultats issus de la simulation

A partir des valeurs obtenues par l'optimisation, la simulation du comportement en traction d'une soudure saine sollicitée transversalement à l'axe de la soudure a été réalisée avec le maillage de la figure 4.19. La figure 4.20 permet de comparer les réponses obtenues expérimentalement et par la simulation de la soudure à l'essai de traction. Dans les deux cas la base de mesure est de 14 mm centrée par rapport à la soudure. La contrainte

Matériau	E (GPa)	$\nu$	R <sub>0</sub> (MPa)	Q (MPa)	b
Noyau soudé	74	0,3	281	272	8,9
ZATM-R	74	0,3	243	600	1,2
ZATM-A	74	0,3	270	385	1,8
ZAT-1	74	0,3	275	270	19,5
ZAT-2	74	0,3	280	320	37,6
ZAT-3	74	0,3	310	230	65,3
MB-T	74	0,3	463	128	18,0

Tableau 4.4 – Paramètres identifiés pour le comportement plastique des différentes zones de la soudure (E et  $\nu$  sont fixés)

nominale déterminée par la simulation correspond à la force relevée sur la face en T=12 mm divisée par la section initiale de la soudure. On constate un bon accord des courbes environ jusqu'à 11% de déformation. Au delà, la courbe simulée décroît, indiquant une striction prématurée par rapport à la courbe expérimentale.

Les courbes d'érouissage de chacune des zones de la soudure obtenues par la simulation ont été comparées à celles obtenues expérimentalement (figure 4.21). La contrainte nominale est calculée de la même manière que précédemment et les déformations nominales déterminées expérimentalement et par la simulation, correspondent aux déformations relevées à mi-épaisseur (S=1,5 mm) sur la surface libre (L=6 mm). Un bon accord est obtenu pour le noyau soudé et les deux ZATM. En revanche, dans le cas des ZAT, une chute de la contrainte est prédite par la simulation au-delà de 400 MPa, de même que dans le noyau, ce qui présage d'une localisation dans les ZATM.

Enfin, la distribution de la déformation dans le sens de sollicitation en fonction de la distance au centre de la soudure a été tracée pour différents niveaux de contrainte (300, 330, 360 et 380 MPa) afin de vérifier la bonne localisation de la déformation tout au long de l'essai. Pour cela, les déformations ont été calculées expérimentalement et par la simulation à mi-épaisseur de la soudure (S=1,5 mm) sur la surface libre (L=6 mm). Les déformations sont des déformations nominales calculées pour la simulation, entre deux noeuds successifs du maillage (soit une base de mesure de 200 à 300  $\mu\text{m}$ ) et expérimentalement, à la distance

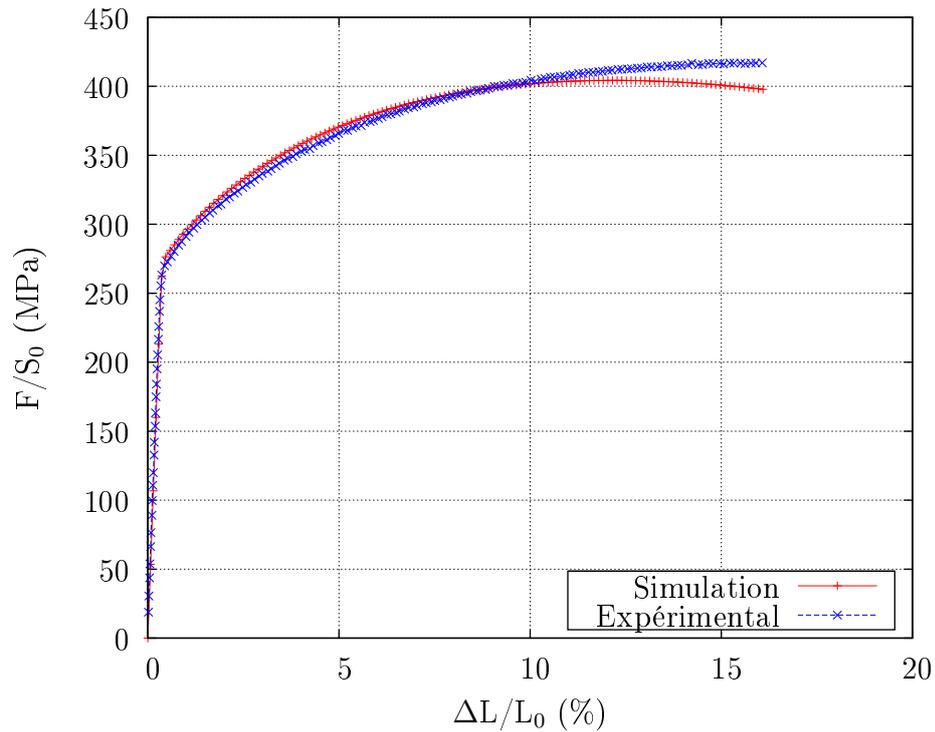


Figure 4.20 – Comparaison des courbes de traction globales obtenues expérimentalement et par simulation lors d'un essai de traction transverse à la soudure ( $L_0=14$  mm)

entre deux centres d'images utilisées pour la corrélation d'images (soit une base de mesure d'environ  $300 \mu\text{m}$ ).

Jusqu'à une contrainte de 360 MPa, l'accord est satisfaisant (figure 4.22) puisque l'allure globale de la distribution de la déformation est respectée. La simulation permet de retrouver les bons niveaux de déformation dans les ZATM et le noyau soudé. Au-delà de 360 MPa, une localisation trop importante dans les ZATM est observée. En revanche, l'accord est moins satisfaisant dans les ZAT, notamment du côté retreating side. Ceci provient du fait que le comportement des ZAT a été identifié du côté advancing side en faisant l'hypothèse que le comportement des ZAT était le même du côté retreating side. Pour une meilleure reproduction des résultats expérimentaux, il aurait également fallu identifier le comportement des ZAT du côté retreating side.

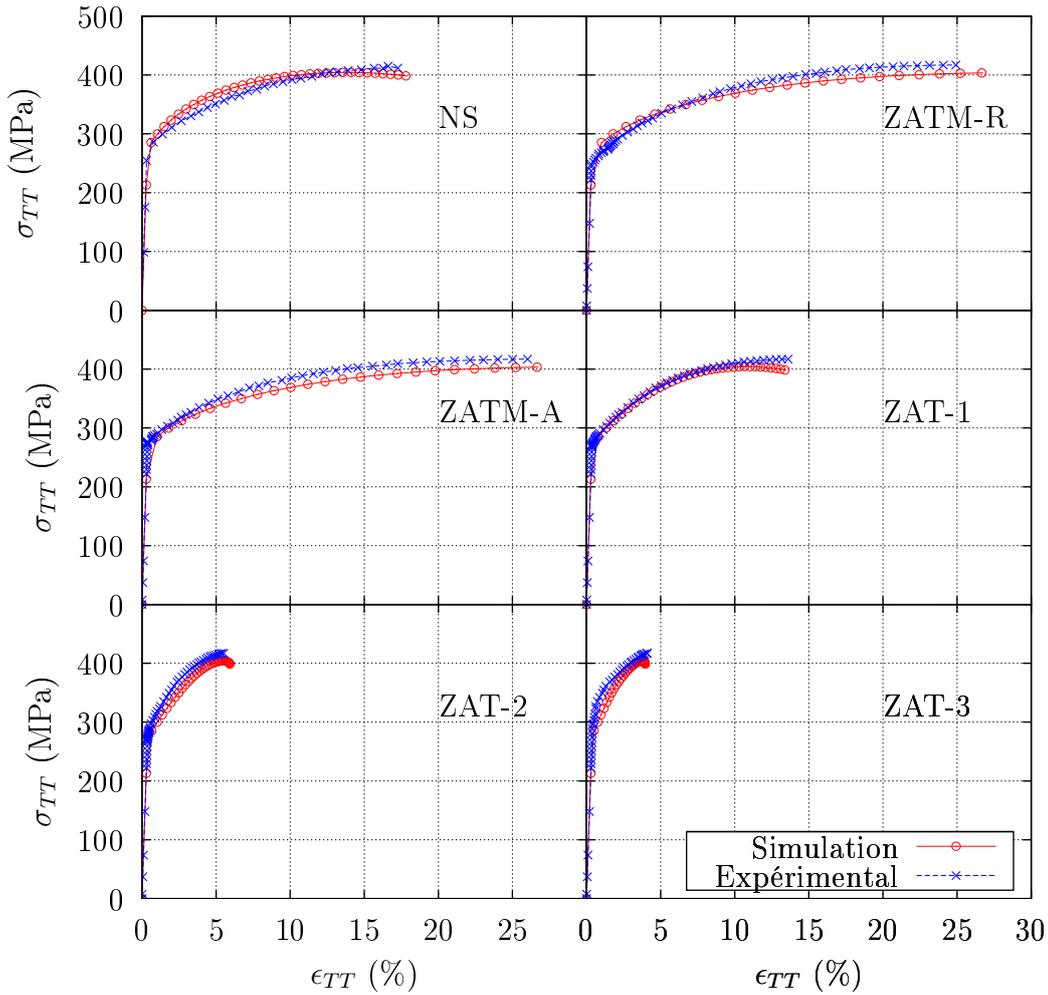


Figure 4.21 – Comparaison des courbes de traction locales obtenues expérimentalement et par simulation pour chacune des zones de la soudure lors d'un essai de traction transverse à la soudure (les contraintes et les déformations sont nominales)

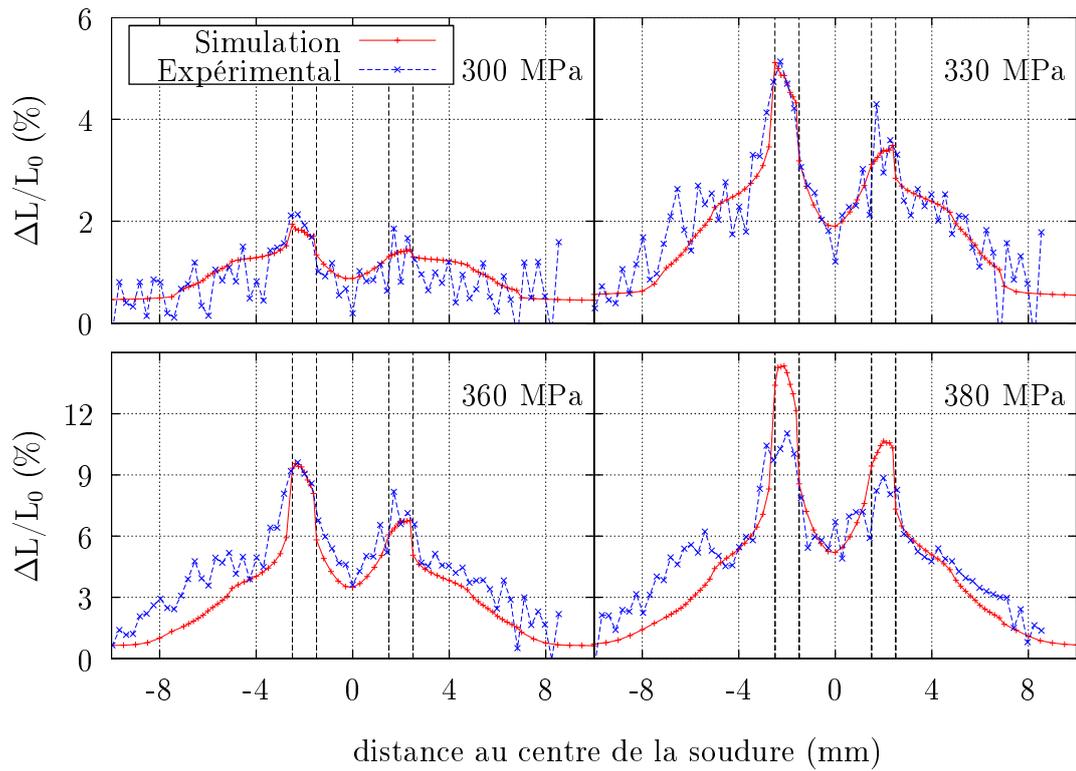


Figure 4.22 – Comparaison de la répartition de la déformation dans le sens de sollicitation entre le résultat expérimental et la simulation à différents niveaux de contrainte macroscopique (la retreating side se situe sur la gauche de la figure et les lignes en pointillées délimitent les ZATM)

### 4.3.4 Calcul de la triaxialité

Les résultats ont montré que la simulation permettait de reproduire de manière satisfaisante le comportement en traction d'une soudure saine sollicitée transversalement. On peut extraire de cette simulation les valeurs de triaxialité des contraintes. La figure 4.23 permet d'observer l'intensité de la triaxialité des contraintes dans la soudure au moment où la résistance à la traction est atteinte pour la simulation. La surface en avant de la figure correspond à la surface située à  $L=0$  (plan de symétrie du maillage), c'est à dire à mi-largeur là où la triaxialité est la plus importante. Les ZATM, qui sont les zones autour desquelles la déformation est la plus importante et le long desquelles la rupture se produit, sont ainsi les zones où la triaxialité est la plus importante (supérieure à  $2/3$  localement). Cette forte triaxialité va donc contribuer à l'endommagement des ZATM. La figure 4.24 montre l'évolution du taux de triaxialité pour un noeud du maillage situé dans la ZATM côté retreating side (repéré par une croix sur la figure 4.23) en fonction de la déformation plastique cumulée de ce noeud. Après 5% de déformation plastique cumulée, la triaxialité a quasiment atteint son plus haut niveau et décroît ensuite.

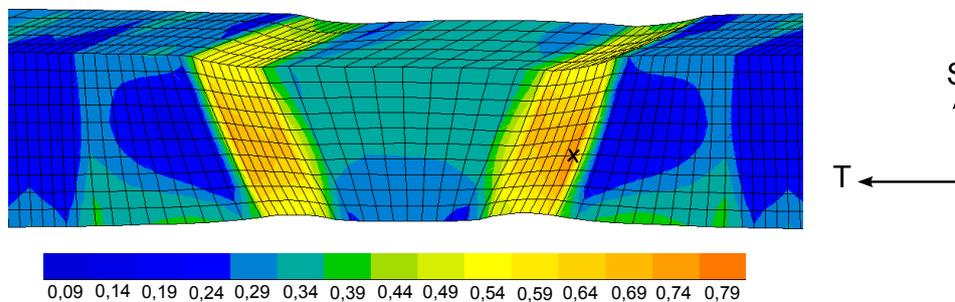


Figure 4.23 – Triaxialité des contraintes obtenue pour la contrainte nominale maximale. La surface en avant de la figure est située à  $L=0$ , c'est à dire à mi-largeur de l'éprouvette. Le côté retreating side se situe à droite de l'image

### 4.3.5 Comparaison des simulations en 3D et en 2D

La simulation de l'essai de traction sur soudure saine a également été effectuée en 2D sous les hypothèses soit de contraintes planes soit de déformations planes. La figure 4.25

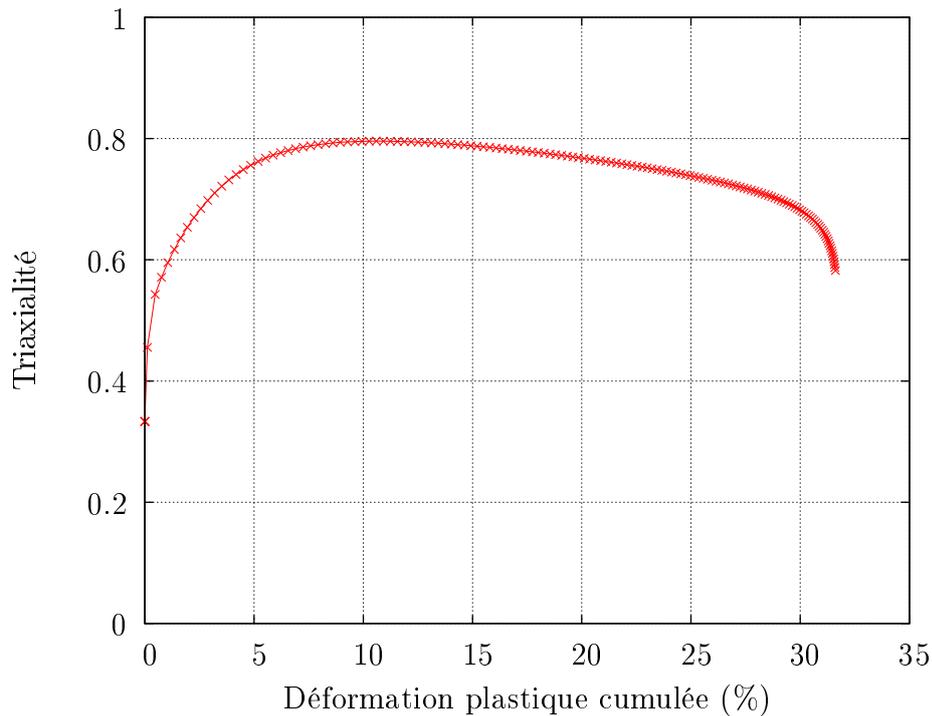


Figure 4.24 – Evolution de la triaxialité des contraintes en fonction de la déformation plastique cumulée pour un noeud situé dans la ZATM côté retreating side

montre la réponse globale de la soudure en termes de contrainte nominale et déformation nominale (avec une base de mesure de 14 mm centrée par rapport au noyau soudé). Les simulations en 2D encadrent celle en 3D. Alors que l'hypothèse des déformations planes surestime la réponse, l'hypothèse des contraintes planes la sous-estime. L'une de ces deux hypothèses ne permet donc pas de retrouver le résultat expérimental.

### 4.3.6 Vérification de l'hypothèse d'iso-contrainte

Afin de vérifier l'hypothèse d'iso-contrainte qui a servi à établir les lois de comportement des zones de la soudure, la distribution des contraintes  $\sigma_{TT}$  sur la face T-S est donnée sur la figure 4.26 pour la contrainte nominale maximale. On s'aperçoit que la contrainte axiale n'est pas uniforme dans les différentes zones de la soudure. Cette hypothèse n'est donc pas vérifiée mais a permis ici d'estimer le comportement plastique des zones de la soudure de façon satisfaisante.

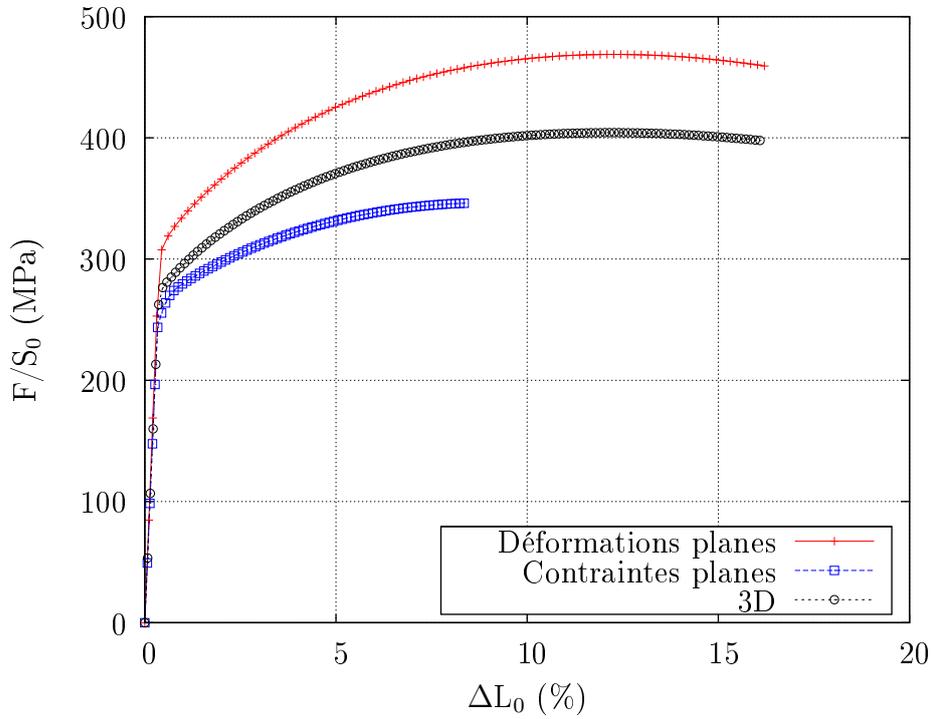


Figure 4.25 – Comparaison des courbes de traction globales sur soudure saine obtenues par simulation 3D et simulation 2D (déformations planes et contraintes planes)

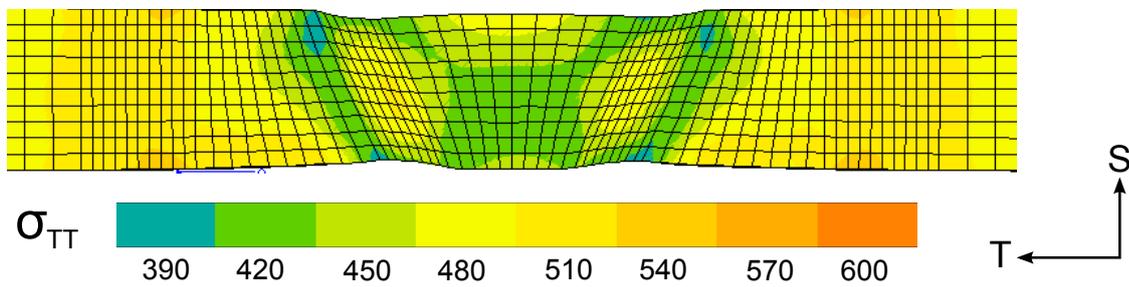


Figure 4.26 – Contraintes  $\sigma_{TT}$  obtenues sur la tranche de l'éprouvette pour la contrainte nominale maximale

### 4.3.7 Simulation de l'essai de traction sur éprouvette entaillée dans le noyau

Les lois de comportement identifiées via l'essai de traction suivi par corrélation d'images ont été utilisées afin de reproduire la courbe globale des essais de traction sur les éprouvettes entaillées dans le noyau avec un rayon de 0,5 mm. Le maillage de l'éprouvette est donné sur la figure 4.27 et présente une symétrie autour du plan T-S permettant de ne mailler qu'une moitié d'éprouvette. Le découpage de la soudure est identique à celui présenté sur la figure 4.18. Des éléments triangulaires de type c3d4 ont été utilisés. Autour de l'entaille, la taille de maille est d'environ 50  $\mu\text{m}$ . Les conditions aux limites appliquées sont les suivantes :

$$\text{à } T = 20 \text{ mm} : U_T = \dot{U}_T \times \Delta t$$

$$\text{à } T = 0 \text{ mm} : U_T = 0$$

$$\text{à } T = 0 \text{ mm}, L = 0 \text{ mm}, S = 0 \text{ mm} : U_S = 0$$

$$\text{à } L = 0 \text{ mm}, U_L = 0$$

Le calcul par éléments finis a été fait en utilisant un critère de von Mises. La figure 4.28 permet de comparer les courbes donnant l'ouverture de l'entaille en fonction de la force normalisée obtenue expérimentalement et par la simulation. Un très bon accord est observé entre les deux courbes jusqu'à une ouverture d'entaille d'environ 0,6 mm, ce qui est souhaitable puisque le faible rayon d'entaille choisi permet de localiser la déformation principalement dans le noyau. Ceci confirme que le comportement mécanique du noyau est effectivement isotrope.

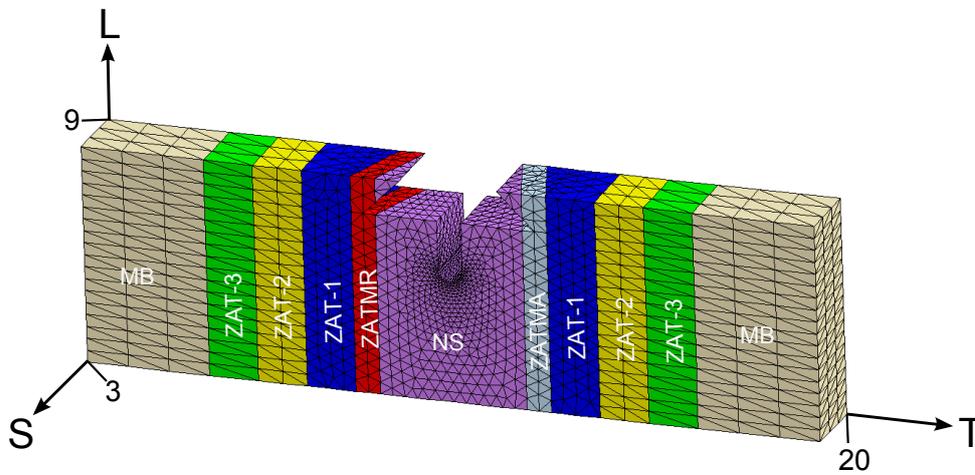


Figure 4.27 – Maillage de l'éprouvette entaillée dans le noyau avec un rayon d'entaille de 0,5 mm (dimensions en mm)

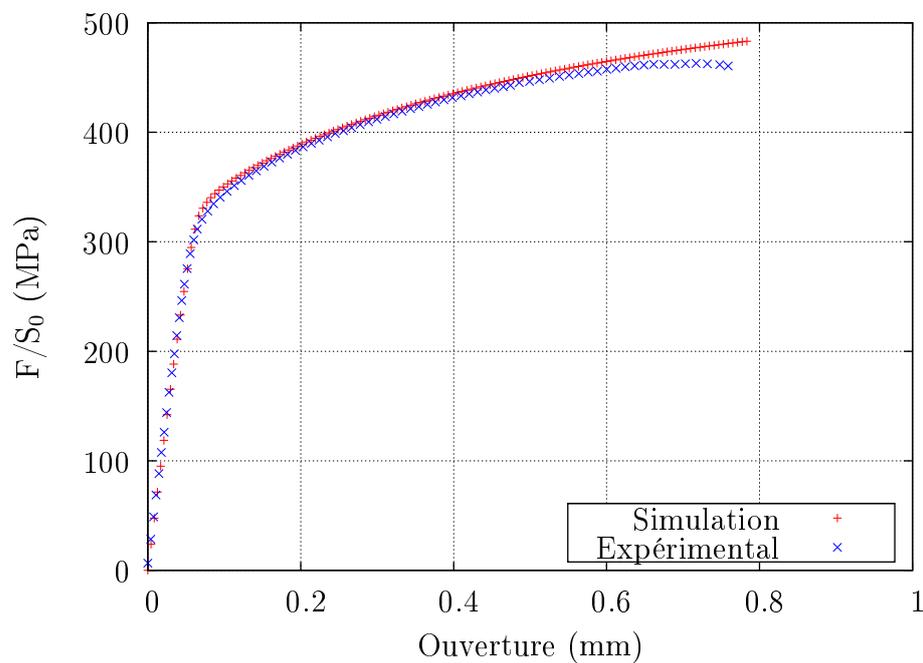


Figure 4.28 – Comparaison des courbes de traction obtenues expérimentalement et par la simulation sur une éprouvette entaillée dans le noyau soudé avec un rayon d'entaille de 0,5 mm

## 4.4 Conclusions

L'étude du comportement plastique des soudures au travers d'essais de traction a montré que le procédé de soudage engendrait une diminution significative des propriétés en traction du matériau de base avec une réduction de l'ordre de 40% de la limite d'élasticité et de 20% de la résistance à la traction. Durant l'essai de traction, une localisation de la déformation autour des ZATM, majoritairement du côté retreating side, est observée et conduit à la rupture de l'éprouvette le long de cette zone.

Le JLR n'affecte en rien les propriétés en traction et la rupture des soudures. En revanche, dans le cas de soudures contenant un kissing bond, le défaut constitue le site d'amorçage de la rupture, bien qu'aucune baisse significative des propriétés en traction des soudures n'ait été mesurée. Les observations des faciès de rupture et les essais de traction *in situ* dans un MEB ont montré qu'il était nécessaire d'appliquer une contrainte supérieure à environ 280 MPa pour qu'une fissure ductile débouchante en surface soit créée le long du défaut. Le kissing bond est donc potentiellement dangereux pour le comportement en fatigue des soudures puisqu'il conduit à l'amorçage d'une fissure en surface pour des niveaux de contrainte auxquels la soudure sera sollicitée dans le chapitre suivant.

L'influence du défaut d'accostage dépend de sa largeur. Le défaut d'accostage de 0,3 mm (GAP-0,3) conduit à une légère baisse de la résistance à la traction des soudures mais n'a aucune influence sur la rupture des éprouvettes, puisque celle-ci a lieu à partir de la ZATM là où l'on observe une localisation de la déformation. En revanche, le défaut d'accostage de 0,7 mm (GAP-0,7) conduit à une rupture s'amorçant en pied de noyau de façon intergranulaire sur une profondeur de quelques dizaines de microns. Les propriétés en traction de ces soudures présentent également une légère baisse par rapport à celles des soudures saines (<10%). Le défaut d'accostage de 0,7 mm pourrait donc être nocif en fatigue puisqu'il a révélé la présence d'une zone faible conduisant à une rupture intergranulaire en surface.

Les essais de traction réalisés sur le noyau soudé ont montré que le noyau présentait un comportement isotrope en contraintes et en déformations.

La simulation 3D du comportement en traction des soudures a été réalisée par identification du comportement des différentes zones de la soudure à partir des données issues de la corrélation d'images et des essais sur noyau soudé. Cette simulation a permis de reproduire la courbe de traction macroscopique des soudures et la distribution des déformations le long de la soudure de façon satisfaisante (pour des contraintes inférieures à 380 MPa). Les lois de comportement identifiées ont de plus permis de simuler un essai de traction sur une éprouvette entaillée dans le noyau ( $R=0,5$  mm), bien que dans ce cas, ce soit essentiellement la loi de comportement du noyau soudé qui gouverne la réponse globale de la soudure.

## Sommaire

- 5.1 Comportement en fatigue du métal de base
- 5.2 Comportement en fatigue des soudures saines
- 5.3 Comportement en fatigue des soudures contenant un JLR
- 5.4 Comportement en fatigue des soudures contenant un KB
- 5.5 Comportement en fatigue des soudures GAP
- 5.6 Résistance résiduelle des soudures
- 5.7 Rupture finale en fatigue
- 5.8 Discussion

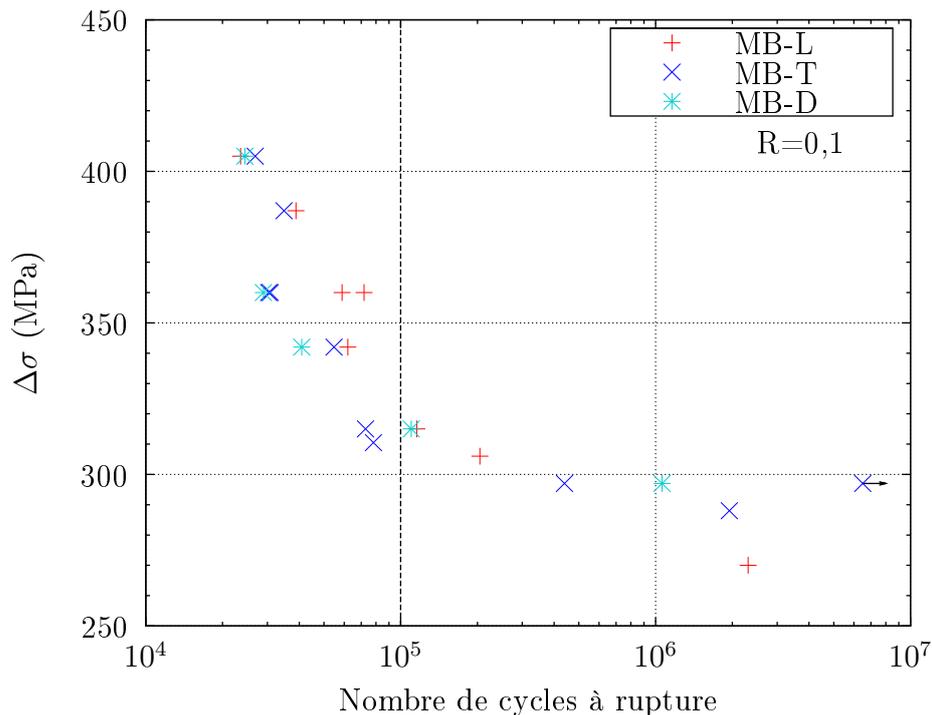
## Chapitre 5

### Comportement en fatigue des soudures

*Ce chapitre est consacré à la tenue en fatigue du matériau de base (2198-T8), des soudures saines, des soudures contenant un JLR, un kissing bond et des soudures GAP. Pour cela, les courbes de Wöhler de chaque type de soudure ont été déterminées pour un rapport de charge  $R=0,1$ . L'influence de chaque défaut sur la tenue en fatigue a pu être quantifiée. Les mécanismes d'amorçage de fissures de fatigue ont ensuite été étudiés via les observations des faciès de rupture afin de déterminer de quelle manière chaque défaut influe sur ces mécanismes. Les courbes de Wöhler ne permettant pas de distinguer les contributions respectives de l'amorçage, de la propagation et de la rupture finale au comportement en fatigue, des essais de résistance résiduelle et des essais de déchirure ductile ont été menés. Les essais de résistance résiduelle ont notamment permis de déterminer de façon qualitative le nombre de cycles à l'amorçage des différentes soudures, alors que les essais de déchirure ductile ont permis de quantifier les différences de ténacité et donc de comportement face à la rupture brutale lors d'un essai de fatigue. Les courbes de Wöhler ont été déterminées pour des durées de vie autour de  $10^5$  cycles.*

## 5.1 Comportement en fatigue du métal de base

L'alliage 2198-T8 a été sollicité suivant les directions L, T et D. Les essais ont été menés afin de déterminer le niveau de contrainte atteint pour une durée de vie de l'ordre de  $10^5$  cycles. Les courbes de Wöhler obtenues, où est représentée la variation de contrainte ( $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$ ) en fonction de la durée de vie à rupture, sont données par la figure 5.1.



entre  $2.10^4$  et  $2.10^6$  cycles. Bien que les essais de traction monotone aient montré une anisotropie du comportement entre les sens L et T par rapport au sens D (de l'ordre de 20% sur la limite d'élasticité, beaucoup plus élevée, il est vrai, que la contrainte maximale utilisée ici), celle-ci n'a pas d'influence sur le comportement en fatigue dans les conditions testées.

Cavaliere et coll. [30] ont étudié l'anisotropie du comportement en fatigue d'un alliage 2198-T851 (5 mm) pour un rapport de charge  $R=0,33$ . La variation de contrainte à  $10^5$  cycles de l'alliage sollicité dans le sens L est d'environ 240 MPa alors qu'elle est de 225 MPa pour l'alliage sollicité dans le sens T (soit une différence de seulement 7%). L'anisotropie du comportement en fatigue de l'alliage est donc faible, d'autant plus que les essais de traction monotone (que les auteurs ont mené sur ce matériau) montraient une anisotropie plus importante puisque la limite d'élasticité dans le sens T était inférieure de 20% à celle dans le sens L. Ces résultats de fatigue sont donc cohérents avec ceux présentés ici.

Quel que soit le sens de sollicitation, l'amorçage a lieu à partir de la surface. Cet amorçage se situe aussi bien au niveau d'un coin de l'éprouvette (malgré le cassage des angles) qu'au niveau d'une des faces. La figure 5.2 montre les faciès de rupture caractéristiques du matériau de base. Les figures 5.2(a) et 5.2(b) montrent les faciès observés lors de la propagation en pseudo stade I. Dans le cas où le matériau est sollicité dans le sens L ou le sens T, deux types de faciès peuvent être observés : un faciès sur lequel on observe des chevrons (figure 5.2(a)) et un autre faciès avec des facettes (figure 5.2(b)). En revanche, dans le cas où le matériau est sollicité dans le sens D, le faciès comporte davantage de facettes que lorsqu'il est sollicité dans les deux autres directions. La figure 5.2(c) est représentative du stade II de la propagation du matériau de base sollicité dans les trois directions et la figure 5.2(d) montre un exemple du délaminage observé lors de la propagation en fatigue. Ce type de rupture est constaté pour les trois directions de sollicitation et est une des caractéristiques des alliages Al-Li [23,45]. Ce phénomène a également été observé par De et coll. [115] dans le cas d'une rupture en fatigue d'un alliage 2098-T8.

La rupture finale des éprouvettes se fait dans tous les cas en biseau dans l'épaisseur.

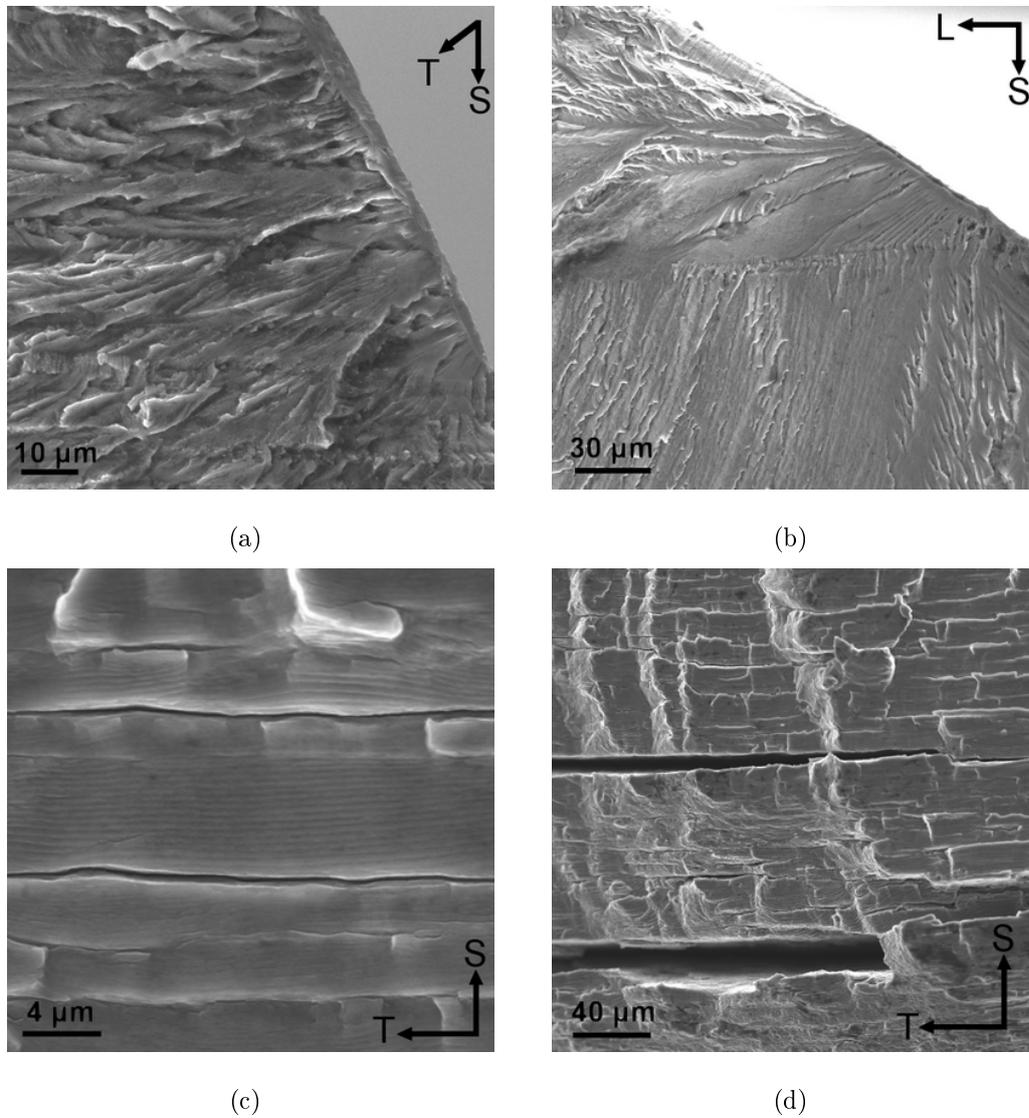


Figure 5.2 – Faciès de rupture par fatigue caractéristiques du matériau de base : stade I de la propagation dans le cas d'une éprouvette sollicitée (a) dans le sens D et (b) dans le sens T (amorçage dans un coin) , (c) stade II de la propagation dans le cas d'une éprouvette sollicitée dans le sens L et (d) délaminage observé sur une éprouvette sollicitée dans le sens L

## 5.2 Comportement en fatigue des soudures saines

La courbe de Wöhler des soudures saines est représentée sur la figure 5.3. La durée de vie des éprouvettes testées va de  $4 \cdot 10^4$  cycles (pour une variation de contrainte de 330 MPa) à  $2 \cdot 10^6$  cycles (pour une variation de contrainte de 235 MPa). La variation de contrainte à  $10^5$  cycles est de l'ordre de 290 MPa (ce qui correspond à une contrainte maximale d'environ 320 MPa). La réduction de la contrainte à  $10^5$  cycles est donc de l'ordre de 8% par rapport au matériau de base sollicité dans le sens T. Cette réduction est relativement faible, comparée à la réduction des propriétés en traction monotone déterminée dans le chapitre 4, puisque la réduction de limite d'élasticité et de résistance à la traction étaient de l'ordre de 40% et 20% respectivement. Pour des durées de vie plus importantes, la différence avec le matériau de base dans le sens T s'accroît. Ainsi, à  $10^6$  cycles, la variation de contrainte est de l'ordre de 240 MPa pour les soudures saines contre 300 MPa pour le matériau de base dans le sens T (soit une différence de 20%).

Cavaliere et coll. [30] ont déterminé les courbes de Wöhler de l'alliage 2198-T851 (5mm) soudé par FSW pour un rapport de charge  $R=0,33$ . Avant d'être testées, les éprouvettes ont été polies. La variation de contrainte à  $10^5$  cycles n'a pas été déterminée mais à 300 000 cycles, la variation de contrainte est de l'ordre de 175 MPa, ce qui représente une réduction de l'ordre de 22%, pour la même durée de vie, par rapport au matériau de base (225 MPa). Or, à 300 000 cycles, d'après la figure 5.3, la différence entre les soudures saines ( $\Delta\sigma=265$  MPa) et le matériau de base sollicité dans le sens T ( $\Delta\sigma=300$  MPa) est de l'ordre de 10%. L'influence du soudage dans l'étude de Cavaliere et coll. [30] est donc plus importante que dans le cas étudié ici. Cette différence plus importante peut être attribuée aux conditions de soudage (vitesses de soudage et de rotation, mode de pilotage...) et à l'état de surface testé.

La figure 5.3 indique également la localisation de l'amorçage en fonction du niveau de contrainte appliqué. Les éprouvettes de soudures saines amorcent aussi bien une fissure de fatigue dans le noyau soudé que dans la ZATM ou la ZAT. Il ne semble pas y avoir d'influence du niveau de contrainte auquel est testée la soudure sur la localisation de l'amorçage. Dans tous les cas l'amorçage a lieu à partir de la surface de l'éprouvette.

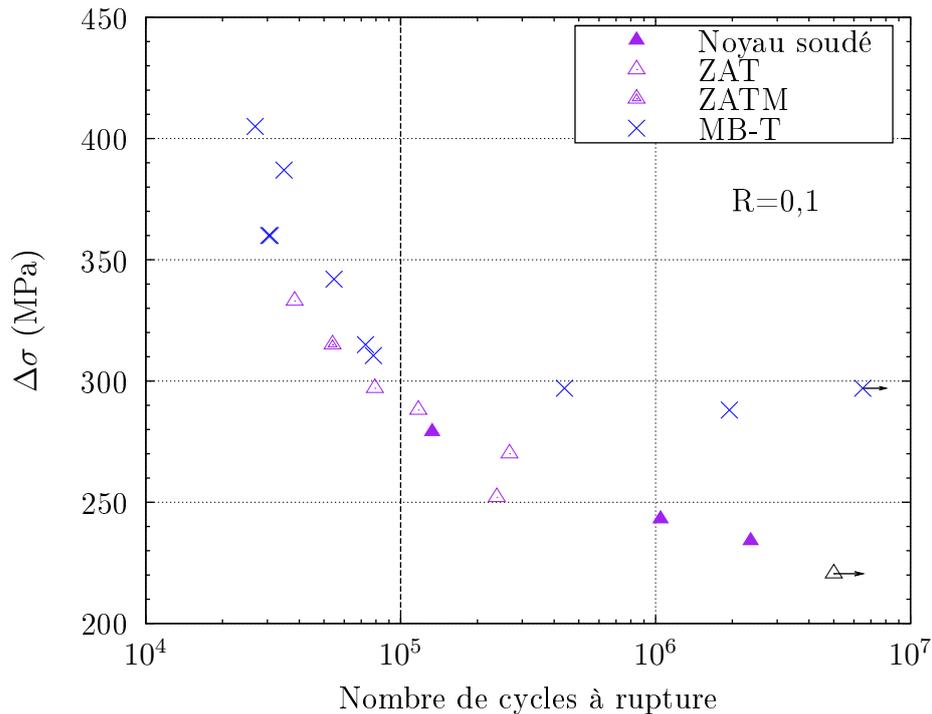


Figure 5.3 – Courbes de Wöhler des soudures saines donnant la localisation de l’amorçage de la fissure de fatigue, comparée à celle du métal de base sollicité dans le sens T

Les figures 5.4, 5.5, 5.6 présentent les faciès de rupture des soudures ayant rompu dans le noyau, la ZATM et la ZAT respectivement. Pour chaque cas, une vue en coupe dans le plan T-S de la soudure ayant rompu (observée par microscopie optique) et la lunule de fatigue (observée par MEB) sont représentées. La vue en coupe dans le plan T-S a été obtenue en coupant l’éprouvette dans le plan T-S au milieu de la lunule de fatigue, c’est-à-dire au niveau de la zone d’amorçage.

Dans le cas de l’éprouvette ayant rompu dans le noyau soudé, l’amorçage a eu lieu en surface à partir de la face supérieure. La figure 5.4(c) montre l’aspect du faciès en pseudo stade I et la figure 5.4(d) l’aspect du faciès en stade II dans le cas d’une rupture dans le noyau soudé. Le stade I apparaît plus tortueux que dans le cas d’une propagation dans le matériau de base. Ceci est notamment attribué par De et coll. [115], dans le cas d’une soudure de l’alliage 2098, à la taille de grains du noyau soudé plus faible que celle du matériau de base. Le stade II de la propagation est également différent de celui observé dans le cas d’une propagation dans le matériau de base (figure 5.4(d)). La rupture finale de l’éprouvette consiste en une rupture ductile par croissance de cavités.

La figure 5.5(a) montre que l'amorçage en ZATM a lieu du côté retreating side. Les grains allongés dans le plan L-T de la ZATM ainsi que les grains plus épais présents en sous surface semblent être révélés par le faciès de rupture (figure 5.5(b)). En effet dans la zone de fatigue, proche de la surface, la fissure ayant conduit à la rupture semble avoir traversé ces grains. Ces grains, bien qu'il soit difficile de statuer de façon définitive, peuvent être responsables de l'amorçage de la fissure de fatigue. Le reste de la rupture par fatigue et la majorité de la rupture finale sont équivalents à ceux observés dans le cas précédent.

Enfin, dans le cas de la soudure ayant amorcé une fissure de fatigue dans la ZAT (figure 5.6(a)), l'amorçage a eu lieu à partir de la face supérieure. Le faciès de rupture révèle une zone de matage au bord de l'éprouvette (figure 5.6(b)) sous laquelle l'amorçage semble avoir eu lieu (figure 5.6(c)). Le reste du faciès est équivalent à celui observé dans le cas du matériau de base.

Comme nous l'avons vu précédemment, la contrainte maximale pour une durée de vie de  $10^5$  cycles est d'environ 320 MPa. Or, la limite d'élasticité des soudures saines est en moyenne de 290 MPa. A ces niveaux de contrainte, la limite d'élasticité des soudures est dépassée et les différentes zones de la soudure plastifient. C'est pourquoi le chapitre 4 a été consacré à l'étude de la plasticité dans les soudures. Il est donc intéressant maintenant d'étudier l'évolution de la plasticité dans la soudure durant un essai de fatigue afin de mieux comprendre son rôle sur le comportement en fatigue de la soudure.

A cette fin, une éprouvette de soudure saine a été sollicitée en fatigue à une variation de contrainte de 288 MPa (correspondant à une durée de vie de  $10^5$  cycles environ). Sur la figure 5.7 est représentée la courbe en termes de contraintes et déformations nominales durant le 1<sup>er</sup>, le 10<sup>ème</sup> et le 20<sup>ème</sup> cycle. Les déformations ont été obtenues par suivi de marqueurs, où les marqueurs ont été placés aux mêmes endroits que lors des essais de traction monotone (c'est-à-dire centrés par rapport au milieu du noyau et distants de 14 mm). Cette courbe montre qu'il y a une accommodation de la déformation après le premier cycle. Autrement dit, il y a plastification de la soudure durant le premier demi-cycle (c'est-à-dire durant la montée en charge), puis lors des cycles suivants, il y a uniquement déformation élastique. L'évolution des champs de déformation sur le chant de l'éprouvette (c'est-à-dire dans le plan T-S) a également été observée par corrélation d'images durant

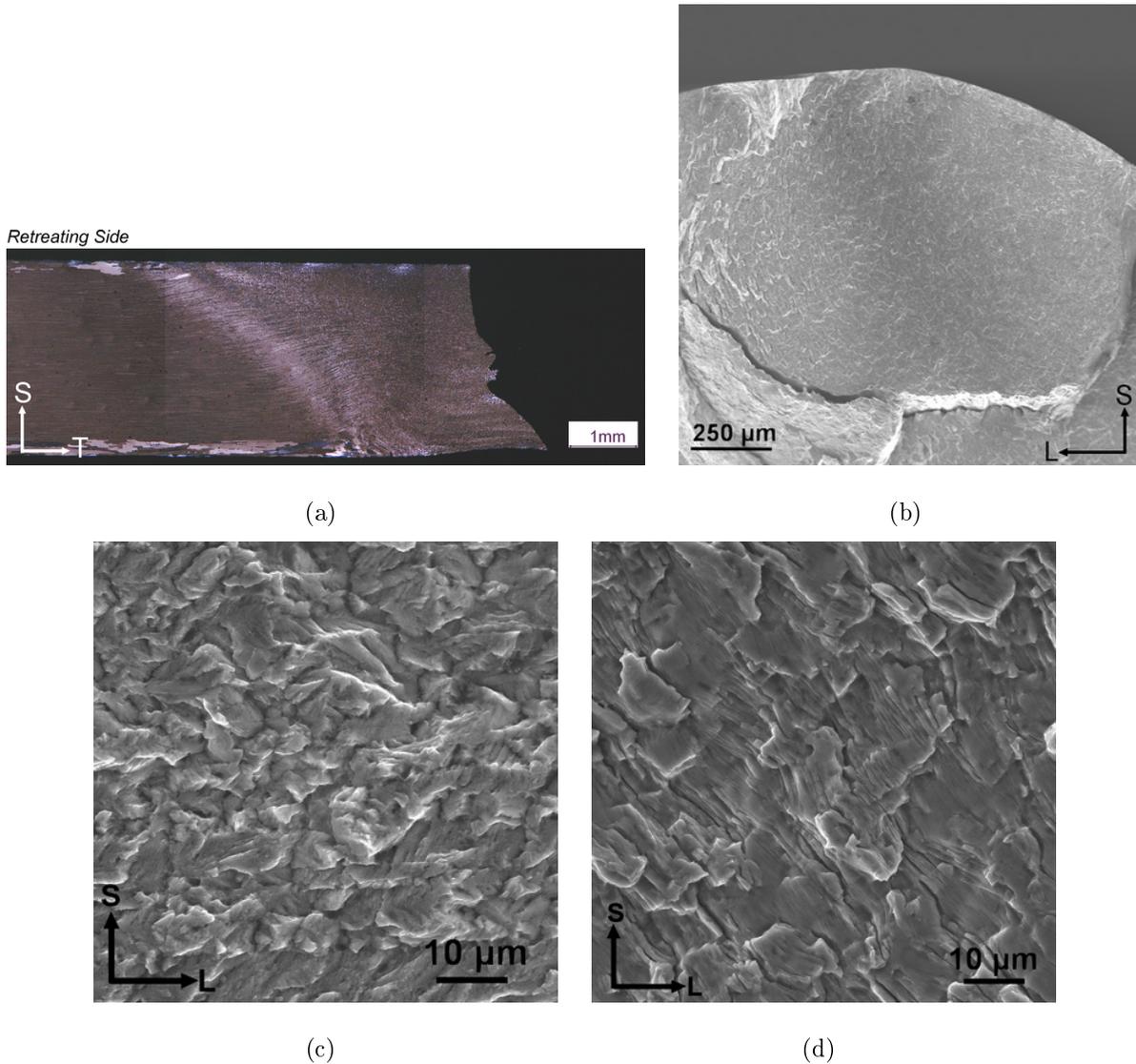


Figure 5.4 – Faciès de rupture d’une éprouvette de fatigue ( $\Delta\sigma=279$  MPa,  $N_R=133\ 000$  cycles) d’une soudure saine ayant rompu dans le noyau soudé : (a) vue en coupe de l’éprouvette rompue dans le plan T-S. Observations par MEB : (b) de la lunule de fatigue, (c) du pseudo stade I de la propagation et (d) du stade II de la propagation

les 20 premiers cycles. La figure 5.8 donne la cartographie des champs de déformation à l’issue de la première montée en charge (figure 5.8(a)), de la cinquième montée en charge (figure 5.8(b)), de la première décharge (figure 5.8(c)) et de la cinquième décharge (figure 5.8(d)). Aucune évolution notable des champs de déformation n’est à constater entre les figures 5.8(a) et 5.8(b), ni entre les figures 5.8(c) et 5.8(d). Ceci confirme ce qui a été observé macroscopiquement sur la figure 5.7 : il n’y pas d’évolution de la plasticité après le premier cycle. Seul un retour élastique d’environ 0,7% est constaté lors de la

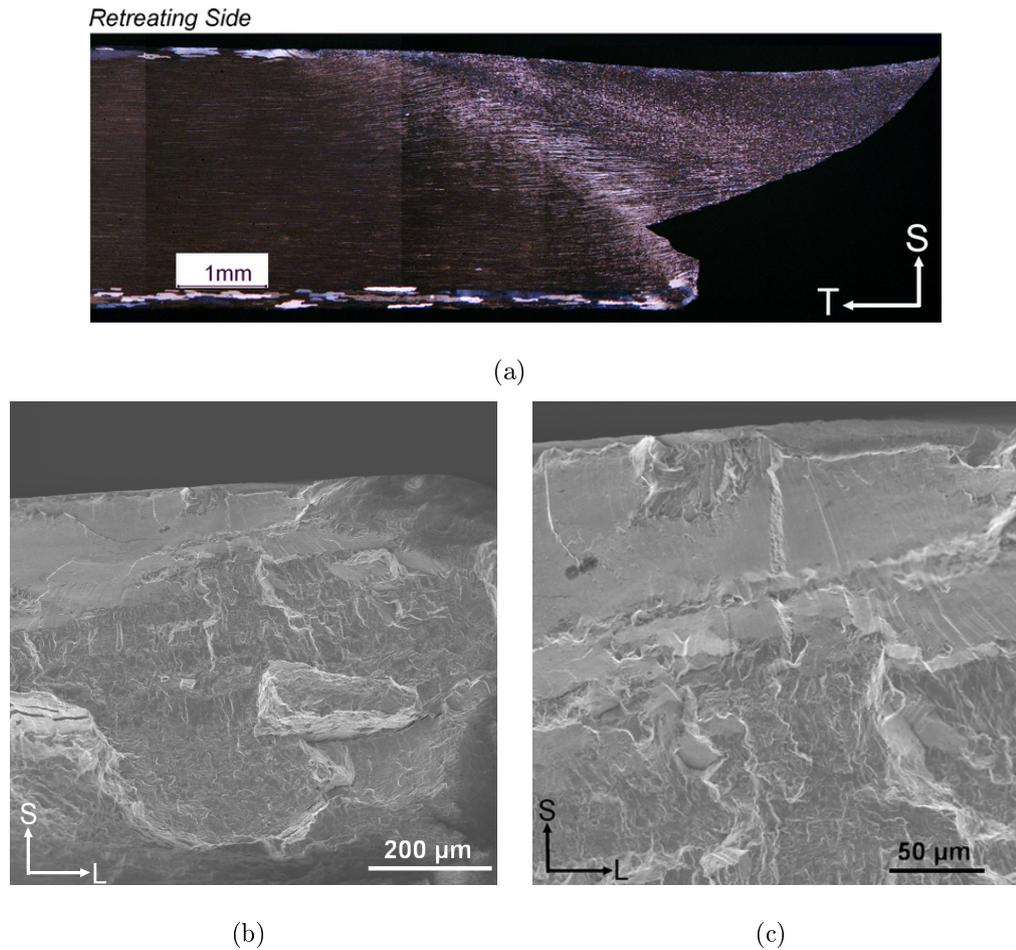


Figure 5.5 – Faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue ( $\Delta\sigma=315$  MPa,  $N_R=54\ 000$  cycles) d'une soudure saine ayant rompu dans la ZATM : (a) vue en coupe de l'éprouvette rompue dans le plan T-S, (b) observation de la lunule de fatigue et (c) de la zone d'amorçage

décharge.

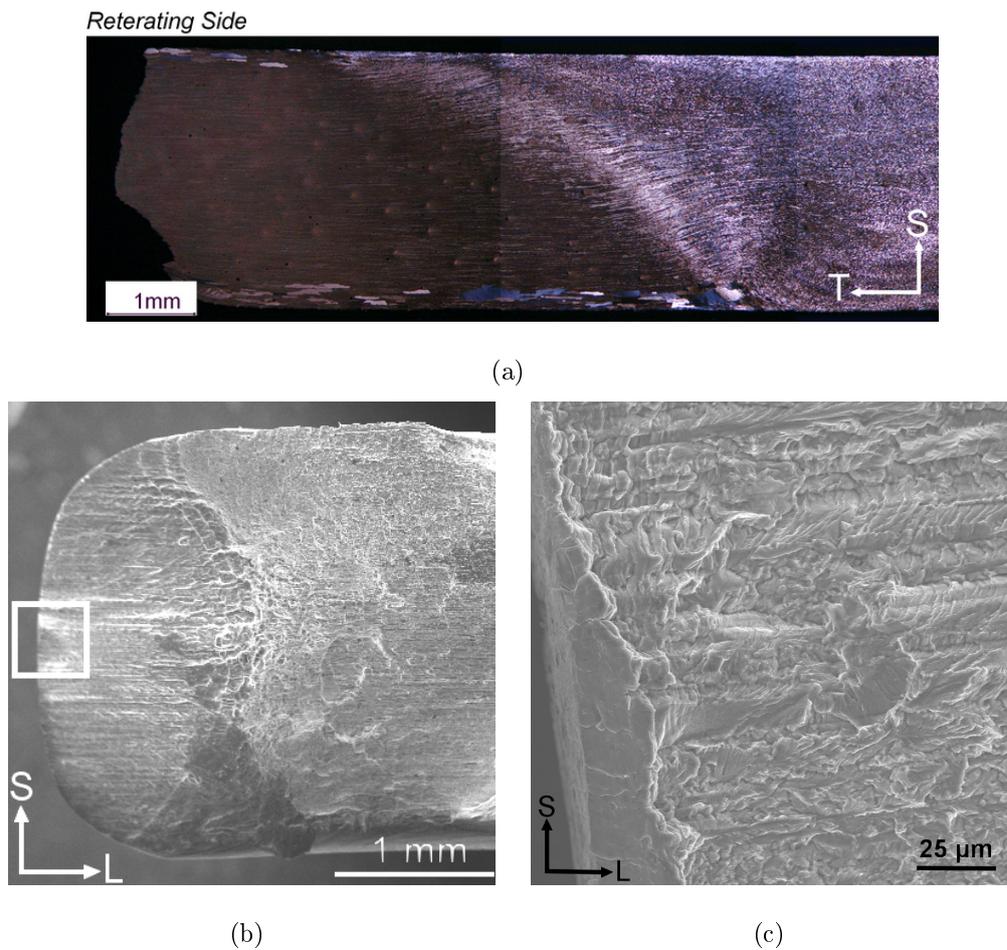


Figure 5.6 – Faciès de rupture d’une éprouvette de fatigue ( $\Delta\sigma=297$  MPa,  $N_R=79\ 000$  cycles) d’une soudure saine ayant rompu dans la ZAT : (a) vue en coupe de l’éprouvette rompue dans le plan T-S, (b) observation de la lunule de fatigue et (c) de la zone d’amorçage

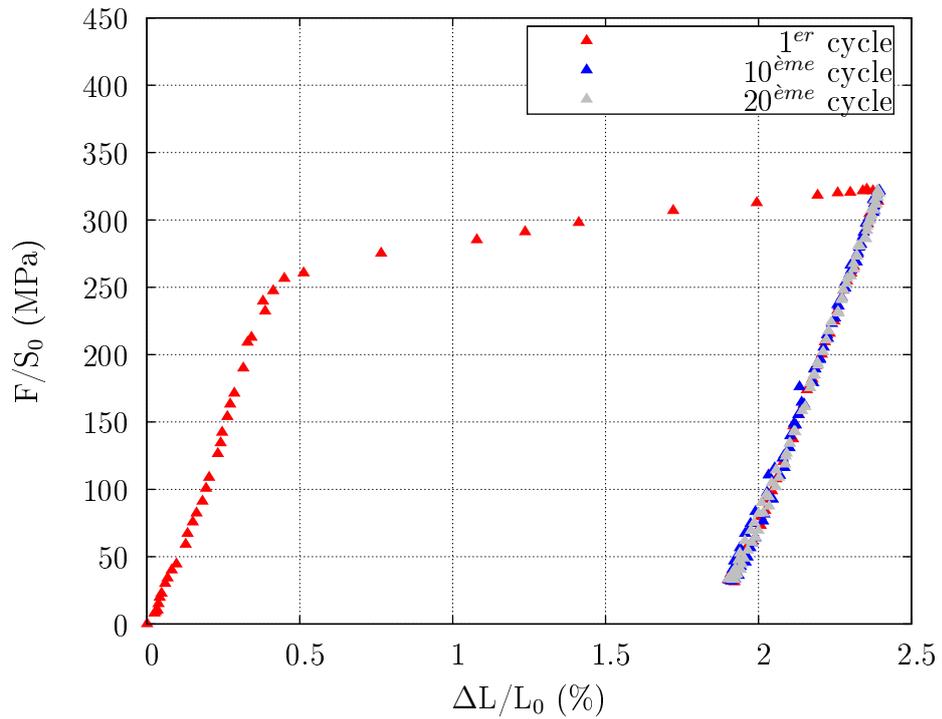


Figure 5.7 – Comportement plastique d’une soudure saine sollicitée à  $\Delta\sigma=288$  MPa, durant les premiers cycles de fatigue ( $L_0=14$  mm, centré par rapport au milieu du noyau)

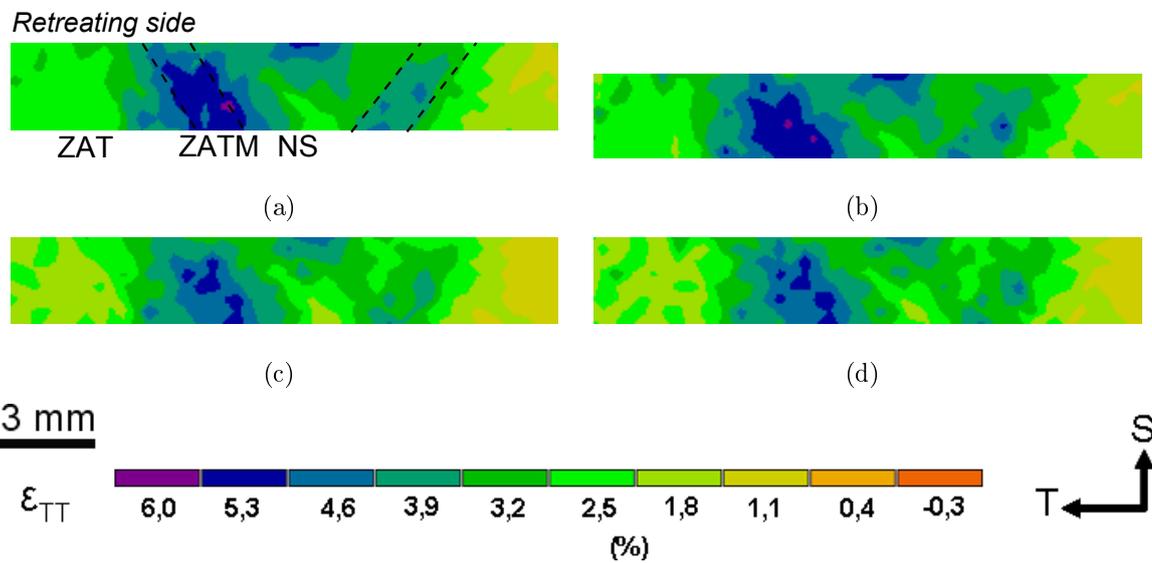


Figure 5.8 – Evolution des champs de déformation longitudinale nominale au cours d’un essai de fatigue sur soudure saine. (a) et (b) donnent les champs après la première et la cinquième montées en charge, alors que (c) et (d) donnent les champs de déformation après la première et la cinquième décharges

### 5.3 Comportement en fatigue des soudures contenant un JLR

La courbe de Wöhler des soudures contenant un JLR est donnée sur la figure 5.9. Sur cette même figure est représentée la courbe de Wöhler des soudures saines afin de déterminer l'influence du JLR sur la tenue en fatigue des soudures. Pour une durée de vie de  $10^5$  cycles, la variation de contrainte à rupture pour les soudures contenant un JLR est de l'ordre de 270 MPa, soit une réduction de 7% par rapport à la valeur relevée pour les soudures saines. Pour des durées de vie plus faibles, l'écart entre les deux types de soudures semble encore plus faible. De même, pour des durées de vie de l'ordre de  $10^6$  cycles, bien que peu d'essais aient été réalisés, les niveaux de contrainte atteints semblent similaires. Ces résultats, basés sur la courbe de Wöhler, laissent à penser que le défaut JLR n'aurait que très peu d'effet, voire pas d'effet du tout, sur la tenue en fatigue des soudures. En effet, l'écart constaté entre les deux types de soudures pourrait très bien être attribué à la dispersion expérimentale ou induite par le procédé de soudage.

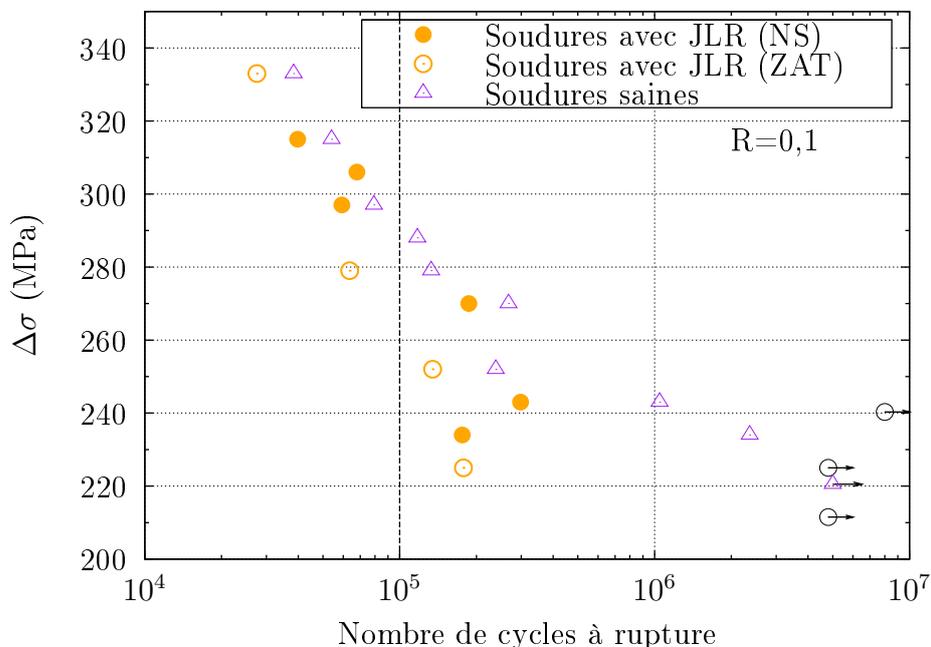


Figure 5.9 – Courbe de Wöhler des soudures contenant un JLR donnant la localisation de l'amorçage, comparée à celle des soudures saines

Cependant, bien qu'il ne semble pas y avoir d'effet important du JLR sur la tenue en fatigue des soudures, le défaut pourrait avoir un effet sur les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue. Sur la figure 5.9 est également donnée la localisation de l'amorçage dans la soudure en fonction du chargement appliqué. Plusieurs constatations peuvent être faites :

- il n'y a pas d'influence du niveau de chargement sur la localisation de l'amorçage de fissures de fatigue dans les soudures contenant un JLR, comme c'est également le cas pour les soudures saines
- six éprouvettes de soudures contenant un JLR sur dix ont amorcé une fissure de fatigue, ayant conduit à la rupture, dans le noyau soudé. Quatre éprouvettes sur dix ont amorcé une fissure de fatigue dans la ZATM ou la ZAT.

Les six éprouvettes ayant amorcé une fissure de fatigue dans le noyau soudé ont été observées afin de déterminer la localisation de l'amorçage par rapport au défaut JLR. Les figures 5.10 et 5.11 illustrent le cas pour deux d'entre elles. La figure 5.10(a) montre une vue en coupe de l'éprouvette rompue dans le plan T-S, qui permet de constater que la zone de fatigue se situe près du milieu du noyau soudé. La figure 5.10(b) est également une vue en coupe de cette éprouvette permettant de situer la zone d'amorçage par rapport au JLR. Etant donné que l'amorçage a eu lieu en surface au niveau de la face inférieure, d'après les observations faites sur le faciès de rupture (figures 5.10(c) et 5.10(d)), on peut donc en conclure que le JLR n'est pas à l'origine de l'amorçage de la fissure de fatigue ayant conduit à la rupture de l'éprouvette. La figure 5.11 est un autre cas d'une éprouvette ayant amorcé une fissure de fatigue à partir de la surface inférieure dans le noyau, qui permet d'arriver aux mêmes conclusions que pour l'éprouvette précédente. Le faciès de rupture de ces éprouvettes est identique à celui observé dans le cas des soudures saines ayant rompu dans le noyau soudé.

Le JLR n'est donc pas responsable de l'amorçage de fissure de fatigue dans les soudures FSW. Le défaut n'a pas d'effet non plus sur la propagation puisqu'il ne constitue pas un chemin privilégié pour l'avancée de la fissure de fatigue. En effet, à aucun moment d'après les figures 5.10(b) et 5.11(b), la fissure de fatigue ne bifurque pour se propager le long du JLR. Bien que d'après la figure 5.10(b), la fissure semble croiser le JLR, aucune incidence n'a été observée sur le faciès de rupture. Le faciès de rupture des soudures contenant un

JLR est identique à celui observé dans le cas des soudures saines.

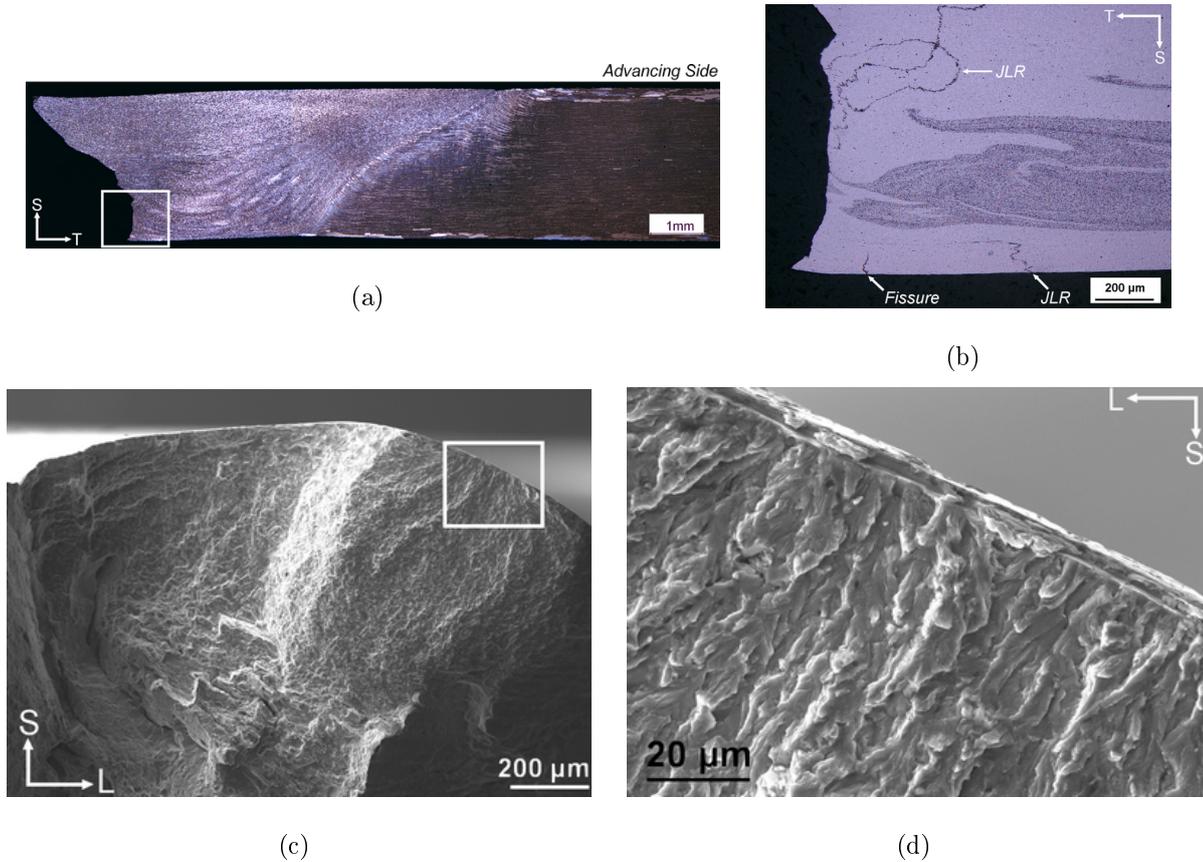


Figure 5.10 – Faciès de rupture d’une éprouvette de fatigue ( $\Delta\sigma=297$  MPa,  $N_R=60\ 000$  cycles) d’une soudure contenant un JLR ayant rompu dans le noyau soudé proche du JLR : (a)(b) vues en coupe de l’éprouvette rompue dans le plan T-S, observations (c) de la lunule de fatigue et (d) de la zone d’amorçage

Ces résultats sont contradictoires avec ceux obtenus par Zhou et coll. [88,89] et Di coll. [84,85], qui ont constaté une influence significative du JLR (de 20 à 35% d’abattement sur le niveau de contrainte) sur le comportement en fatigue des soudures FSW des alliages 5083-H321, 2024-T4 et 7075-T6, testés pour un rapport de charge  $R=0,1$ . Cependant, dans ces études la comparaison a été effectuée avec des données de la littérature obtenues soit sur des soudures du même alliage (mais pas nécessairement produites dans les mêmes conditions), soit sur le matériau de base. Ainsi, l’abattement constaté peut également être attribué aux paramètres de soudage ou à l’état de surface testé. Les résultats présentés ici permettent de quantifier plus précisément l’effet du JLR sur le comportement en fatigue puisque la comparaison est effectuée avec des soudures ne contenant pas de JLR et ayant

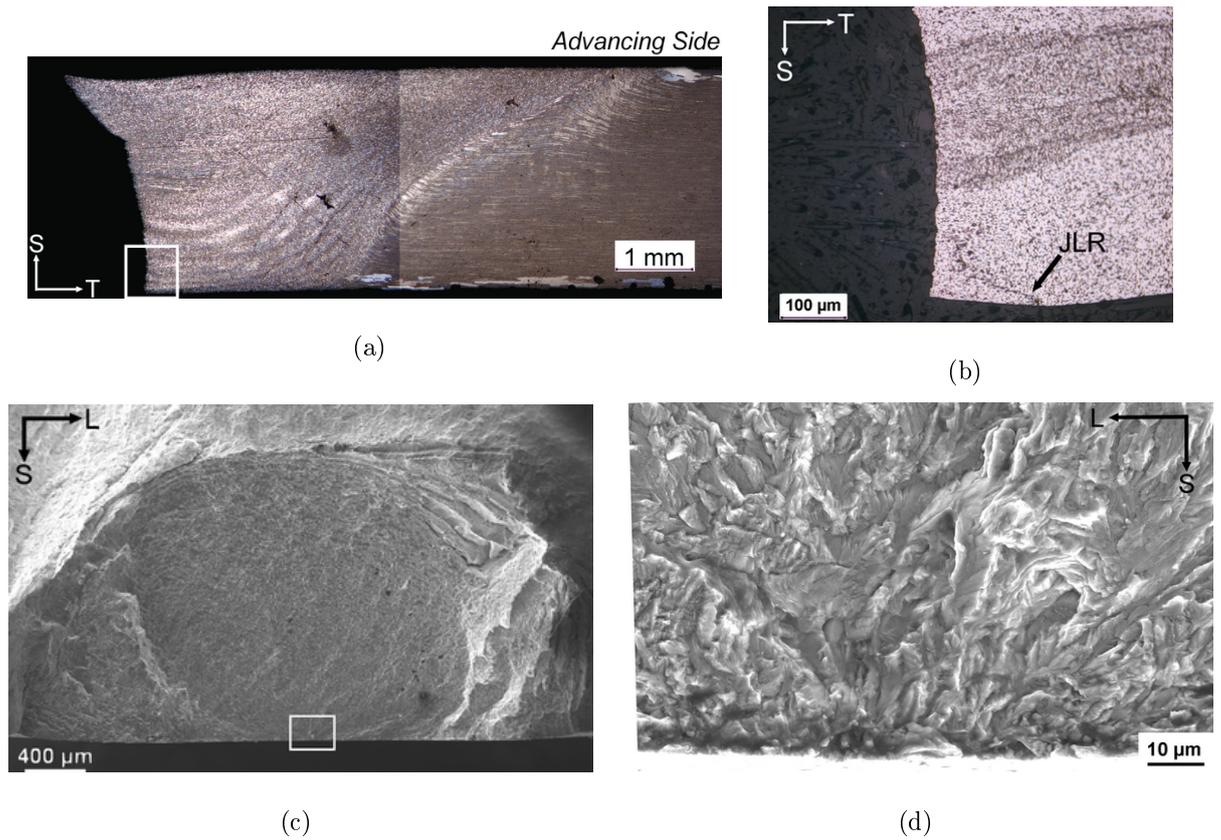


Figure 5.11 – Faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue ( $\Delta\sigma=243$  MPa,  $N_R=298\ 000$  cycles) d'une soudure contenant un JLR ayant rompu dans le noyau soudé près du JLR : (a)(b) vues en coupe de l'éprouvette rompue, observations (c) de la lunule de fatigue et (d) de la zone d'amorçage (zone encadrée en (c))

été produites dans les mêmes conditions.

## 5.4 Comportement en fatigue des soudures contenant un kissing bond

Afin de déterminer l'influence du kissing bond sur la tenue en fatigue des soudures, deux états de surface ont été testés :

- un état de surface identique à celui testé pour les soudures précédentes, c'est-à-dire un toilage de toutes les surfaces de l'éprouvette afin d'éliminer les stries laissées par le passage de l'outil de soudage et les autres irrégularités de surface. De cette manière, la face inférieure (c'est-à-dire la face sur laquelle le kissing bond débouche) a été toillée, ce qui signifie qu'à peu près  $20 \mu\text{m}$  du kissing bond ont été supprimés par l'opération de toilage. Ainsi, l'état de surface testé est certes identique aux précédents mais il présente l'inconvénient de ne pas permettre de caractériser correctement l'effet du kissing bond sur la tenue en fatigue puisqu'une partie du défaut a été toillée. C'est pourquoi un deuxième état de surface a été testé.
- un état de surface où les surfaces de l'éprouvette ont été toillées exceptée la surface sur laquelle le kissing bond débouche (c'est-à-dire la face inférieure). Le kissing bond est alors testé dans son intégralité afin de quantifier l'effet réel du défaut sur la tenue en fatigue des soudures. Cependant, l'inconvénient de cet état de surface est qu'il subsiste des défauts de surface sur la face inférieure engendrés par le soudage.

Des vues en coupe de la soudure dans le plan T-S (figure 5.12) permettent de visualiser l'aspect du kissing bond tel qu'il apparaît lorsqu'aucun toilage n'a été réalisé sur la face inférieure (figure 5.12(a)) et lorsque la surface inférieure a été toillée (figure 5.12(b)). Le toilage implique de supprimer la partie la plus inclinée du défaut par rapport au plan T-L. Dans ce cas, la partie débouchante du défaut est quasiment perpendiculaire à l'axe de chargement qui est suivant l'axe T.

L'étude de l'influence du kissing bond sur le comportement en fatigue a donc été réalisée en deux parties : une première partie concernant le kissing bond toillé et une deuxième partie concernant le kissing bond non-toillé.

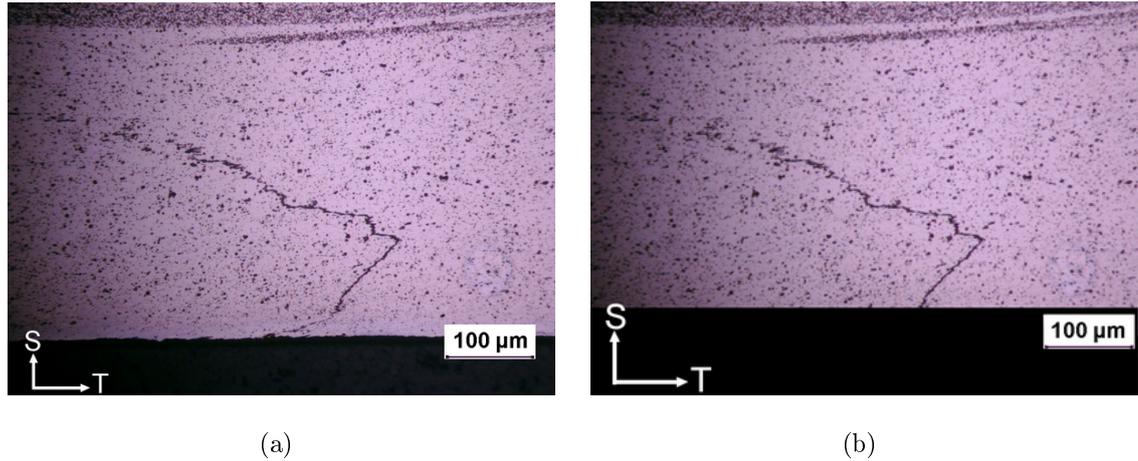


Figure 5.12 – Observations par microscopie optique du kissing bond dans le plan T-S tel qu’il apparaît : (a) sans toilage de la face inférieure et (b) une fois toilé

#### 5.4.1 Soudures contenant un kissing bond toilé

La courbe de Wöhler des soudures contenant un kissing bond toilé est représentée sur la figure 5.13 avec celle des soudures saines. A  $10^5$  cycles, la variation de contrainte est d’environ 240 MPa, ce qui représente une réduction de l’ordre de 17% par rapport aux soudures saines. Cet écart apparaît plus important pour des durées de vie plus faibles. A 40 000 cycles par exemple la différence sur la variation de contrainte entre les soudures saines et les soudures avec kissing bond toilé est de l’ordre de 24%. Ces résultats semblent indiquer que le kissing bond a un effet sur la tenue en fatigue des soudures.

Ceci est confirmé lorsque l’on s’intéresse à la localisation de l’amorçage dans ces soudures. En effet, d’après la figure 5.13, le kissing bond est presque toujours responsable de l’amorçage d’une fissure de fatigue ayant conduit à la rupture de l’éprouvette, lorsque la variation de contrainte est supérieure à 255 MPa (ce qui correspond à une contrainte maximale d’environ 283 MPa). Pour des variations de contrainte inférieures à 255 MPa, l’amorçage a lieu dans la ZATM ou la ZAT. Il y aurait donc un effet de la contrainte sur la localisation de l’amorçage. Or d’après les essais de traction menés *in situ* au MEB sur les soudures contenant un kissing bond (cf. chapitre 4), la contrainte à partir de laquelle l’ouverture en surface du kissing bond a été détectée est de l’ordre de 280 MPa. Ceci pourrait donc expliquer l’influence du niveau de chargement sur la localisation de l’amorçage. Ainsi, lorsque la contrainte maximale appliquée est supérieure à 280 MPa (soit  $\Delta\sigma \geq 252$

MPa), le kissing bond s'ouvrirait lors du premier demi-cycle (qui correspond à la montée en charge), puis lors des cycles suivants, une fissure de fatigue s'amorcerait sur le kissing bond ouvert. En revanche, pour des variations de contrainte inférieures à 255 MPa, la contrainte maximale ne serait pas suffisante pour permettre de créer une fissure ductile débouchante à partir du kissing bond lors du premier demi-cycle et donc l'amorçage d'une fissure de fatigue se ferait sur un autre site plus favorable.

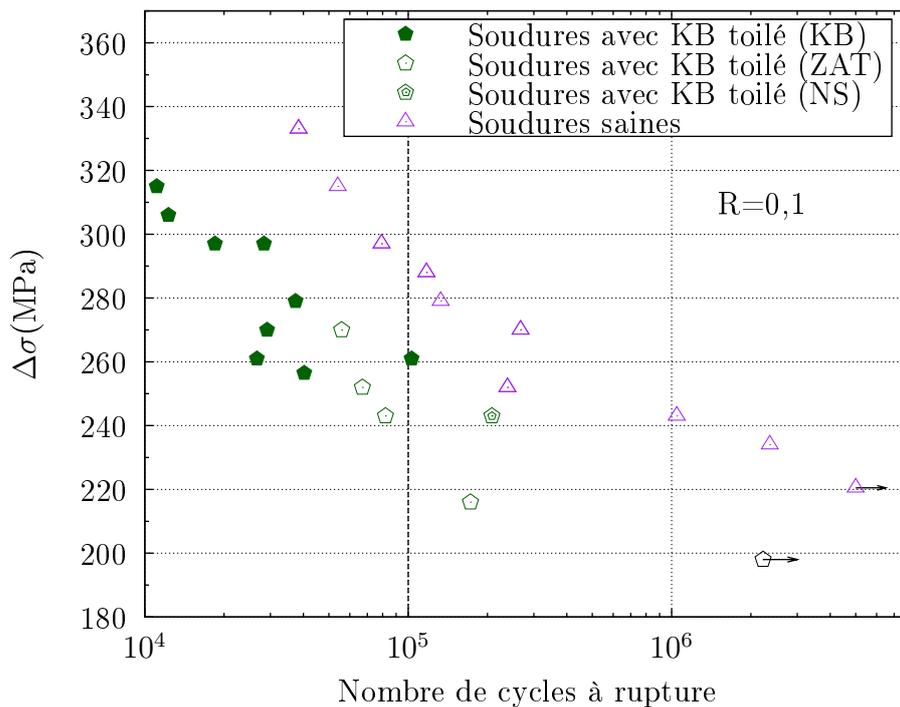


Figure 5.13 – Courbe de Wöhler des soudures contenant un kissing bond toilé donnant la localisation de l'amorçage, comparée à celle des soudures saines

Afin de confirmer ces hypothèses, les faciès de rupture des éprouvettes amorçant une fissure de fatigue à partir du kissing bond ont été observés. Les figures 5.14 et 5.16 illustrent le cas pour deux d'entre elles. La figure 5.14(a) permet de constater que la zone de fatigue (perpendiculaire à l'axe de chargement) passe par le milieu du noyau soudé et qu'elle débouche sur la face inférieure, c'est-à-dire par le kissing bond. L'observation à plus fort grandissement de cette zone (figure 5.14(b)) permet de constater qu'effectivement la rupture suit le kissing bond sur environ  $40\mu\text{m}$  pour ensuite quitter le défaut et continuer perpendiculairement à l'axe de chargement. L'examen du faciès de rupture permet de confirmer le scénario envisagé précédemment. En effet, le faciès de rupture dans la zone autour du kissing bond est composé de trois zones distinctes (figure 5.14(c)) :

- une première zone, débouchant sur la surface inférieure et s'étendant sur une profondeur de quelques microns et qui s'apparente à du matage
- une deuxième zone, où l'on reconnaît le faciès déjà observé dans le chapitre précédent dans le cas de la rupture des éprouvettes de traction monotone contenant un kissing bond. Ce faciès a été attribué à la création d'une fissure ductile par l'ouverture du kissing bond et s'étend, dans cet exemple, sur une profondeur d'environ  $30 \mu\text{m}$ . Une vue à plus fort grossissement est proposée sur la figure 5.14(d).
- une troisième zone qui correspond au faciès de fatigue où l'on reconnaît la rupture intragranulaire typique du stade I. L'amorçage de la fissure de fatigue a lieu à partir de la fissure ductile résultant de l'ouverture du kissing bond.

La division du faciès en trois zones distinctes est schématisée sur la figure 5.15.

La profondeur des deux premières zones observées par MEB correspond à la hauteur sur laquelle la rupture suit le kissing bond d'après la figure 5.14(b). Ces observations confirment le scénario envisagé pour des variations de contrainte supérieures à 255 MPa :

- lors du premier demi-cycle, une fissure ductile est créée par l'ouverture du kissing bond
- puis, lors des cycles suivants, une fissure de fatigue est amorcée à partir de la fissure ductile créée le long du kissing bond.

La figure 5.16 montre un deuxième exemple d'amorçage à partir du kissing bond identique à celui présenté sur la figure 5.14.

## 5.4.2 Soudures contenant un kissing bond non toilé

La courbe de Wöhler des soudures contenant un kissing bond et qui n'ont pas subi de traitement de surface sur la surface inférieure est représentée sur la figure 5.17 avec celle des soudures contenant un kissing bond toilé et celle des soudures saines. La contrainte à  $10^5$  cycles pour ces soudures est de l'ordre de 270 MPa, soit une réduction de l'ordre de 7% seulement par rapport aux soudures saines. Cet écart est à peu près constant quelle que soit la durée de vie. Ceci signifie que les soudures contenant un kissing bond non-toilé ont une meilleure tenue en fatigue que les soudures contenant un kissing bond qui a été

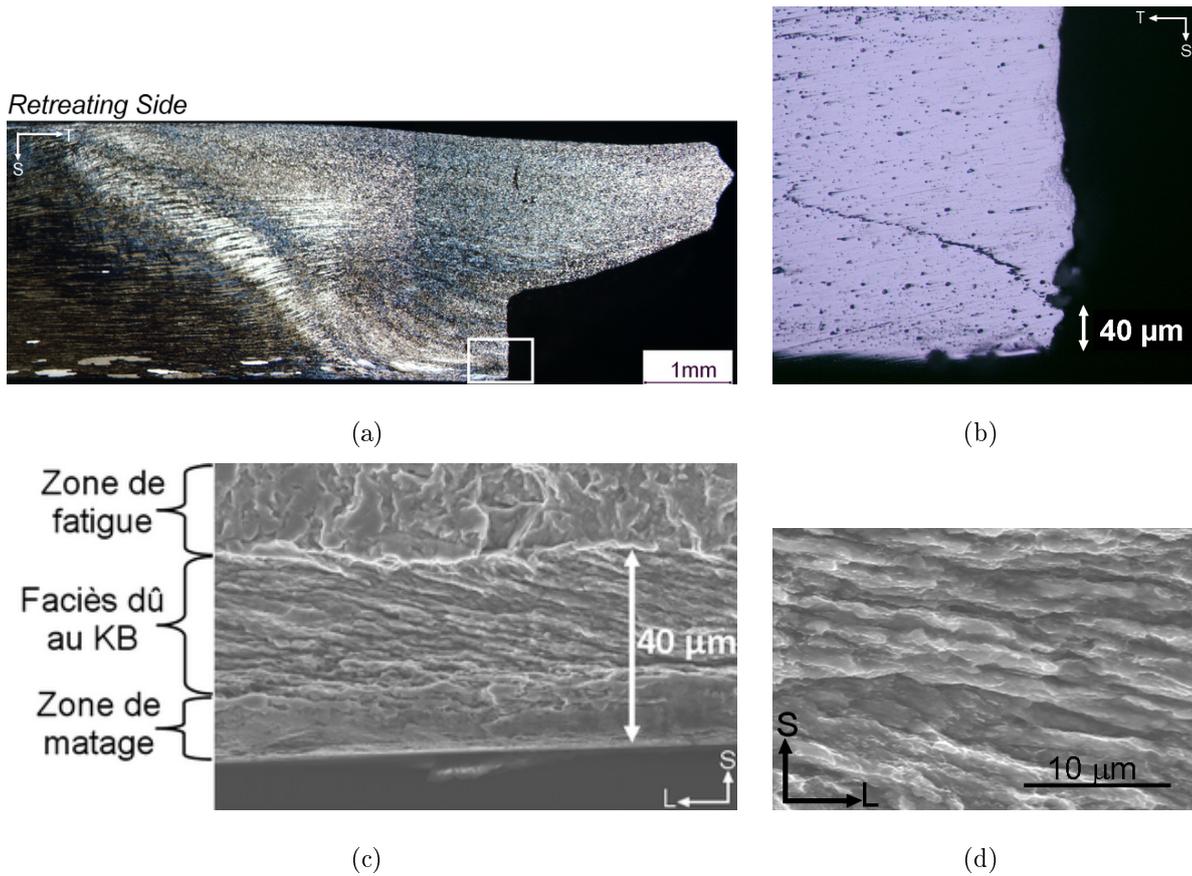


Figure 5.14 – (a) et (b) Observations en microscopie optique dans le plan T-S d’une éprouvette de fatigue d’une soudure contenant un kissing bond ayant causé l’amorçage d’une fissure de fatigue. Observations au MEB du faciès de rupture de cette éprouvette montrant : (c) les différents faciès observés et (d) à plus fort grandissement la zone du faciès due au kissing bond ( $\Delta\sigma=306$  MPa,  $N_R=12\ 000$  cycles)

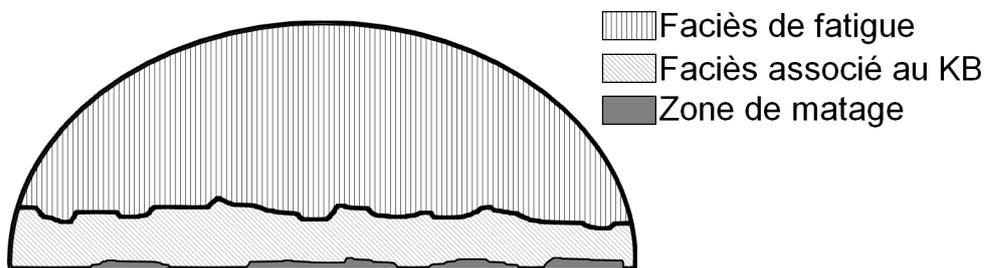


Figure 5.15 – Représentation schématique de la zone de rupture en fatigue des soudures amorçant une fissure de fatigue à partir du kissing bond

toilé. L’effet du kissing bond semble donc être moins important lorsque celui-ci n’est pas toilé et donc testé dans son intégralité.

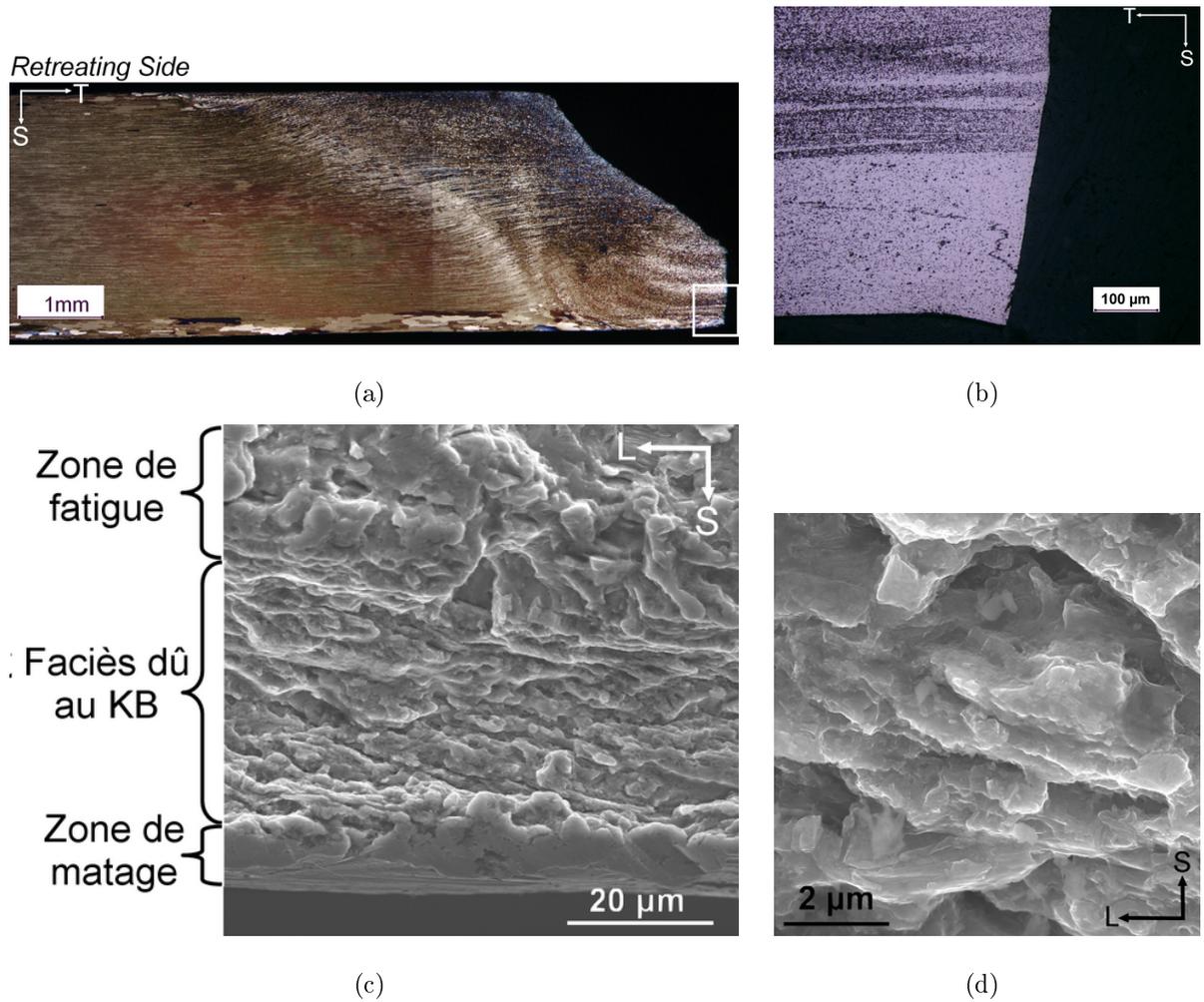


Figure 5.16 – (a) et (b) Observations en microscopie optique dans le plan T-S d’une éprouvette de fatigue d’une soudure contenant un kissing bond ayant causé l’amorçage d’une fissure de fatigue. Observations au MEB du faciès de rupture de cette éprouvette montrant : (c) les différents faciès observés et (d) à plus fort grandissement la zone du faciès due au kissing bond ( $\Delta\sigma=297$  MPa,  $N_R=28\ 000$  cycles)

La figure 5.17 donne également la localisation de l’amorçage pour les soudures contenant un kissing bond non-toilé. Trois remarques peuvent être faites :

- il n’y a plus d’effet du chargement appliqué sur la localisation de l’amorçage comme dans le cas des soudures contenant un kissing bond toilé
- il y a seulement 3 cas d’amorçage sur le kissing bond sur 8 éprouvettes testées (alors que pour les soudures contenant un kissing bond toilé, il y en avait 9 sur 15)
- lorsque l’amorçage n’a pas lieu à partir du kissing bond, il a lieu à partir d’irrégularités de surface présentes sur la surface inférieure non-toilée.

Il y a donc compétition entre le kissing bond et les défauts de planéité dus au soudage sur la surface inférieure. L'effet du kissing bond brut serait donc équivalent à celui des défauts de surface, étant donnée l'allure de la courbe de Wöhler, puisque les éprouvettes ayant rompu à partir du kissing bond ne présentent pas des durées de vie inférieures aux éprouvettes ayant rompu à partir d'irrégularités de surface.

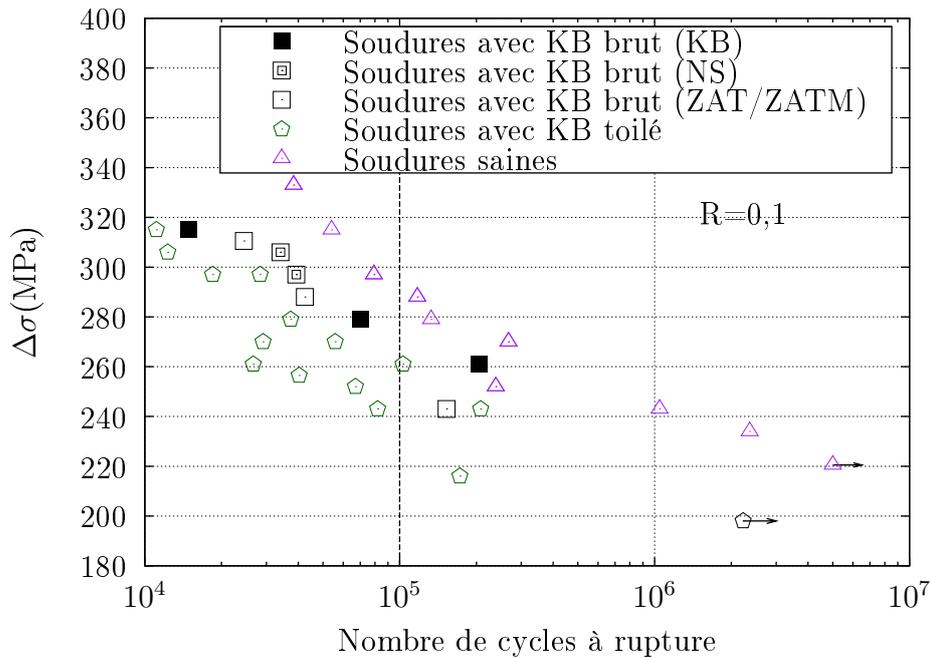


Figure 5.17 – Courbe de Wöhler des soudures contenant un kissing bond brut donnant la localisation de l'amorçage, comparée à celle des soudures saines et des soudures contenant un kissing bond toilé

Afin de mieux comprendre l'influence du kissing bond non-toilé sur la tenue en fatigue et sur les mécanismes d'amorçage, les faciès de rupture des éprouvettes ayant amorcé une fissure de fatigue sur le kissing bond ont été observés. Les figures 5.18 et 5.19 illustrent le cas pour deux d'entre elles. Le mécanisme d'amorçage semble être similaire à celui identifié dans le cas des soudures contenant un kissing bond toilé. En effet, les observations par microscopie optique dans le plan T-S de l'éprouvette rompue, montrent que l'amorçage a eu lieu au milieu du noyau soudé à partir de la face inférieure, c'est-à-dire là où se situe le défaut (figure 5.18(a)). La figure 5.18(b) montre une vue rapprochée de la zone d'amorçage dans le plan T-S et permet de voir que cette zone est située près du kissing bond, sans pouvoir en être certain étant donné que celui-ci n'apparaît pas. Le chemin de

fissuration comporte deux parties : une première partie inclinée sur une longueur d'environ  $20 \mu\text{m}$ , puis une seconde partie quasiment perpendiculaire à l'axe de chargement. Ces observations permettent de supposer que la fissure aurait suivi le kissing bond le long de sa partie inclinée sur  $20\mu\text{m}$  (ce qui ne représente pas l'intégralité de la longueur de la partie inclinée), puis bifurque et quitte le défaut pour se propager perpendiculairement à l'axe de chargement. Les observations du faciès de rupture permettent de confirmer cette hypothèse. Le faciès est composé, comme dans le cas des soudures contenant un kissing bond toilé, de trois zones distinctes :

- une zone de matage sur le bord de l'éprouvette
- une zone associée à la présence du kissing bond qui est inclinée par rapport au plan L-S et qui s'étend sur  $20 \mu\text{m}$
- une zone de fatigue dont l'amorçage est situé à la suite du faciès associé à la présence du kissing bond.

Le scénario de la rupture de ces éprouvettes est donc similaire à celui précédemment décrit dans le cas des soudures contenant un kissing bond toilé :

- durant le premier demi-cycle (correspondant à la montée en charge jusqu'à la contrainte maximale), une fissure ductile se propageant sur la partie inclinée et débouchante du défaut est créée
- puis lors des cycles suivants, une fissure de fatigue s'amorce à la pointe de la fissure ductile due au kissing bond et se propage perpendiculairement à l'axe de chargement sans être influencée par la présence de la partie verticale du kissing bond.

La figure 5.19 est un autre exemple d'amorçage sur le kissing bond ayant conduit à la rupture (représentatif des deux cas sur trois ayant amorcé une fissure de fatigue à partir du kissing bond). Cependant dans cet exemple, la fissure ductile créée par l'ouverture du kissing bond durant le premier demi-cycle, est moins importante et ne suit le défaut que sur quelques microns (à partir de la surface inférieure) avant de permettre l'amorçage d'une fissure de fatigue qui se propage perpendiculairement à l'axe de chargement.

Enfin, il est à noter que deux éprouvettes ayant rompu dans la ZAT ont malgré tout amorcé une fissure à partir du kissing bond, mais que celle-ci a fini par s'arrêter. Dans

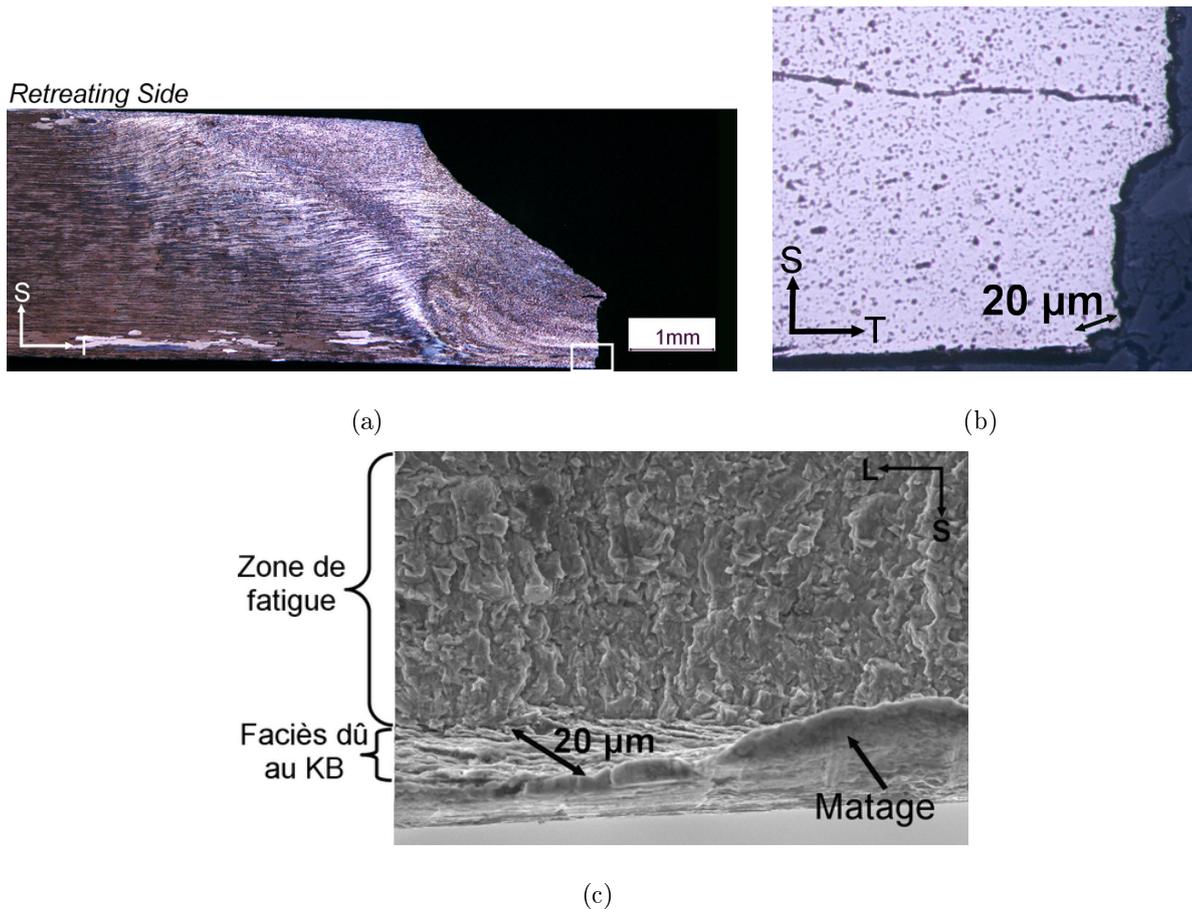


Figure 5.18 – (a) et (b) Observations en microscopie optique dans le plan T-S d’une éprouvette de fatigue d’une soudure contenant un kissing bond non-toilé ayant causé l’amorçage d’une fissure de fatigue. (c) Observation au MEB du faciès de rupture de cette éprouvette montrant les différents faciès observés ( $\Delta\sigma=315$  MPa,  $N_R=15\ 000$  cycles)

un cas, l’éprouvette a été sollicitée à  $\Delta\sigma=243$  MPa (soit une contrainte maximale de 270 MPa), c’est-à-dire non loin de la contrainte maximale nécessaire à l’ouverture du kissing bond (figure 5.20(a)(c)). La figure 5.20(c) montre que le kissing bond a été ouvert dans sa partie la plus verticale mais également, dans une moindre mesure, dans sa partie inclinée. Cependant, l’ouverture du kissing bond ne semble pas avoir permis la propagation d’une fissure de fatigue. On peut également envisager que le kissing bond ait été ouvert seulement lors de la rupture finale de l’éprouvette et non durant la phase d’amorçage et de propagation (notamment dans le cas où l’amorçage a lieu à partir de la surface supérieure, c’est-à-dire à partir de la surface opposée à celle où le kissing bond débouche (figure 5.20(a)), puisque dans ce cas la fissure n’est pas déchargée).

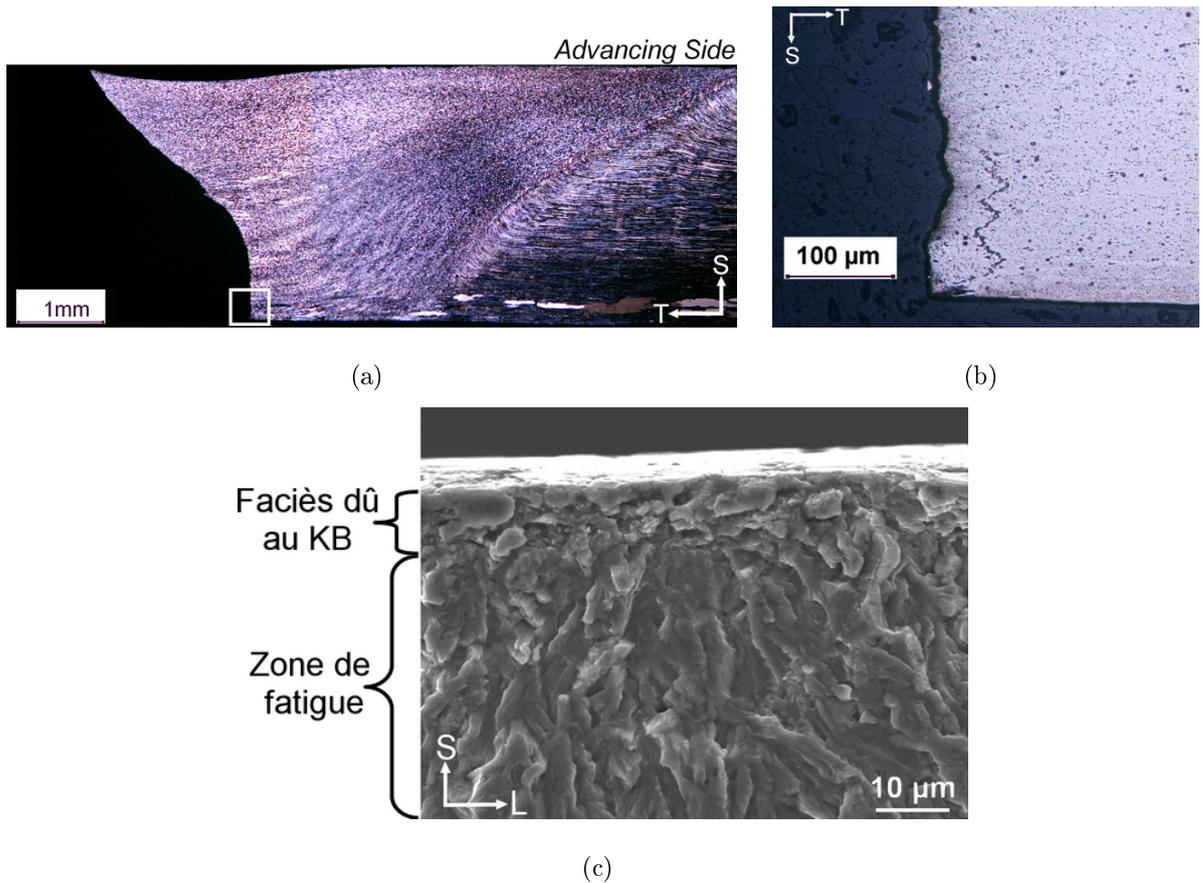


Figure 5.19 – (a) et (b) Observations en microscopie optique dans le plan T-S d'une éprouvette de fatigue d'une soudure contenant un kissing bond non-toilé ayant causé l'amorçage d'une fissure de fatigue. (c) Observation au MEB du faciès de rupture de cette éprouvette montrant : les différents faciès observés ( $\Delta\sigma=279$  MPa,  $N_R=70\ 000$  cycles)

Dans le deuxième cas (figures 5.20(b)(d)), l'éprouvette a été sollicitée à  $\Delta\sigma=306$  MPa (soit une contrainte maximale de 340 MPa), c'est-à-dire à une contrainte maximale largement supérieure à la contrainte nécessaire à l'ouverture du kissing bond. La figure 5.20(d) montre que le kissing bond s'est ouvert uniquement sur les premiers microns de la partie débouchante du défaut (comme dans le cas présenté sur la figure 5.19) puis qu'une fissure de fatigue s'est probablement propagée perpendiculairement à l'axe de chargement, pour finalement s'arrêter après s'être propagée sur environ  $100\ \mu\text{m}$ . Cet arrêt de fissure intervient au niveau de l'intersection avec le JLR. Afin de confirmer ces hypothèses, il faudrait pouvoir observer le faciès de la fissure arrêtée.

Quelques études ont été menées sur l'influence du kissing bond sur la tenue en fatigue

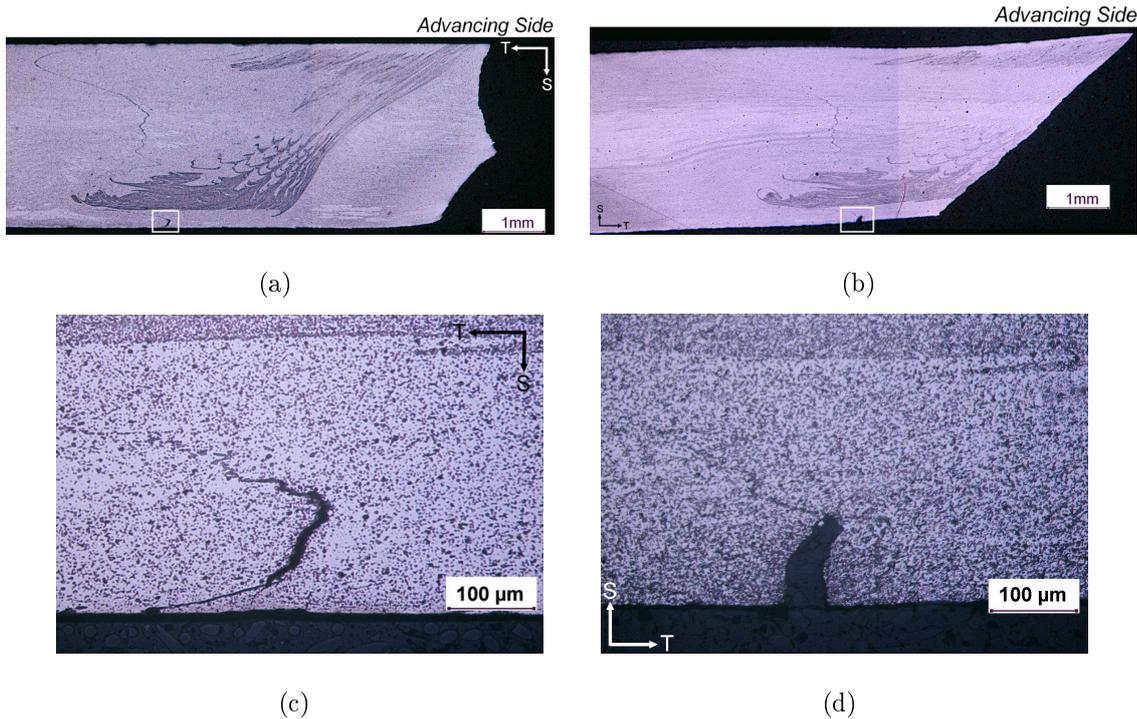


Figure 5.20 – Exemples d’arrêts de fissures qui se sont amorcées sur le kissing bond : (a) et (c) cas d’une éprouvette sollicitée à  $\Delta\sigma=243$  MPa ( $N_R=153\ 000$  cycles), (b) et (d) cas d’une éprouvette sollicitée à  $\Delta\sigma=306$  MPa ( $N_R=34\ 000$  cycles)

des soudures FSW. Zhou et coll. [90] ont déterminé l’influence du kissing bond, nommé "Root flaw" dans leur étude, sur le comportement en fatigue d’un alliage 2024-T3 (4 mm) soudé FSW pour un rapport de charge  $R=0,1$ . Ils ont ainsi montré que le kissing bond était responsable de l’amorçage de fissures de fatigue conduisant à la rupture de l’éprouvette, quel que soit le niveau de contrainte appliqué (toutes les variations de contrainte sont inférieures à 100 MPa et correspondent à des durées de vie comprises entre  $10^5$  et  $4.10^6$  cycles). Le faciès de rupture de ces éprouvettes présente des similitudes avec les faciès présentés précédemment. En effet, ils montrent un amorçage multiple près de la surface inférieure de la soudure qui conduit à l’apparition d’une fissure ductile le long du kissing bond. Puis, une fissure de fatigue semble s’amorcer à l’extrémité de la fissure ductile. Dickerson et Przydatek [83] ont également observé des mécanismes d’amorçage similaires dans le cas de soudures d’alliages 5083-O, 5083-H321 et 6082-T6 contenant un kissing bond puisqu’ils ont constaté un amorçage de fissures de fatigue à l’extrémité du kissing bond. Les scénarios suggérés par ces études sont similaires à celui identifié ici.

Le tableau 5.21 récapitule les scénarios d'amorçage suggérés par les observations menées sur les kissing bonds toilés et non toilés.

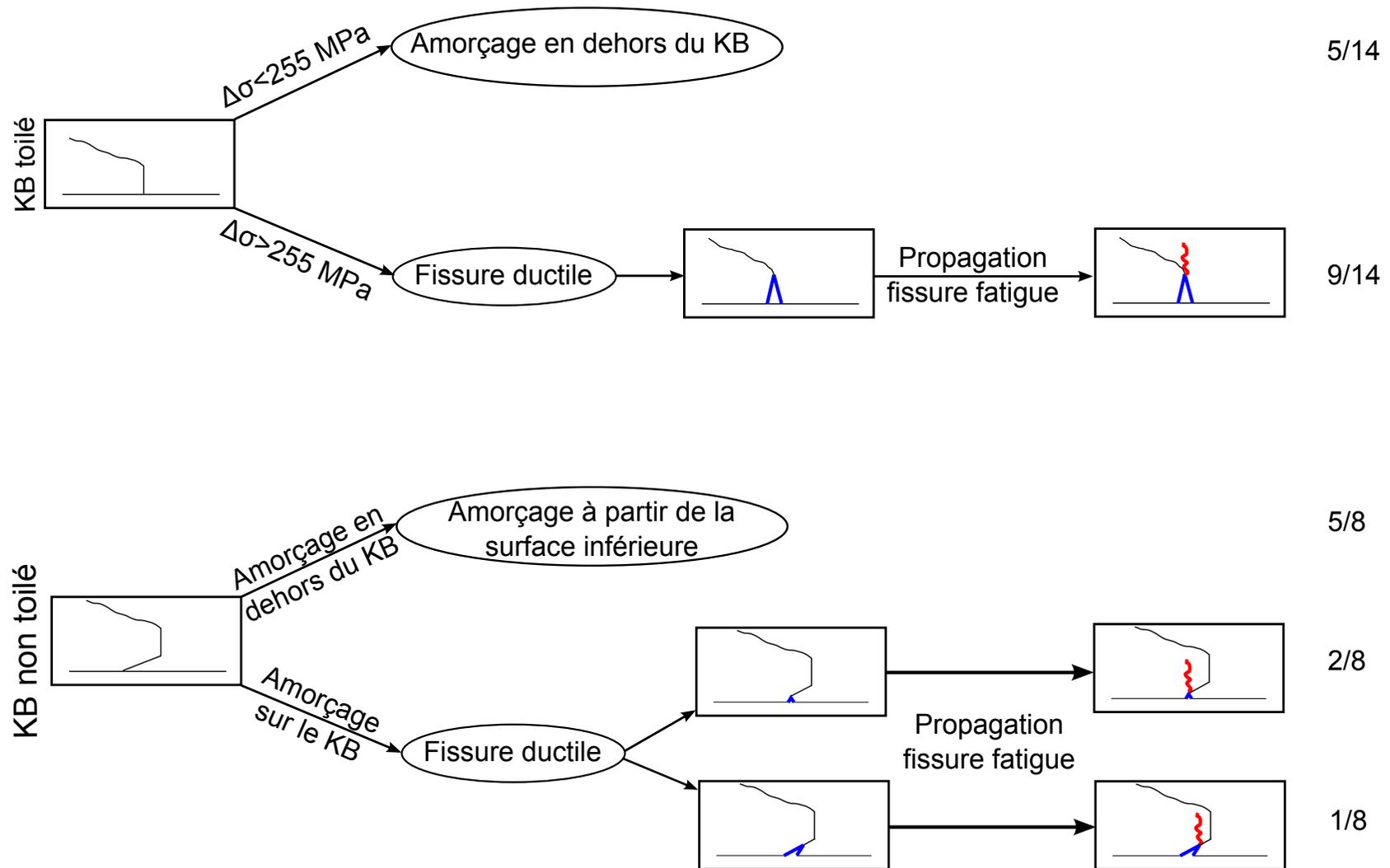


Figure 5.21 – Représentation schématique de l'effet du kissing bond sur la rupture en fatigue des soudures FSW (en noir : KB, en bleu : fissure ductile créée au premier cycle, en rouge : fissure propagée par fatigue)

## 5.5 Comportement en fatigue des soudures GAP

Le comportement en fatigue des soudures produites avec un défaut d'accostement de 0,3 mm (GAP-0,3) et de 0,7 mm (GAP-0,7) a été étudié sur des éprouvettes dont la surface inférieure n'a pas été toilée. Les essais de traction sur les soudures GAP-0,7 (chapitre 4) ayant montré une zone faible au niveau de la surface inférieure du noyau, l'intégralité de la surface inférieure a été conservée afin de pouvoir caractériser cette zone en fatigue. Le même état de surface a été testé sur les soudures GAP-0,3.

### 5.5.1 Comportement en fatigue des soudures GAP-0,3

La courbe de Wöhler des soudures GAP-0,3 (correspondant à un défaut d'accostement de 0,3 mm) est représentée sur la figure 5.22 avec celle des soudures saines. La variation de contrainte à  $10^5$  cycles peut être estimée à environ 210 MPa (ce qui correspond à une contrainte maximale d'environ 230 MPa, soit environ 80% de la limite d'élasticité de ces soudures). Ceci représente une réduction de l'ordre de 28% par rapport à la variation de contrainte à  $10^5$  cycles des soudures saines. Il existe donc un effet important du défaut d'accostage à 0,3 mm sur la tenue en fatigue des soudures. Alors que les essais de traction monotone ne montraient que très peu de différence sur les propriétés en traction avec les soudures saines (moins de 5% sur la limite d'élasticité et la résistance à la traction), cette différence est beaucoup plus marquée en fatigue.

En ce qui concerne la localisation de l'amorçage (figure 5.22), six essais sur neuf ont conduit à l'amorçage d'une fissure de fatigue dans le noyau à partir de la surface inférieure. Ces cas d'amorçage ont été considérés comme dus au défaut d'accostage (d'après les observations des faciès de rupture qui sont présentées dans la suite de ce chapitre). Les trois autres éprouvettes ont rompu dans la ZAT. On constate donc qu'il semble y avoir, comme dans le cas des soudures contenant un kissing bond toilé, un effet de la contrainte sur la localisation de l'amorçage. Pour des variations de contrainte supérieures à 240 MPa, le défaut d'accostage est responsable de la rupture de l'éprouvette alors que, pour des variations de contrainte inférieures à 240 MPa, les défauts de surface présents sur la surface inférieure (non-toilée) seraient responsables de la rupture des éprouvettes. Il

semble donc exister une contrainte seuil au-delà de laquelle le défaut d'accostage serait nocif.

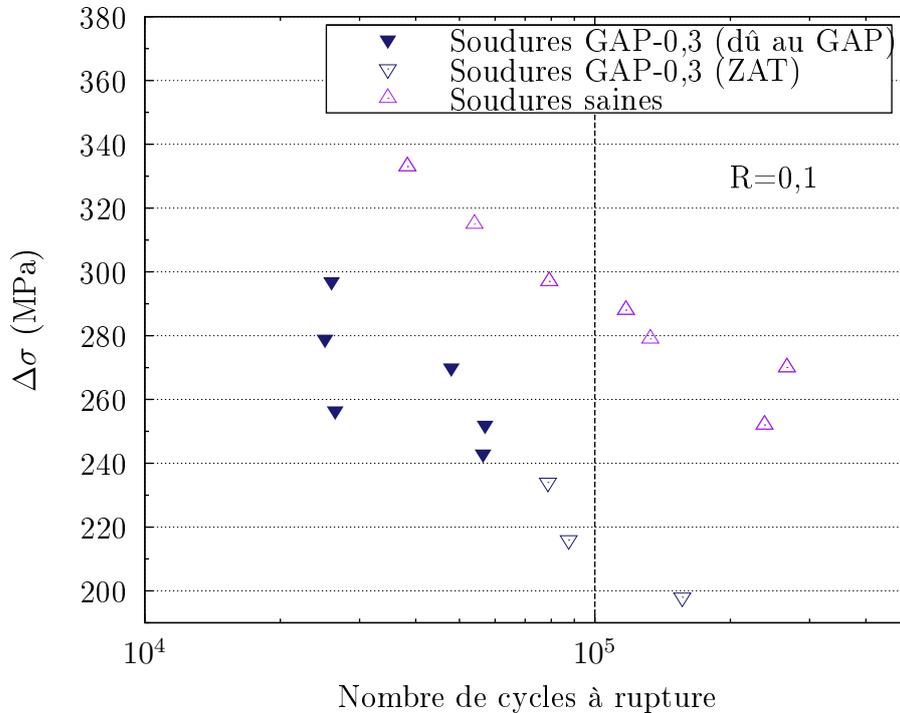


Figure 5.22 – Courbe de Wöhler des soudures GAP-0,3 donnant la localisation de l'amorçage, comparée à celle des soudures saines

L'observation des faciès de rupture des éprouvettes ayant amorcé une fissure de fatigue à partir de la surface inférieure du noyau soudé a permis de révéler l'origine de la rupture. La figure 5.23 est représentative des éprouvettes ayant rompu de cette manière. Les observations en microscopie optique montrent que la rupture par fatigue se situe dans le noyau soudé (figure 5.23(a)). La figure 5.23(b) montre que la rupture par fatigue passe près de la partie débouchante du JLR. Sur la droite de l'image, une fissure secondaire partant de la surface inférieure peut être observée. L'attaque chimique utilisée permet uniquement de révéler les joints de grains présents autour de la fissure secondaire et de la rupture principale, suggérant que la faiblesse de ces joints de grains pourrait être à l'origine de la rupture.

Ceci est confirmé par l'observation du faciès de rupture au niveau de la surface inférieure. La figure 5.23(c) révèle une zone de rupture intergranulaire sur une profondeur d'environ 80  $\mu\text{m}$  et sur une largeur d'environ 110  $\mu\text{m}$ . Sur toute la largeur de l'éprouvette

des zones semblables sont observables. Ces zones de rupture intergranulaire débouchent sur un faciès de rupture par fatigue dont elles sont à l'origine. La figure 5.23(d) est une vue à plus fort grossissement de la zone de rupture intergranulaire sur laquelle on distingue les grains recristallisés du noyau soudé.

Le scénario envisagé pour expliquer ces observations pourrait être analogue à celui exposé dans le cas des soudures contenant un kissing bond :

- durant le premier demi-cycle (la montée en charge), des fissures partant de la surface inférieure du noyau soudé seraient créées par rupture intergranulaire sur une profondeur de quelques dizaines de microns (si la contrainte maximale est supérieure à 270 MPa),
- puis durant les cycles suivants, des fissures de fatigue s'amorceraient à la pointe des fissures créées durant le premier demi-cycle et se propageraient perpendiculairement à l'axe de chargement.

Les durées de vie des éprouvettes n'ayant pas rompu à cause du défaut d'accostage sont anormalement faibles. En effet, puisque ces éprouvettes ont amorcé une fissure de fatigue à partir d'irrégularités de surface, les durées de vie devraient être au niveau de celles des soudures contenant un kissing bond non-toilé et dont la rupture a eu lieu à partir d'irrégularités de surface. Il existe donc un autre facteur responsable de l'abatement en durée de vie pour ces éprouvettes. Ceci peut éventuellement être expliqué par les conditions de soudage dans lesquelles les joints ont été produits : alors que les soudures avec un défaut d'accostage ont été réalisées en contrôle de force, les soudures contenant un kissing bond ont été réalisées en contrôle de position. Cette différence de pilotage a peut-être engendré des différences de flux de matière et de flux thermique causant des différences microstructurales. Cependant, aucune différence au niveau des profils de dureté et des observations en microscopie optique n'a pu être établie. L'état de surface de la face inférieure des soudures GAP-0,3 présente peut-être plus d'irrégularités que la surface inférieure des soudures contenant un kissing bond non-toilé, bien que là encore, aucune différence notable n'a été observée à l'œil nu.

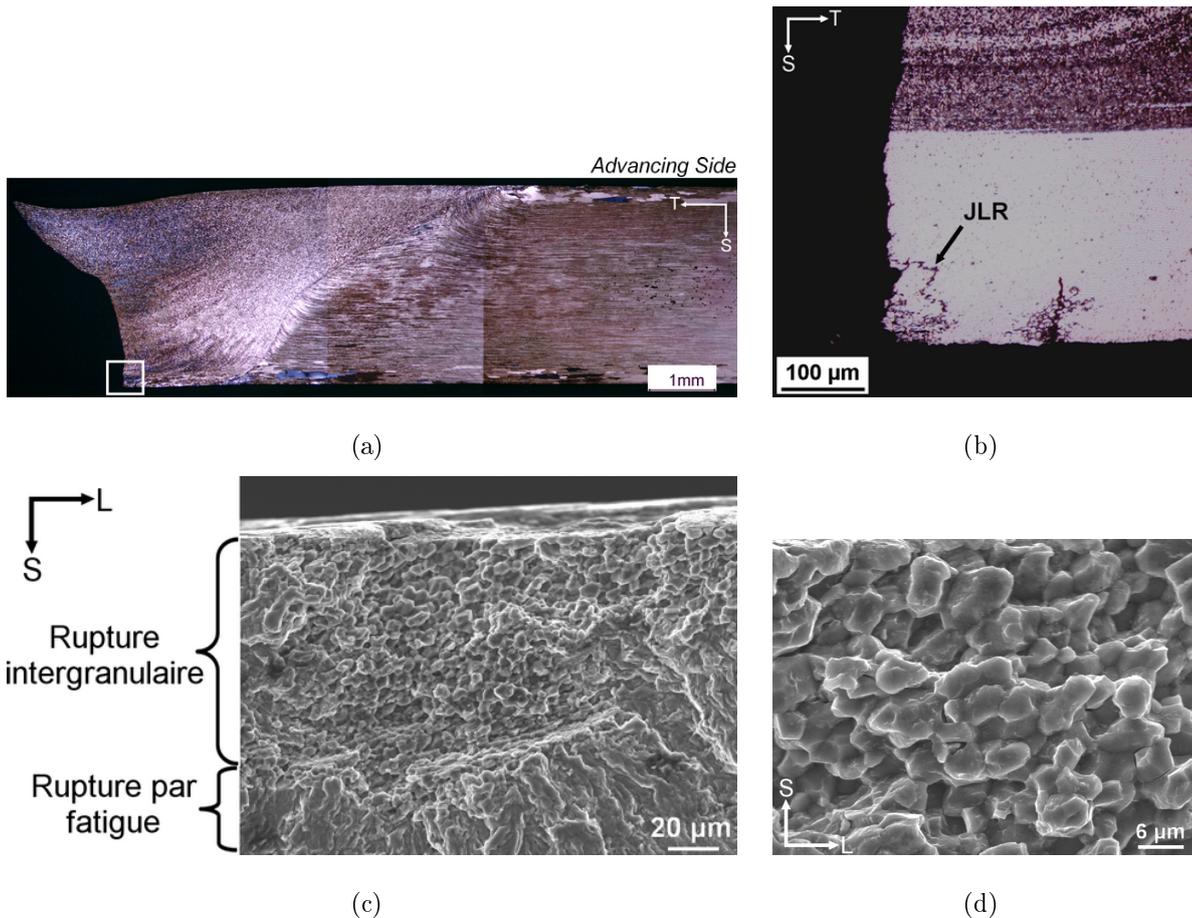


Figure 5.23 – (a) et (b) Observations par microscopie optique dans le plan T-S d’une éprouvette de fatigue d’une soudure GAP-0,3 rompue. Observations par MEB du faciès de rupture de cette éprouvette montrant : une zone de rupture intergranulaire ayant causé l’amorçage d’une fissure de fatigue (c) à faible grandissement et (d) à plus fort grandissement ( $\Delta\sigma=256$  MPa,  $N_R=26\ 500$  cycles)

### 5.5.2 Comportement en fatigue des soudures GAP-0,7

La courbe de Wöhler des soudures GAP-0,7 est représentée sur la figure 5.24 avec celles des soudures GAP-0,3 et des soudures saines. La variation de contrainte à  $10^5$  cycles est de l’ordre de 210 MPa, soit une réduction de l’ordre de 28% par rapport à celle des soudures saines. Cette valeur est identique à celle des soudures GAP-0,3 bien que pour les soudures GAP-0,7, elle soit plus facilement identifiable étant donnée la distribution des résultats expérimentaux. Là encore, le défaut d’accostage semble donc jouer un rôle important sur le tenue en fatigue des soudures.

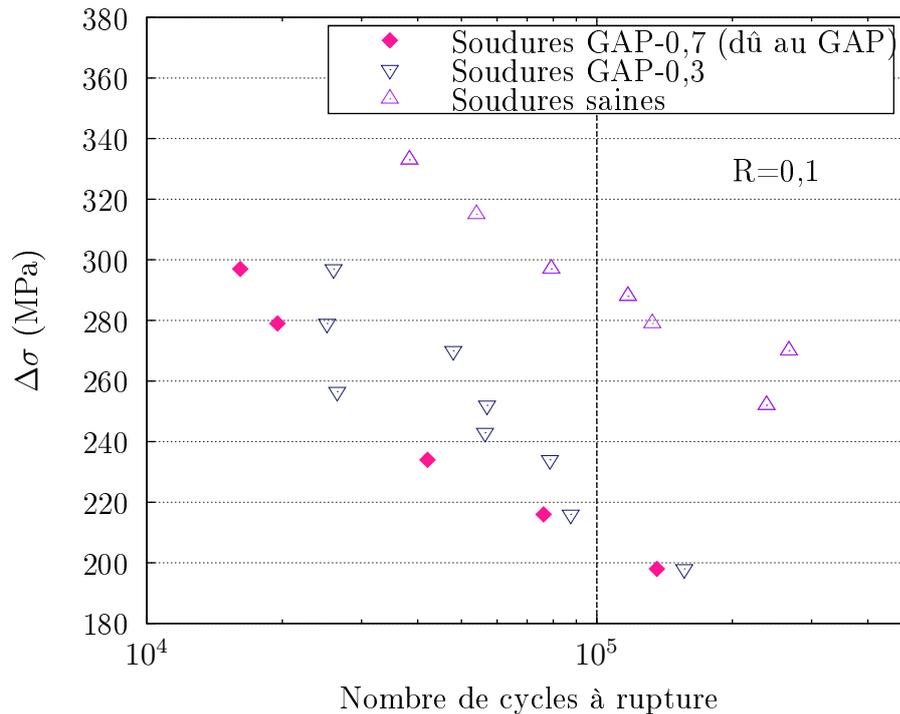


Figure 5.24 – Courbe de Wöhler des soudures GAP-0,7 donnant la localisation de l’amorçage, comparée à celle des soudures GAP-0,3 et des soudures saines

La figure 5.24 montre également que les cinq éprouvettes testées ont toutes amorcé une fissure de fatigue à partir du défaut d’accostage. Ceci est basé sur les observations qui ont été faites sur les éprouvettes rompues. Cela signifie donc que la localisation de l’amorçage en fatigue ne dépend pas de la contrainte appliquée (dans la gamme des contraintes testées). En effet, quel que soit le niveau de contrainte appliqué, le défaut d’accostage de 0,7 mm est responsable de la rupture des éprouvettes, même lorsque la contrainte maximale est inférieure à la limite d’élasticité.

Le faciès de rupture des éprouvettes est identique quelle que soit la contrainte appliquée. Ainsi un seul exemple va être présenté (figure 5.25). Comme dans le cas des faciès de rupture en traction monotone, des zones de rupture intergranulaire apparaissent à partir de la surface inférieure du noyau, sur une profondeur de l’ordre de  $80 \mu\text{m}$ . Ces zones ne sont pas continues et sont présentes sur toute la largeur de l’éprouvette. Ces faciès de rupture intergranulaire débouchent sur de la rupture par fatigue dont elles sont à l’origine. D’après les observations des faciès de rupture en traction monotone et en fatigue, là encore, le scénario envisagé serait le même que dans le cas des soudures GAP-0,3 : des

fissures seraient créées par rupture intergranulaire durant le premier demi-cycle, puis à la pointe de ces fissures, des fissures de fatigue s'amorceraient ensuite pour se propager perpendiculairement à l'axe de chargement. Des essais complémentaires devraient être réalisés afin de déterminer éventuellement une contrainte seuil en-dessous de laquelle le défaut d'accostage de 0,7 mm ne serait plus responsable de l'amorçage d'une fissure de fatigue.

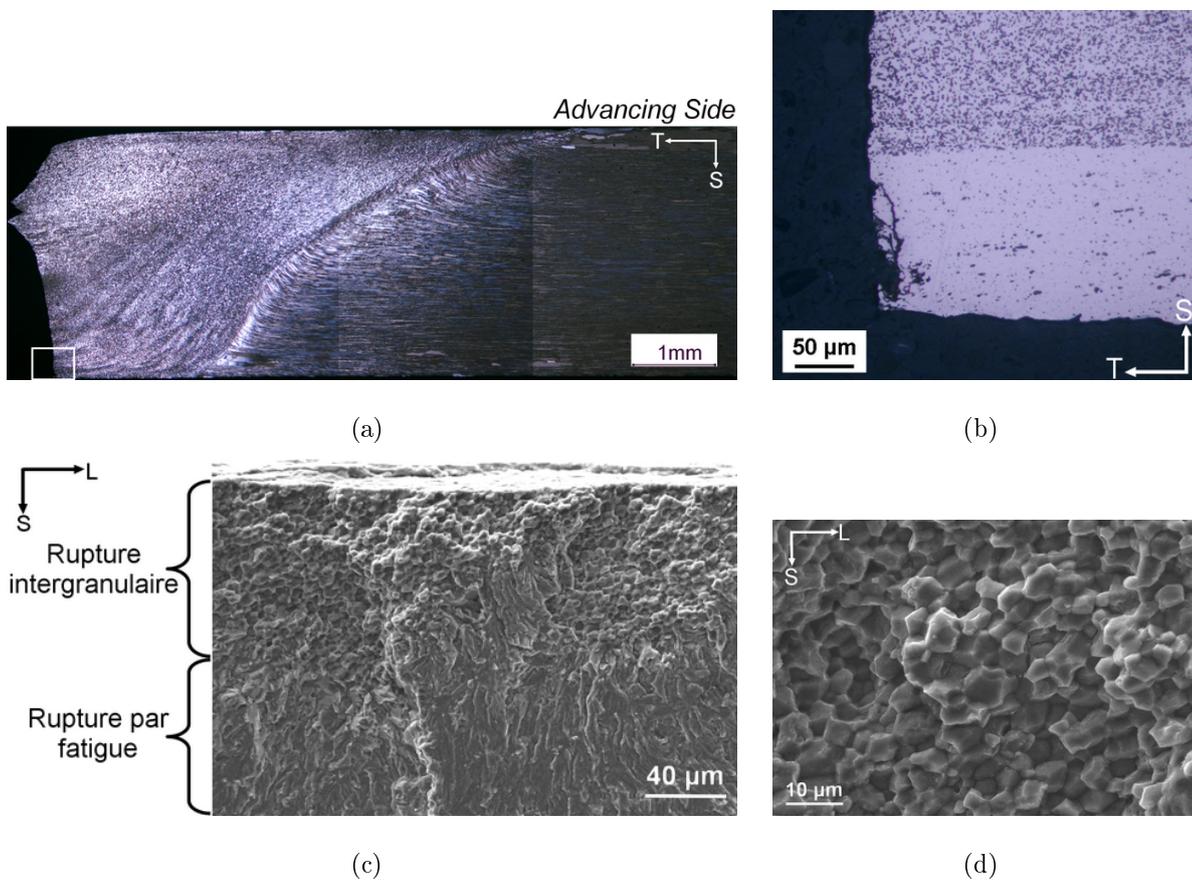


Figure 5.25 – (a) et (b) Observations par microscopie optique dans le plan T-S d'une éprouvette de fatigue d'une soudure GAP-0,3 rompue. Observations au MEB du faciès de rupture de cette éprouvette montrant une zone de rupture intergranulaire ayant causé l'amorçage d'une fissure de fatigue (c) à faible grandissement et (d) à plus fort grandissement ( $\Delta\sigma=198$  MPa,  $N_R=136\ 000$  cycles)

### 5.5.3 Origine de la rupture intergranulaire responsable de l'amorçage de fissures de fatigue

Afin de déterminer l'origine de la rupture intergranulaire ayant causé l'amorçage de fissures de fatigue dans le cas des soudures GAP-0,3 et GAP-0,7 des observations par MET ont été menées. Par manque de temps, ces observations n'ont porté que sur les joints de grains des soudures GAP-0,7. Une lame mince a été préparée selon la procédure présentée dans le chapitre 2, et prélevée au milieu du noyau soudé, au plus près de la surface inférieure. L'observation en mode STEM-HAADF a révélé la présence de précipités intergranulaires riches en cuivre de quelques centaines de nanomètres de long (figure 5.26). Localement, la présence de ce qui a été identifié comme étant des particules d'oxydes intergranulaires a été observée (figure 5.27(a)). L'analyse EDX réalisée le long de la ligne rouge a montré un enrichissement en oxygène et dans une moindre mesure en silicium, et un appauvrissement en aluminium, au passage à travers la particule. Ces particules pourraient être des particules du JLR. Enfin, les observations ont montré que certains joints de grains étaient enrichis en cuivre (figure 5.28).

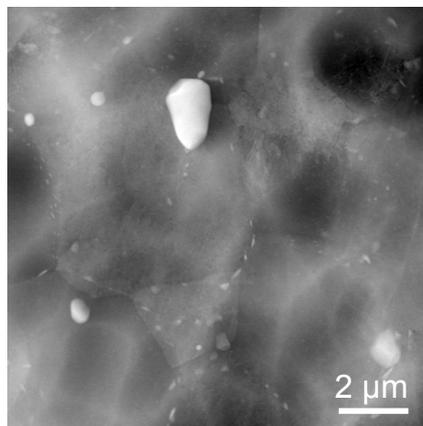
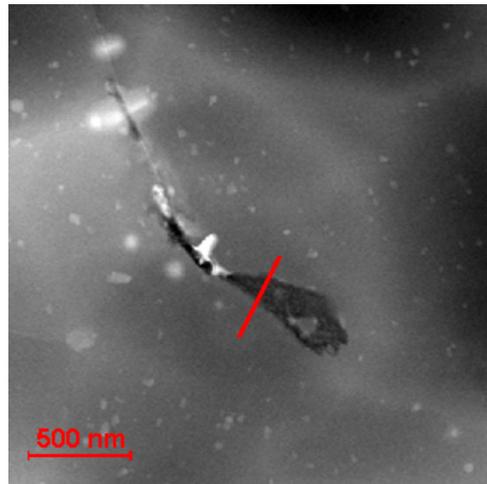


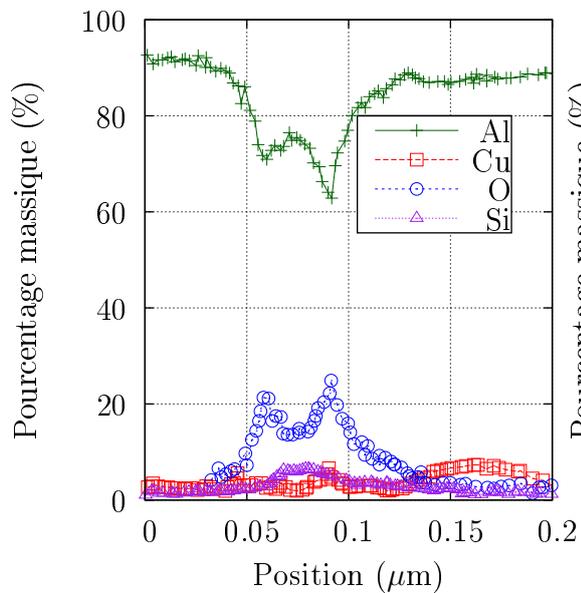
Figure 5.26 – Observation en MET (HAADF) des précipités riches en cuivre présents dans le noyau soudé d'une soudure GAP-0,7

Ces quelques observations ne permettent pas d'identifier clairement la cause de la fragilité de certains joints de grains des soudures GAP-0,7. De plus, rien ne garantit que la zone observée par MET contienne certains de ces joints de grains. C'est pourquoi d'autres observations seraient nécessaires, notamment dans les soudures saines, afin de comparer

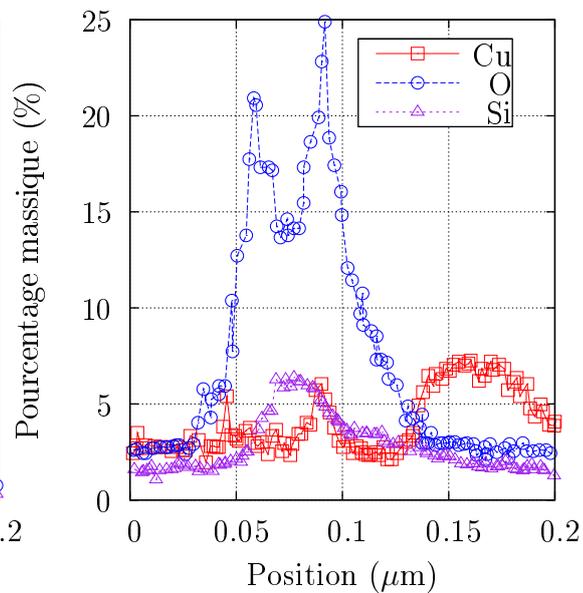
l'état de précipitation à celui observé ici.



(a)

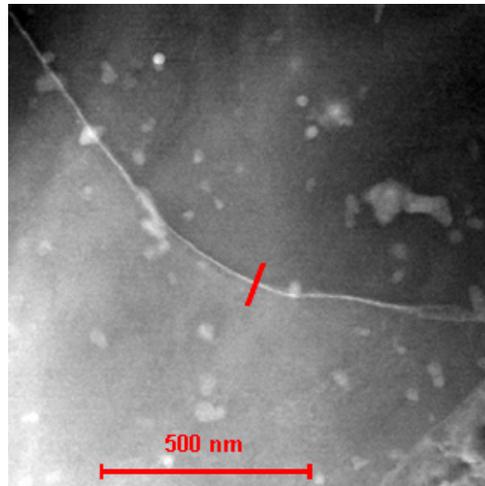


(b)

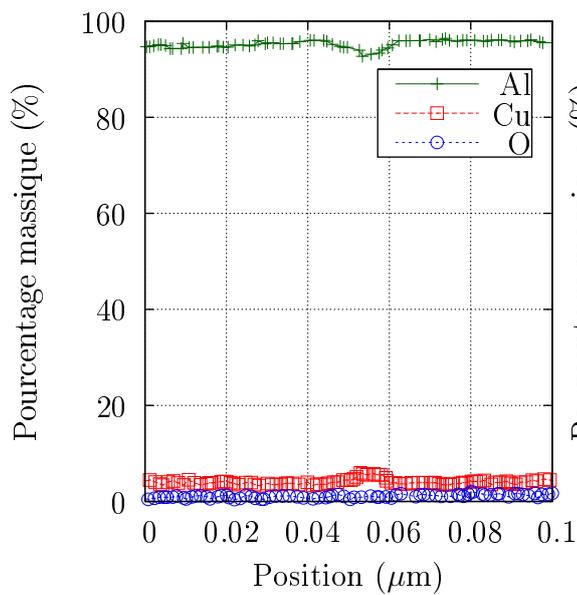


(c)

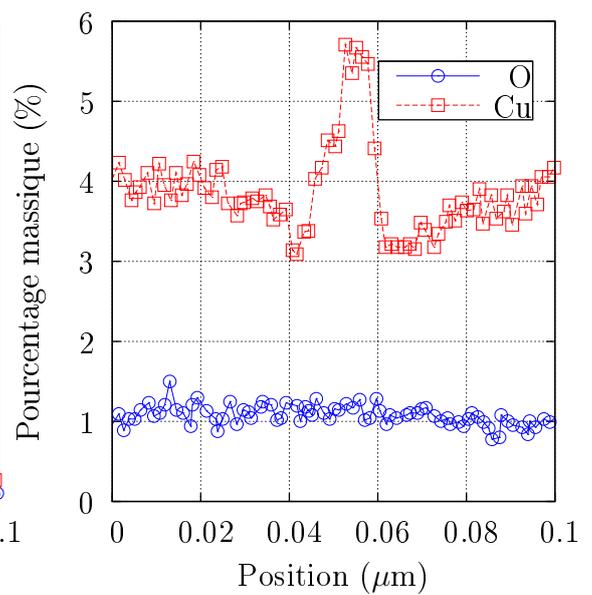
Figure 5.27 – (a) Observation en MET (STEM-HAADF) de particules d'oxydes présentes au joint de grains du noyau soudé d'une soudure GAP-0,7 (une analyse EDX a été réalisée le long du trait rouge). (b), (c) Résultats de l'analyse EDX ((c) est un zoom de (b))



(a)



(b)



(c)

Figure 5.28 – (a) Observation en MET (STEM-HAADF) d'un joint de grains enrichi en cuivre, du noyau soudé d'une soudure GAP-0,7 (une analyse EDX a été réalisée le long du trait rouge). (b), (c) Résultats de l'analyse EDX ((c) est un zoom de (b))

## 5.6 Résistance résiduelle des soudures

### 5.6.1 Introduction

La rupture par fatigue peut être divisée en trois stades : l'amorçage, la propagation et la rupture finale. Les essais menés à rupture pour déterminer la courbe de Wöhler ne permettent pas de rendre compte de l'influence de chacun de ces stades sur le comportement en fatigue des soudures.

Dans l'optique d'estimer la part d'amorçage et de propagation dans la durée de vie des soudures saines et des soudures défectueuses, des essais de résistance résiduelle ont été menés. Ces essais se divisent en deux étapes :

- tout d'abord l'éprouvette est sollicitée en fatigue durant 20 à 50% de sa durée de vie (estimée grâce aux courbes de Wöhler),
- puis un essai de traction monotone est réalisé sur la même éprouvette, jusqu'à rupture.

Ces essais permettent ainsi de quantifier l'éventuelle perte des propriétés en traction suite à un essai de fatigue de 20 à 50% de la durée de vie de l'éprouvette, mais également d'avoir une estimation de la durée de vie à l'amorçage relative pour chaque soudure en observant la présence ou non d'une zone de fatigue sur le faciès de rupture.

Les conditions dans lesquelles les essais de fatigue correspondants ont été réalisés sont données dans le tableau 5.1. Pour les soudures saines (un essai) et les soudures contenant un JLR (deux essais), la variation de contrainte choisie correspond à une durée de vie de  $10^5$  cycles. Pour les soudures contenant un kissing bond (deux essais), les essais ont été réalisés sur des éprouvettes dont le kissing bond a été toilé et la variation de contrainte a été choisie suffisamment élevée (c'est-à-dire supérieure à 255 MPa) afin de permettre un amorçage sur le kissing bond. La première éprouvette a été sollicitée en fatigue pendant environ 40% de sa durée de vie (15 000 cycles) alors que la deuxième a été sollicitée pendant environ 20% de sa durée de vie (7 000 cycles).

Les dix premiers cycles ont été réalisés à une fréquence de 0,5 Hz pour permettre de suivre les déformations par corrélation d'images sur la tranche de l'éprouvette, puis les

	$\Delta\sigma$ (MPa)	Nombre de cycles
Soudures saines	288	50 000 ( $\approx 50\%$ de la DDV)
JLR	270	50 000 ( $\approx 50\%$ de la DDV)
KB-1	279	15 000 ( $\approx 40\%$ de la DDV)
KB-2	279	7 000 ( $\approx 20\%$ de la DDV)

Tableau 5.1 – Condition d’essais de résistance résiduelle (DDV : nombre de cycles à rupture estimé par les courbes de Wöhler)

cycles suivants ont été menés à 20 Hz. Une fois les cycles de fatigue effectués, l’éprouvette a subi une traction monotone suivie par corrélation d’images jusqu’à rupture.

### 5.6.2 Résultats

Les courbes contrainte-déformation durant le premier cycle de fatigue (et correspondant également aux cycles suivants du fait de l’accommodation), ainsi que la courbe de traction des soudures après avoir subi les cycles de fatigue et la courbe de traction des soudures déterminée dans le chapitre 4, sont données sur la figure 5.29. Il apparaît ainsi qu’il n’y a pas de perte significative des propriétés en traction des soudures saines et des soudures contenant un JLR, après avoir subi 50 000 cycles à une variation de contrainte de 288 MPa et 270 MPa respectivement. De même pour les soudures contenant un kissing bond, il ne semble pas y avoir de perte notable des propriétés en traction des soudures ni après 15 000 cycles, ni après 7 000 cycles à 279 MPa. La différence de ductilité entre la courbe de traction et la courbe de résistance résiduelle des soudures contenant un kissing bond (KB-1) se situe dans la dispersion expérimentale et ne peut être attribuée sans ambiguïté à un effet du cyclage en fatigue.

Les faciès de rupture des différentes soudures ont été observés afin de détecter l’amorçage éventuel d’une fissure de fatigue. La figure 5.30 illustre le cas pour les soudures saines. La figure 5.30(a) montre que la rupture a eu lieu le long de la frontière entre la ZAT et la ZATM (pour la partie inférieure de l’éprouvette) et dans le noyau soudé (pour la partie supérieure de l’éprouvette) du côté de la retreating side. Le faciès de rupture de la zone du noyau soudé (figure 5.30(b)) montre une rupture ductile associée à la crois-

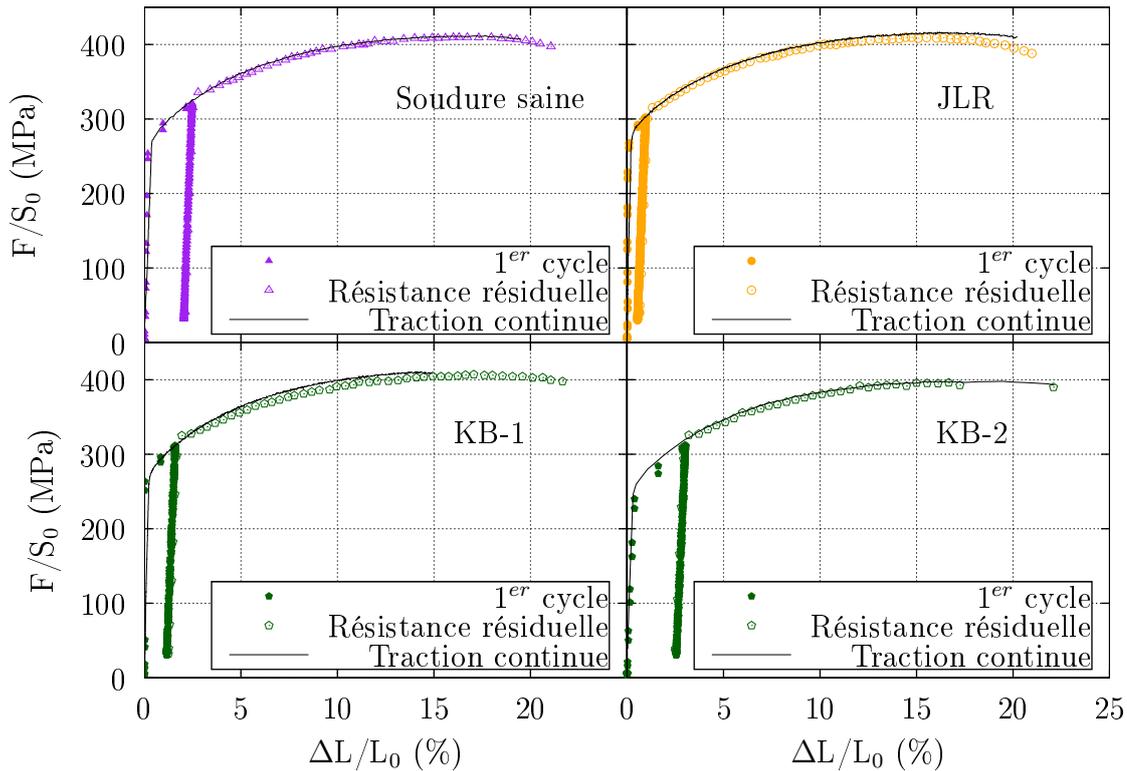


Figure 5.29 – Courbes de résistance résiduelle des soudures saines, des soudures contenant un JLR et des soudures contenant un kissing bond

sance de cavités, alors que le faciès de rupture de la partie située entre la ZATM et la ZAT (figure 5.30(c)) montre une rupture mixte (fibreuse et croissance de cavités) où l'on distingue les grains allongés de la ZAT. Ces observations sont identiques à celles faites dans le cas de la rupture en traction monotone des soudures saines. Les observations au MEB ne révèlent aucune trace de faciès de fatigue. Ainsi, après 50% de la durée de vie en fatigue de l'éprouvette aucune fissure de fatigue ne semble s'être propagée. La durée de vie en amorçage, dans le cas des soudures saines et sollicitées à ce niveau de contrainte (correspondant à une durée de vie d'environ  $10^5$  cycles), serait donc supérieure à la durée de vie en propagation. Cependant, une fissure de fatigue aurait pu se propager en dehors de la zone rompue observée par MEB, mais l'examen en microscopie optique des faces de l'éprouvette n'a pas permis de détecter la présence d'une telle fissure.

En ce qui concerne les soudures contenant un JLR, les faciès de rupture des deux éprouvettes testées sont différents. Dans un cas, l'examen du faciès de rupture ne révèle aucune lunule de fatigue. Les conclusions sont donc identiques à celles faites pour les soudures saines. Dans le deuxième cas (figure 5.31), la rupture s'est produite dans le noyau

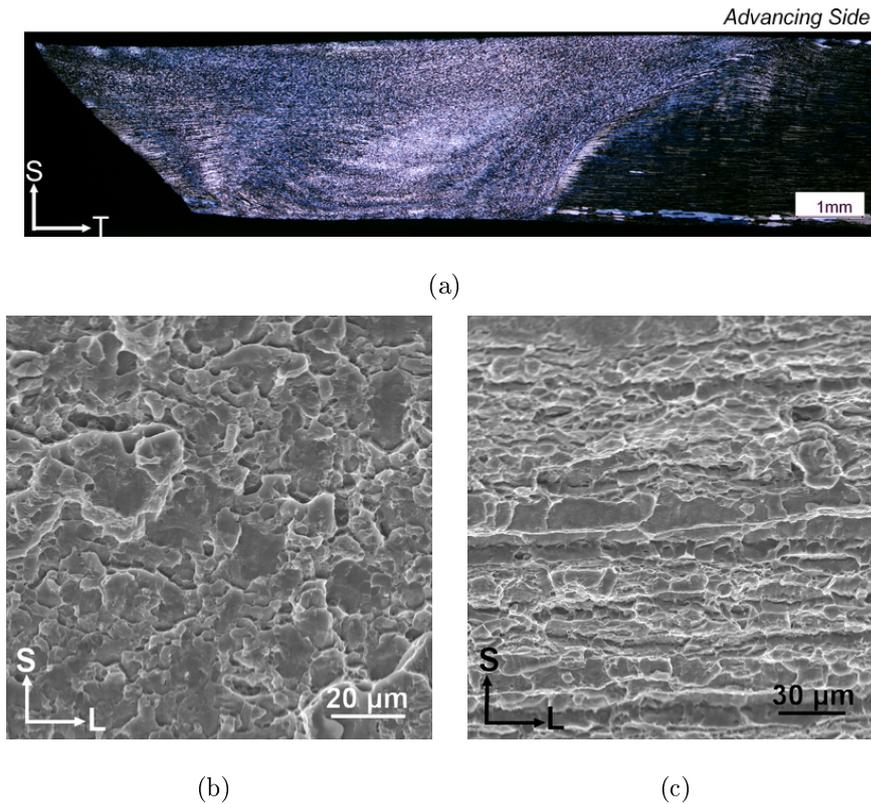


Figure 5.30 – (a) Observation en microscopie optique d’une vue en coupe dans le plan T-S d’une éprouvette rompue à l’issue d’un essai de résistance résiduelle sur soudure saine. Observations au MEB du faciès de rupture proche des surfaces (b) supérieure et (c) inférieure

soudé (figure 5.31(a)) et l’observation du faciès révèle la présence, là encore, d’une rupture ductile associée à la croissance de cavités (figure 5.31(c)). Cependant, une lunule de fatigue d’un rayon d’environ  $60\mu\text{m}$  est observée dans le noyau de la soudure (figure 5.31(b)). L’amorçage semble avoir eu lieu à partir d’un défaut au niveau de la surface inférieure. Après 50% de la durée de vie de l’éprouvette, une fissure de fatigue a déjà commencé à se propager bien que la taille de la lunule de fatigue soit encore relativement faible par rapport à la taille de la lunule de fatigue mesurée sur l’éprouvette de soudure contenant un JLR et sollicitée à ce même niveau de contrainte (environ 1,5 mm). Au vu des observations faites pour ces deux éprouvettes, on peut en déduire que la durée de vie en amorçage d’une soudure contenant un JLR devrait être relativement proche de la moitié de la durée de vie totale de l’éprouvette, pour le niveau de contrainte considéré et conduisant à une rupture au bout d’environ  $10^5$  cycles.

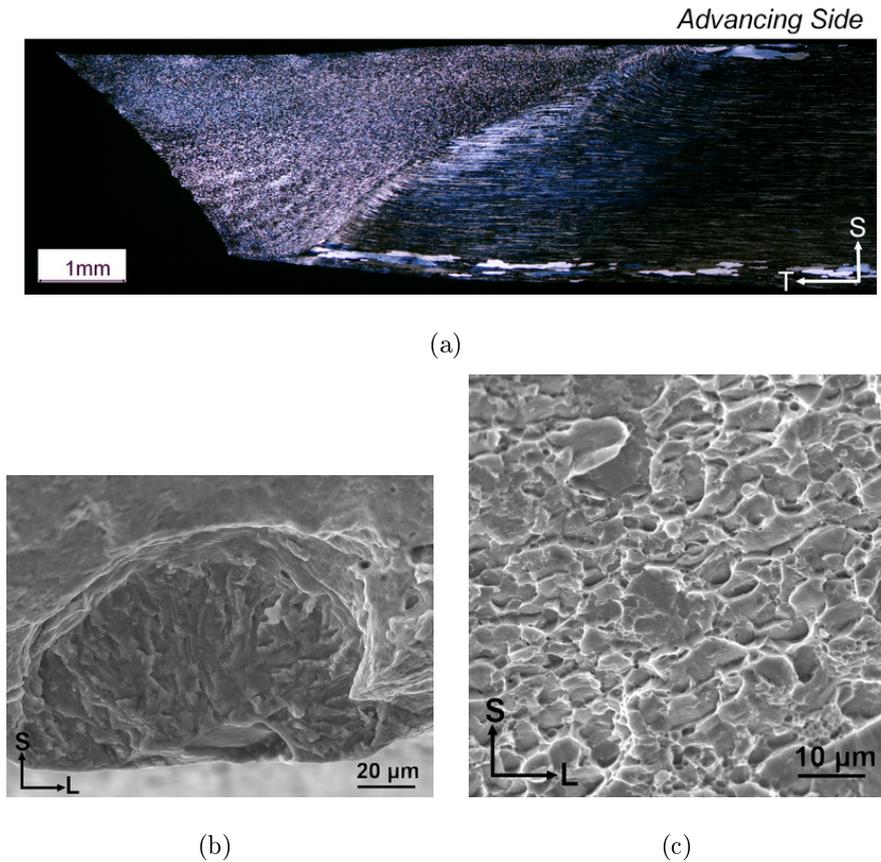


Figure 5.31 – (a) Observation en microscopie optique d’une vue en coupe dans le plan T-S d’une éprouvette rompue à l’issue d’un essai de résistance résiduelle sur soudure contenant un JLR. Observations au MEB du faciès de rupture montrant : (b) une lunule de fatigue et (c) une zone de rupture ductile représentative du reste du faciès

La figure 5.32 illustre le cas pour une soudure contenant un kissing bond et sollicitée en fatigue durant 15 000 cycles (KB-1), à un niveau de contrainte comparable à celui auquel la soudure saine et les soudures contenant un JLR ont été sollicitées. D’après les figures 5.32(a)(b), la rupture passe par le milieu du noyau soudé du côté de la face inférieure, c’est-à-dire par le kissing bond. Les figures 5.32(c) et 5.32(d) montrent un faciès divisé en trois zones distinctes, identique à celui observé dans la partie consacrée à la tenue en fatigue des soudures contenant un kissing bond. En effet, on distingue sur ce faciès, un premier faciès caractéristique de la présence du kissing bond et correspondant à l’ouverture de ce dernier durant le premier demi-cycle (sur une profondeur d’environ  $50 \mu\text{m}$ ), puis une fissure de fatigue qui se propage à partir de la fissure ductile créée par le kissing bond sur une profondeur de  $30 \mu\text{m}$  (d’après la figure 5.32(c)) à  $55 \mu\text{m}$  (d’après la

figure 5.32(d)). Ce type de faciès n'est présent que sur environ 1 mm de la largeur totale de l'éprouvette. Le troisième faciès est celui correspondant à la rupture de l'éprouvette durant l'essai de traction consécutif à l'essai de fatigue.

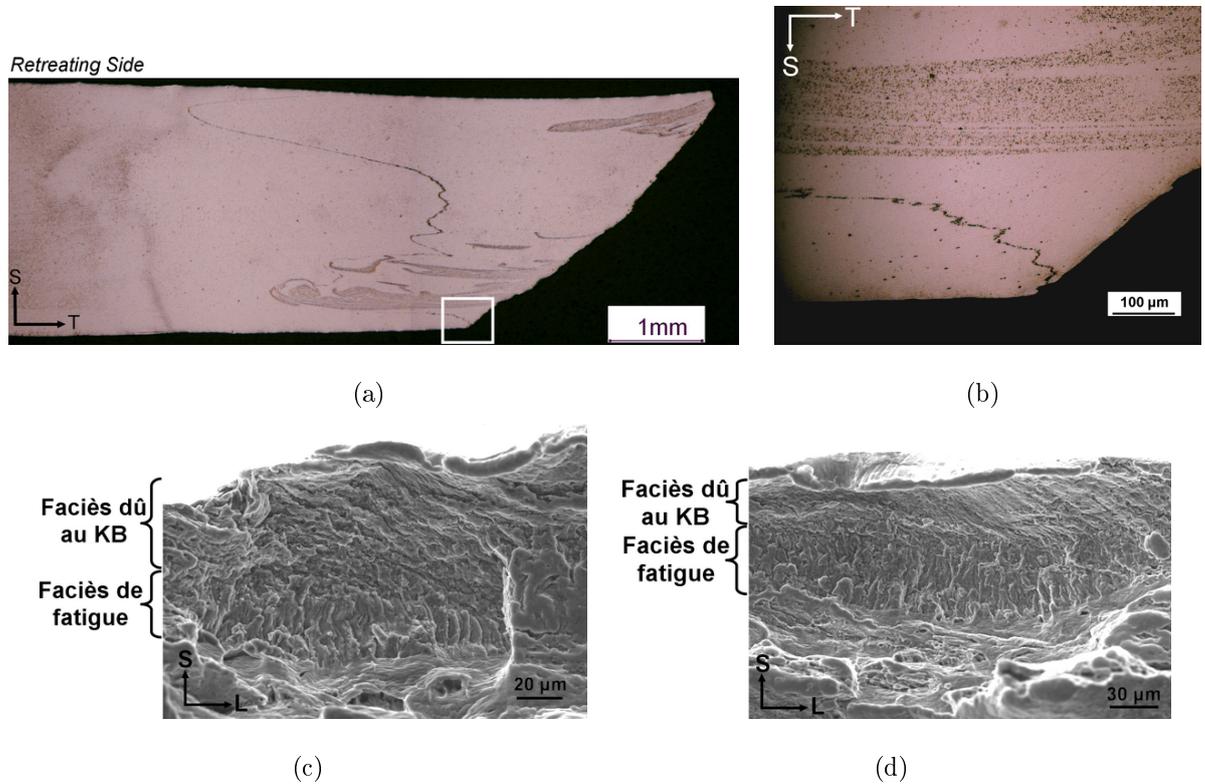


Figure 5.32 – (a)(b) Observations en microscopie optique d'une vue en coupe dans le plan T-S d'une éprouvette rompue à l'issue d'un essai de résistance résiduelle sur soudure contenant un kissing bond (ayant subi 15 000 cycles auparavant). (c)(d) Observations au MEB du faciès de rupture

Alors que pour la soudure contenant un JLR (sollicitée à un niveau de contrainte comparable), il a fallu 50 000 cycles pour propager une fissure de fatigue de  $60 \mu\text{m}$ , dans le cas de la soudure contenant un KB, 15 000 cycles ont suffi à faire propager une fissure de fatigue de  $30$  à  $55 \mu\text{m}$ . De plus, dans le cas de la soudure contenant un JLR, un seul site d'amorçage a été observé, alors que dans le cas de la soudure contenant un kissing bond, des fissures de fatigue se sont amorcées sur une largeur d'environ 1 mm.

Enfin, la figure 5.33 illustre le cas d'une soudure contenant un kissing bond et sollicitée en fatigue durant 7 000 cycles (KB-2) à la même contrainte que l'éprouvette précédente contenant un kissing bond. Là encore, le faciès de rupture de l'éprouvette est divisé en trois

parties : le faciès associé à la présence du kissing bond et correspondant à son ouverture, le faciès de fatigue et le faciès de rupture de l'essai de traction monotone. Dans ce cas, le kissing bond a été ouvert sur une profondeur d'environ 60 à 80  $\mu\text{m}$ , puis des fissures de fatigue se sont propagées sur une profondeur d'environ 30 à 40  $\mu\text{m}$  à partir de la fissure ductile créée par l'ouverture du kissing bond (figures 5.33(a) et 5.33(b)). On remarque qu'à l'issue de la sollicitation en fatigue, c'est-à-dire durant l'essai de traction, le kissing bond a de nouveau été ouvert sur une profondeur d'environ 40  $\mu\text{m}$ , avant que la fissure ne bifurque. Cet essai montre qu'après seulement 7 000 cycles, une fissure de fatigue s'est déjà propagée à partir de la fissure ductile créée par l'ouverture du kissing bond et que la taille de la zone de fatigue est plus faible que dans le cas de l'éprouvette sollicitée pendant 15 000 cycles.

Les observations menées sur les deux éprouvettes contenant un kissing bond confirment que pour une variation de contrainte supérieure à 255 MPa, le nombre de cycles à l'amorçage dans le cas des soudures contenant un kissing bond est réduit par rapport aux soudures saines et aux soudures contenant un JLR et que la propagation de fissures de fatigue pourrait débuter peu de cycles après l'ouverture du kissing bond durant le premier demi-cycle.

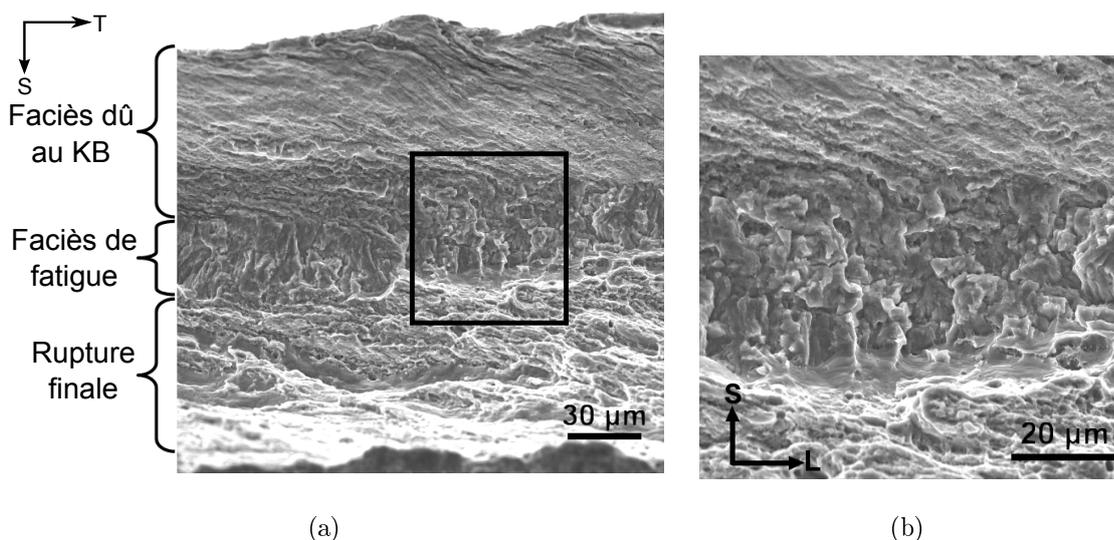


Figure 5.33 – (a)(b) Observations au MEB du faciès de rupture d'une soudure contenant un kissing bond (sollicitée durant 7 000 cycles)

### 5.6.3 Bilan des essais de résistance résiduelle

Les essais menés ont permis de constater que la durée de vie à l'amorçage des soudures saines, sollicitées à des niveaux de contrainte conduisant à une rupture au bout de  $10^5$  cycles, était supérieure à 50% de la durée de vie totale de l'éprouvette. La durée de vie à l'amorçage des soudures contenant un JLR semble se situer autour de 50% de la durée de vie totale puisque dans une seule des deux éprouvettes testées, une fissure de fatigue s'est propagée et sur une profondeur de seulement  $60 \mu\text{m}$  en 50 000 cycles (50% de la durée de vie). En revanche, la durée de vie à l'amorçage des soudures contenant un kissing bond toilé (sollicitées à un niveau de contrainte comparable à celui auquel les soudures saines et les soudures contenant un JLR ont été sollicitées) est très largement inférieure car après 7 000 cycles (soit 20% de la durée de vie de l'éprouvette), une fissure de fatigue s'est propagée sur environ  $30\text{-}40 \mu\text{m}$  à partir de la fissure ductile créée par l'ouverture du kissing bond, et qu'après 15 000 cycles, cette fissure de fatigue s'est propagée sur  $30$  à  $55 \mu\text{m}$ . Ces observations confirment le scénario envisagé dans la partie consacrée au comportement en fatigue des soudures contenant un kissing bond : pour des niveaux de contraintes suffisamment élevés, le kissing bond s'ouvrirait durant la première montée en charge, puis une fissure de fatigue se propagerait à partir du kissing bond ouvert. Le nombre de cycles à l'amorçage est ainsi réduit à un demi-cycle de fatigue, alors qu'il est supérieur à 50 000 cycles dans les cas des soudures saines (pour le même niveau de contraintes), ce qui explique le fort abattement en durée de vie constaté pour des niveaux de contrainte supérieurs à 255 MPa dans le cas des soudures contenant un kissing bond toilé.

## 5.7 Rupture finale des soudures

### 5.7.1 Introduction

Le dernier stade d'une rupture par fatigue (la rupture brutale) est caractérisé par la ténacité du matériau, traduisant sa résistance à la déchirure. Etant donné la faible épaisseur des tôles (3,1 mm) des essais de déchirure sur éprouvettes entaillées (Kahn) ont été réalisés. Les énergies d'amorçage de fissure (UIE), correspondant à l'aire sous la courbe jusqu'à la force maximale atteinte, ont ensuite été déterminées pour caractériser la ténacité relative des différents matériaux testés (cf. chapitre 1).

Dans un grand nombre de cas, la rupture finale des essais de fatigue qui ont été réalisés dans cette étude a eu lieu dans le noyau soudé. C'est pourquoi l'entaille a été placée au milieu du noyau soudé, afin de caractériser la ténacité de celui-ci. Cependant, pour les essais de déchirure ductile, la fissure se propage parallèlement au plan de la tôle et non perpendiculairement comme c'est le cas dans la majorité des essais de fatigue. Cependant, d'après le chapitre 4, le noyau peut être considéré comme étant isotrope.

### 5.7.2 Courbes des essais de déchirure ductile

Les courbes force-ouverture d'entaille des essais de déchirure pour le matériau de base (sens L-T et T-L), les soudures saines, les soudures contenant un JLR et les soudures contenant un KB sont présentées sur la figure 5.34. Pour chaque matériau, deux éprouvettes ont été testées (excepté pour les soudures saines) et ont donné des résultats reproductibles (moins de 5% d'écart), c'est pourquoi une seule courbe par matériau a été représentée.

A partir de la première partie des courbes (c'est-à-dire jusqu'à la force maximale), les énergies d'amorçage de fissures des différents matériaux ont été déterminées (tableau 5.2). Le matériau de base sollicité dans le sens L et dans le sens T présente des énergies relativement proches, bien que le matériau de base sollicité dans le sens L soit plus tenace que celui dans le sens T. Les soudures saines présentent une diminution de l'ordre de 20% par rapport au matériau de base sollicité dans le sens T. Les soudures contenant un JLR

	UIE (N/m)
MB-LT	181-182
MB-TL	166-171
Soudure saine	138
JLR	117-119
KB	87-92

Tableau 5.2 – Valeurs d'énergie d'amorçage (UIE) calculées pour les différents matériaux testés

présentent une réduction de l'ordre de 15% par rapport aux soudures saines, alors que les soudures contenant un kissing bond présentent une réduction de l'ordre de 35%.

L'évolution des contraintes à rupture à  $10^5$  cycles peut également être due aux différences de ténacité entre les matériaux, puisque celle-ci suit la même tendance que l'évolution des ténacités. Afin d'expliquer les différences de ténacité constatées entre les différentes soudures, les faciès de rupture des éprouvettes Kahn ont été observés en microscopie.

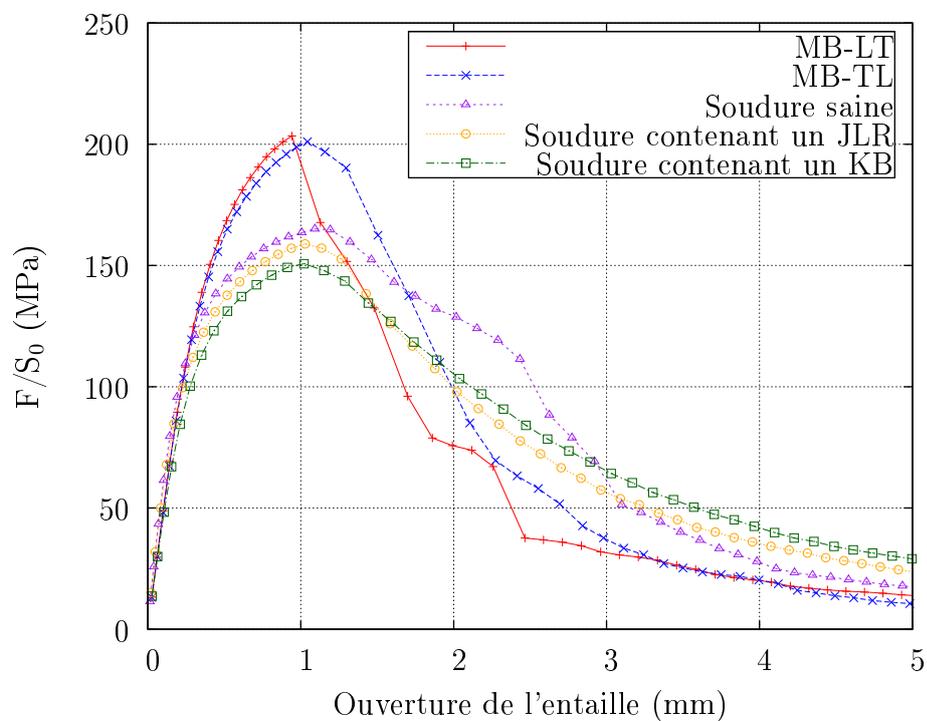


Figure 5.34 – Courbes représentant la contrainte nominale en fonction de l'ouverture de l'entaille pour les essais sur éprouvettes Kahn

### 5.7.3 Faciès de rupture

Les faciès de rupture des éprouvettes Kahn ont été observés à différentes échelles. La figure 5.35 montre l'éprouvette rompue et le faciès de rupture d'une soudure saine. La figure 5.35(a) permet d'observer macroscopiquement le chemin de fissuration dans le cas des soudures saines. On constate ainsi que la fissure, initialement dans le noyau, bifurque après 5 mm dans la ZATM côté retreating side (figure 5.35(b)). La fissure rejoint donc rapidement la zone faible de la soudure, identifiée dans le chapitre 4. La figure 5.35(c) montre le faciès de rupture avant bifurcation de la fissure (lorsque celle-ci est encore dans le noyau soudé mais en dehors du triangle d'amorçage). On retrouve dans ce cas un faciès ductile associé à la croissance de cavités. En revanche, lorsque la fissure a bifurqué dans la ZATM (figure 5.35(d)), le faciès permet de distinguer les grains allongés de la ZATM et de la ZAT et localement des zones de cupules, caractéristique de la rupture mixte.

La figure 5.36 montre le chemin de fissuration et le faciès de rupture dans le cas d'une soudure contenant un JLR. Le chemin est différent de celui observé dans le cas des soudures saines : il n'y pas de bifurcation de la fissure, celle-ci se propage de façon rectiligne dans le noyau (figure 5.36(a)). A 10 mm de l'entaille, une coupe de l'éprouvette dans le plan T-S a été observée afin de localiser le plan de la fissure dans la soudure (figure 5.36(b)). On s'aperçoit ainsi que le plan de la fissure rencontre le JLR à mi-épaisseur environ. L'observation du faciès de rupture de cette éprouvette montre effectivement la trace du croisement du plan de la fissure avec le JLR (figure 5.36(c)). A mi-épaisseur, une démarcation apparaît dans la direction de propagation de la fissure et correspond à l'endroit où le plan de la fissure rencontre le JLR. Les figures 5.36(d) et 5.36(e) montrent l'aspect de cette démarcation due au JLR à faible et fort grossissement. Cette démarcation apparaît comme étant un endommagement autour duquel on distingue des cupules (de quelques microns) ainsi que des zones planes dans lesquelles la déformation plastique semble avoir été sévère. Le JLR semble donc avoir un effet sur le chemin de fissuration des éprouvettes Kahn. Le chemin de fissuration n'est plus gouverné par la plasticité mais par l'endommagement qui serait créé autour du JLR et qui aurait pour conséquence de localiser la fissure dans le noyau.

Enfin, dans le cas des soudures contenant un kissing bond, les observations sont lé-

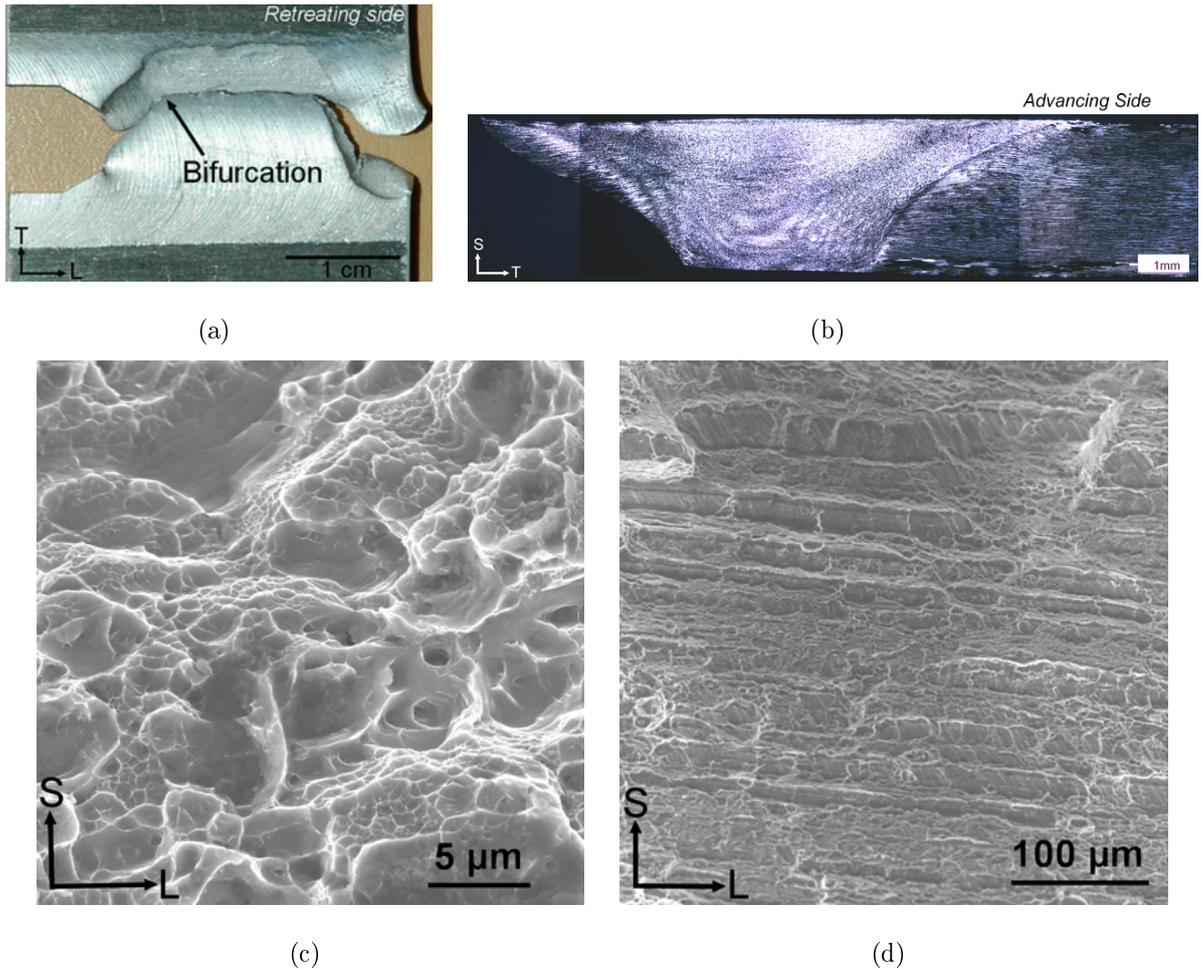


Figure 5.35 – Observations du chemin de fissuration d’une éprouvette Kahn dans le cas d’une soudure saine : vue de côté du chemin de fissuration (a), vue en coupe de la localisation de la fissure dans la soudure après bifurcation (b). Observations MEB du faciès de rupture (c) dans le noyau soudé et (d) après bifurcation dans la ZATM

gèrement différentes sur les deux éprouvettes testées. Dans un premier cas, le scénario est identique à celui décrit pour les soudures contenant un JLR (figure 5.37). En effet, la fissure est également localisée dans le noyau et rencontre le JLR à mi-épaisseur (figures 5.37(a)(b)). Cela conduit à l’apparition d’une démarcation sur le faciès de rupture (figures 5.37(c)) au niveau de laquelle on distingue de l’endommagement attribué à la présence du JLR (figures 5.37(d)(e)).

Dans le deuxième cas (figure 5.38), une différence est à noter à hauteur du triangle d’amorçage, du côté de la surface inférieure (figure 5.38(a)). Une zone d’environ  $700 \mu\text{m}$  de long et de  $150 \mu\text{m}$  de profondeur présente un faciès typique (figure 5.38(b)). Cette

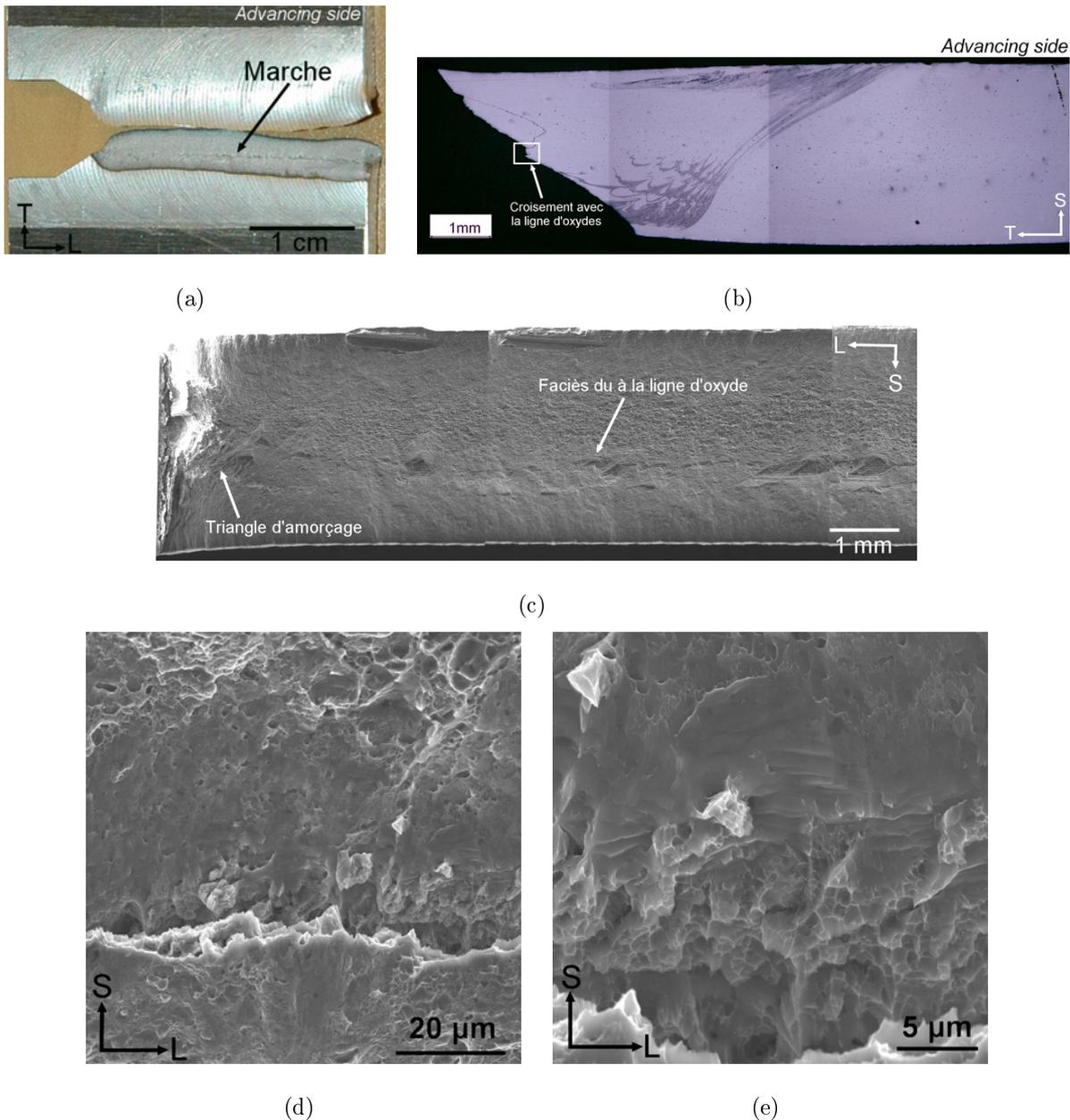


Figure 5.36 – Observations du chemin de fissuration et du faciès de rupture d’une éprouvette Kahn dans le cas d’une soudure contenant un JLR : vue de dessus du chemin de fissuration (a), vue en coupe de la localisation du plan de la fissure dans la soudure à 10 mm de l’entaille (b). Observation MEB du faciès de rupture : (b) montrant une démarcation à mi-épaisseur et l’aspect de cette démarcation à (d) faible et (e) fort grandissement zone est elle même divisée en deux zones qui diffèrent par leur inclinaison : une première zone qui s’étend sur environ 20  $\mu\text{m}$ , puis une seconde qui s’étend sur une centaine de microns. Le faciès de ces zones correspond à une rupture ductile par croissance de cavités, orientée dans le sens inverse du sens de soudage (figure 5.38(c)). On reconnaît ainsi le

faciès associé à la présence du kissing bond, déjà présenté dans ce chapitre et le chapitre 4. Ce faciès n'est présent qu'à la hauteur du triangle d'amorçage, ainsi le kissing bond ne jouerait un rôle que dans la phase d'amorçage, puisqu'ensuite le chemin de fissuration ne passe plus par le kissing bond (il est identique à celui présenté dans le cas de l'autre éprouvette Kahn contenant un kissing bond (figure 5.38(b))). La fissuration est ensuite gouvernée par l'endommagement qui se développe autour du JLR et le faciès rencontré est identique à celui présenté sur les figures 5.37(d) et 5.37(e).

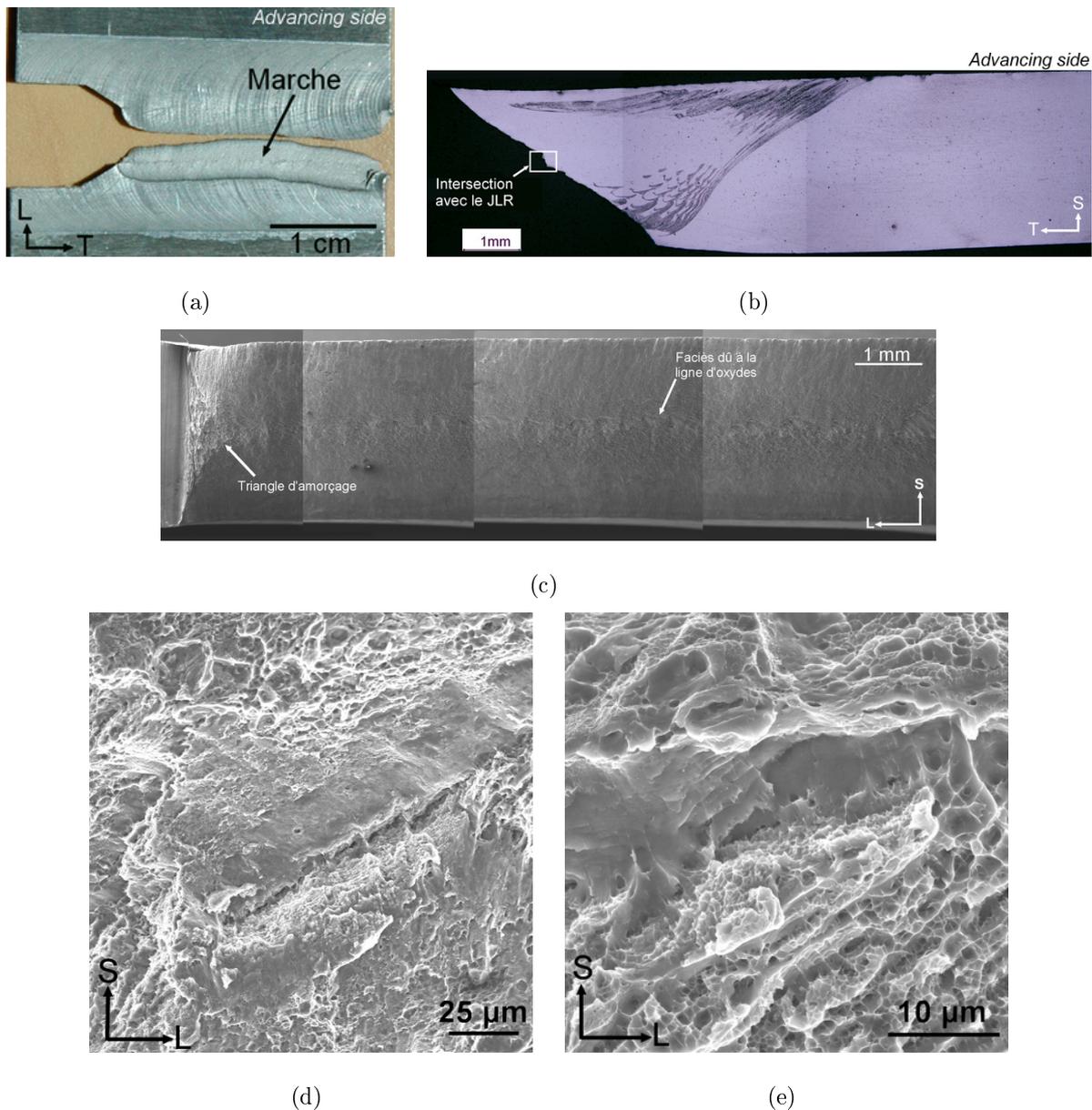


Figure 5.37 – Observation du chemin de fissuration et du faciès de rupture d’une éprouvette Kahn dans le cas d’une soudure contenant un KB : vue de dessus du chemin de fissuration (a), vue en coupe de la localisation du plan de la fissure dans la soudure à 10 mm de l’entaille (b). Observation MEB du faciès de rupture : (c) montrant une démarcation à mi-épaisseur et l’aspect de cette démarcation à deux endroits différents (d)(e)

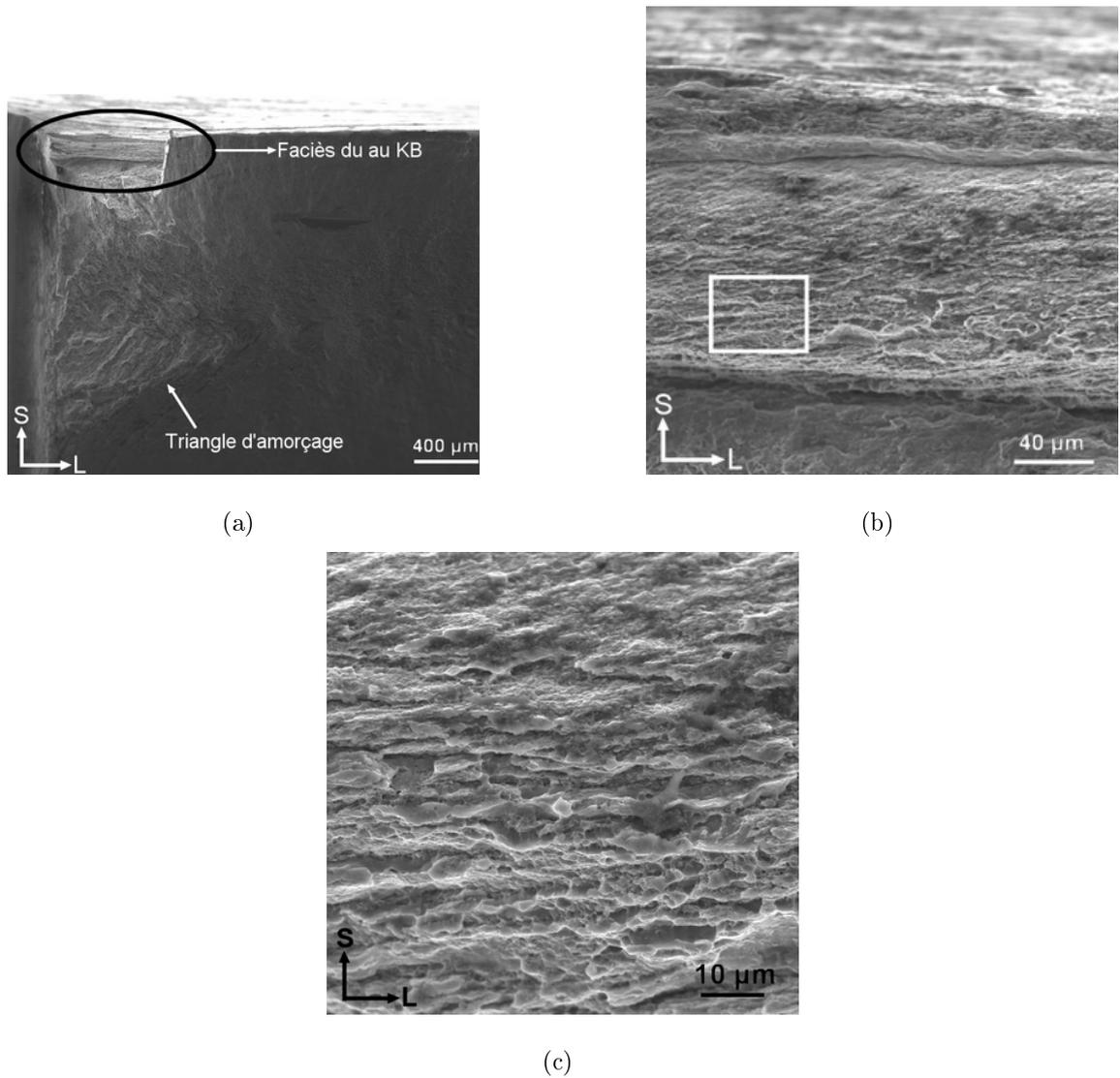


Figure 5.38 – Observations au MEB de la zone rompue autour du kissing bond dans le cas d’une éprouvette Kahn d’une soudure contenant un kissing bond à différents grossissements. (b) est un grossissement de la zone entourée sur (a) et (c) est un grossissement de la zone encadrée de (b)

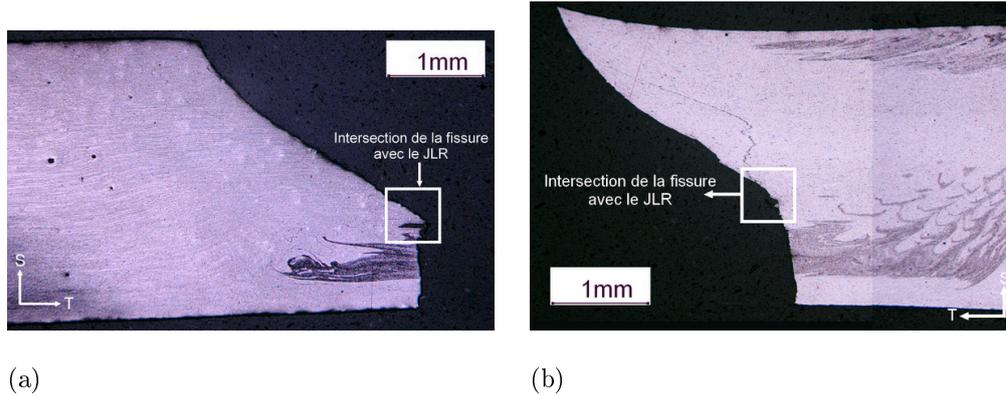


Figure 5.39 – Exemples de soudures contenant un kissing bond ayant rompu en fatigue et dont la rupture finale débute au moment où la fissure intercepte le JLR (observations en microscopie optique dans le plan T-S) : (a)  $\Delta\sigma=315$  MPa,  $N_R=15\ 000$  cycles et (b)  $\Delta\sigma=270$  MPa,  $N_R=29\ 000$  cycles

#### 5.7.4 Influence de la ténacité sur le comportement en fatigue des soudures

Les soudures saines présentent un abattement de l'ordre de 20% sur l'UIE par rapport au matériau de base sollicité dans le sens T. Cette différence de ténacité peut être un des facteurs responsable de l'abattement en durée de vie constaté sur la courbe de Wöhler. Ce résultat est en désaccord avec la majorité des études menées sur ce sujet, puisqu'il est généralement constaté une ténacité plus importante dans le noyau soudé que dans le matériau de base (cf. chapitre 1). Notons également qu'aucune étude ne fait état d'une bifurcation de la fissure dans la zone faible (ZATM/ZAT) lors d'un amorçage à partir du centre de la soudure. Cette absence de bifurcation dans la littérature est peut-être due au JLR, qui comme dans l'étude présentée ici, maintient le chemin de fissuration dans le noyau. Mais là encore, aucune étude ne fait référence à une telle influence du JLR sur la propagation ductile.

Les soudures contenant un JLR présentent un abattement de l'ordre de 15% sur l'UIE par rapport aux soudures saines. Cette différence est attribuée à la présence du JLR qui diminue la ténacité des soudures. Ainsi lors d'essais de fatigue réalisés sur une soudure saine et sur une soudure contenant un JLR, si la rupture finale a lieu dans le noyau, on peut s'attendre à une réduction de la durée de vie pour la soudure contenant un JLR, si la

fissure ductile croise le JLR (en supposant que le lieu et le nombre de cycles à l'amorçage soient identiques pour les deux soudures). La figure 5.41 compare la rupture en fatigue d'une soudure saine (figure 5.41(b)) et d'une soudure contenant un JLR (figure 5.41(c)). Dans les deux cas toute la rupture a eu lieu dans le noyau soudé. D'après la figure 5.41(a), ces deux éprouvettes ont été sollicitées au même niveau de contrainte ( $\Delta\sigma=243$  MPa) et ont rompu à des nombres de cycles assez différents ( $10^6$  cycles pour la soudure saine et  $2.10^5$  cycles pour la soudure contenant un JLR). D'après la figure 5.41(c), la rupture finale s'est amorcée dans la zone encadrée, là où la fissure rencontre le JLR. Cette hypothèse est vérifiée au regard du faciès de rupture, où l'on distingue une démarcation (zone encadrée de la figure 5.41(d) et figure 5.41(e)) à l'aspect identique à celui observé lorsque la fissure ductile des éprouvettes Kahn rencontre le JLR. Cette démarcation se situe bien au moment où la rupture finale débute.

Ces observations laissent à penser que le JLR a pu précipiter la rupture finale de l'éprouvette et ainsi réduire sa durée de vie. Ceci pourrait expliquer en partie l'importante différence de durée de vie entre ces deux éprouvettes. Cependant, il faut noter que dans cet exemple les éprouvettes sont sollicitées à des niveaux de contraintes se situant autour du changement de pente de la courbe de Wöhler, ce qui peut également expliquer la forte dispersion de durée de vie. De plus, bien que les essais de résistance résiduelle aient montré que les soudures saines et les soudures contenant un JLR avaient un nombre de cycles à l'amorçage équivalent, cela n'a été montré que pour des niveaux de contrainte autour de 280 MPa, c'est-à-dire bien au-dessus du niveau de contrainte auquel sont sollicitées les deux éprouvettes de cet exemple (243 MPa). Enfin, la fissure ne se propage pas dans la même direction lors des essais de fatigue (dans la direction S) et des essais de déchirure ductile (sens L). Sans pouvoir affirmer que le JLR a eu pour conséquence de réduire la durée de vie de l'éprouvette, on peut au moins penser qu'il a joué un rôle dans la rupture de celle-ci. Cet exemple est le seul où le JLR a pu jouer un rôle sur la rupture de la soudure.

Les soudures contenant un kissing bond présentent une réduction de l'UIE de l'ordre de 35% par rapport aux soudures saines. Cet abattement peut être attribué, comme dans le cas des soudures contenant un JLR, à la présence du JLR. Cependant, un autre

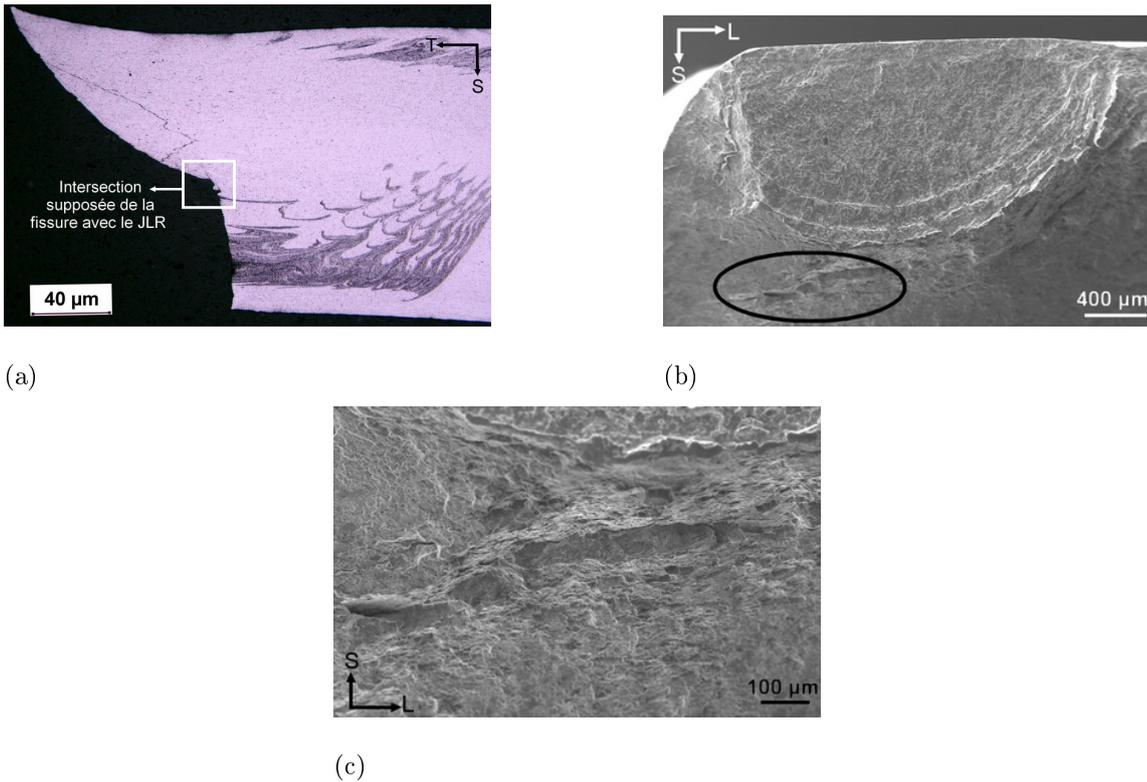
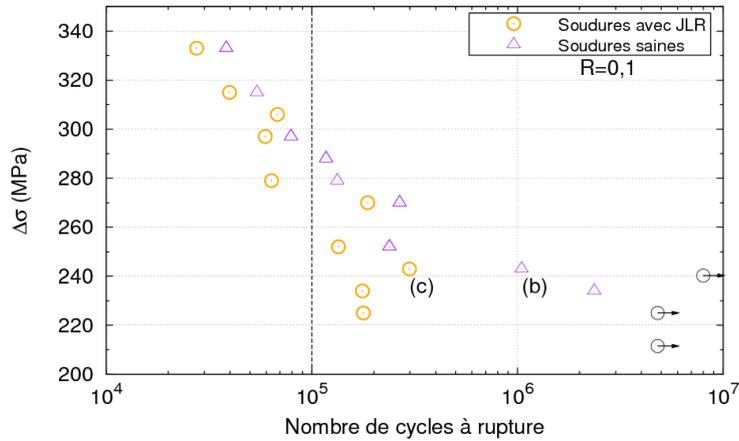


Figure 5.40 – (a) Observation en microscopie optique d'une vue en coupe dans le plan T-S d'une soudure contenant un kissing bond ( $\Delta\sigma=279$  MPa,  $N_R=37\ 000$  cycles) ayant rompu en fatigue. (b) Observation en MEB de la zone de fatigue, (c) observation à plus fort grandissement de la zone entourée en (b)

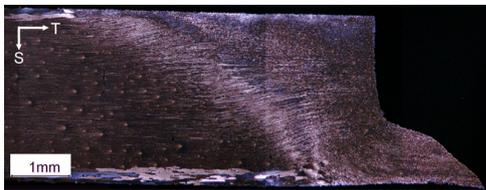
facteur est responsable de l'abatement puisque ces soudures montrent également un écart d'UIE avec les soudures contenant un JLR (environ 25%). Ceci est sans doute dû à la présence du kissing bond qui, comme le montre la figure 5.38, constitue un site préférentiel d'amorçage. Cependant, sur le faciès de rupture de l'autre éprouvette contenant un kissing bond (figure 5.37), aucune influence évidente du kissing bond n'a pu être observée bien que l'UIE soit bien inférieure à celle des soudures contenant un JLR.

L'influence du JLR et du kissing bond sur la rupture finale des éprouvettes de fatigue a donc été recherchée. L'observation en microscopie optique des vues en coupe des éprouvettes rompues n'a montré aucune influence du kissing bond sur la rupture finale. En revanche dans certains cas, on peut supposer que la rupture finale s'est amorcée lorsque la fissure de fatigue a rencontré le JLR ou au moins qu'elle est influencée par la présence du JLR. Ce cas se produit bien plus souvent pour les soudures contenant un kissing bond

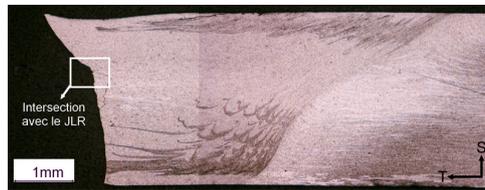
que dans le cas des soudures contenant un JLR, car il y a davantage d'amorçage dans le noyau du fait de la présence du kissing bond pour ces soudures. Ainsi, parmi les cas de rupture finale dans le noyau, 9 sur 14 peuvent être influencés par la présence du JLR. Pour ces 9 cas, on peut supposer que la transition entre la propagation d'une fissure de fatigue et la rupture brutale de l'éprouvette se situe autour de l'endroit où la fissure croise le JLR (figure 5.39). Cependant, l'observation des faciès de rupture ne permet pas d'assurer que le JLR précipite la rupture finale des soudures. En effet, dans la majorité des cas, aucune incidence notable sur le faciès de rupture n'a pu être observée. La figure 5.40 illustre le cas d'une éprouvette où l'on peut supposer que la rupture finale débute là où la fissure croise le JLR (figure 5.40(a)). A cet endroit le faciès de rupture (zone entourée sur la figure 5.40(b)) montre une démarcation (figure 5.40(c)) dont l'aspect ressemble à celui déjà observé dans le cas des essais de déchirure ductile des soudures contenant un JLR. Cette démarcation, qui peut donc être due à l'intersection de la fissure avec le JLR, ne se situe pas exactement entre la zone de fatigue et la zone de rupture finale, mais plutôt au début de la rupture finale. Ces observations laissent penser que si le JLR n'est peut-être pas responsable de la rupture brutale des soudures, il peut néanmoins orienter et constituer localement un chemin de fissuration privilégié. L'influence du JLR sur la rupture brutale des éprouvettes ne semble pas avoir de conséquences sur la durée de vie des soudures, puisque dans ces cas aucun abatement particulier n'est observé.



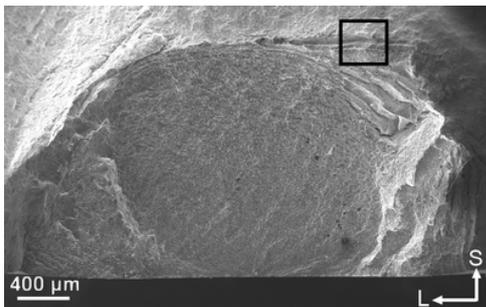
(a)



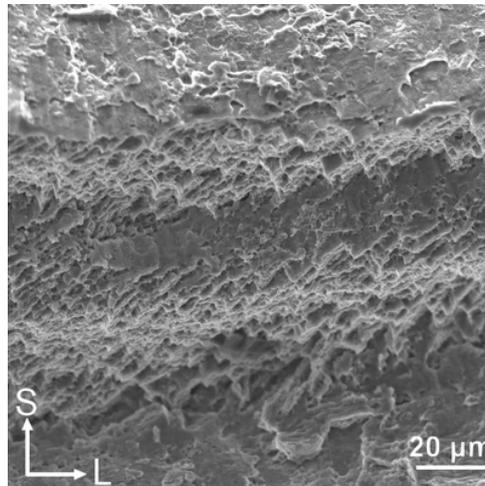
(b)



(c)



(d)



(e)

Figure 5.41 – Illustration de l'influence du JLR sur la ténacité des soudures. La vue en coupe de la soudure saine rompue représentée en (b) correspond au point noté (b) sur la courbe de Wöhler, alors que la vue en coupe de la soudure rompue contenant un JLR représentée en (c) correspond au point noté (c) sur la courbe de Wöhler. (d) correspond à la lunule de fatigue de la soudure en (c) et (e) correspond au faciès encadré en (d)

## 5.8 Discussion

### 5.8.1 Calcul du facteur d'intensité des contraintes

Considérant le kissing bond comme une fissure, le champ de contraintes en pointe de fissure peut être caractérisé au travers du calcul du facteur d'intensité des contraintes (FIC), qui a été estimé par une méthode analytique à l'aide d'abaques et par une méthode numérique par un calcul par éléments finis. Ce calcul a pour but de positionner le chargement mécanique cyclique par rapport aux courbes de fissuration en fatigue disponibles dans la littérature. On considère pour cela qu'après la première montée en charge, responsable de l'ouverture du kissing bond, la soudure est sollicitée de manière élastique puisqu'il y a une accommodation du matériau lors des cycles suivants.

**Calcul analytique** Le facteur d'intensité des contraintes est donné par :

$$K = \sigma_{nom} \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f\left(\frac{a}{w}\right) \quad (5.1)$$

où  $a$  représente la longueur de fissure,  $w$  la longueur du ligament, c'est-à-dire l'épaisseur de l'éprouvette (3 mm) et  $f\left(\frac{a}{w}\right)$  est un facteur correctif dépendant de la géométrie de l'éprouvette fissurée. Le facteur correctif choisi est celui donné dans le cas d'une fissure latérale traversante dans une plaque de largeur infinie [157] :

$$f\left(\frac{a}{w}\right) = 1,12 - 0,231\left(\frac{a}{w}\right) + 10,55\left(\frac{a}{w}\right)^2 - 21,72\left(\frac{a}{w}\right)^3 + 30,39\left(\frac{a}{w}\right)^4 \quad (5.2)$$

Si l'on considère une éprouvette sollicitée à une contrainte à l'infinie égale à  $\Delta\sigma=252$  MPa (soit  $\sigma_{max}=280$  MPa), lors de la première montée en charge une fissure est alors créée par l'ouverture du kissing bond sur, typiquement,  $50\mu\text{m}$ . Au cours du deuxième cycle, l'éprouvette est sollicitée de manière élastique (du fait de l'accommodation) et la variation du facteur d'intensité des contraintes peut être calculée par la formule 5.2 et vaut :

$$\Delta K_{252MPa} = 3,5MPa\sqrt{m} \quad (5.3)$$

Dans ce cas, la taille de la zone plastique en pointe de fissure peut être estimée analy-

tiquement par la relation suivante (en déformations planes) et vaut (avec  $\sigma_y=280$  MPa) :

$$\begin{aligned} r_p &= \frac{1}{3\pi} \times \left( \frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \\ &= 27 \mu m \end{aligned} \quad (5.4)$$

La taille de la zone plastique représente la moitié de la longueur de la fissure. Il n'est pas donc exclu que la plasticité puisse s'échapper par les surfaces libres. Un calcul par éléments finis est nécessaire pour s'affranchir de cette hypothèse.

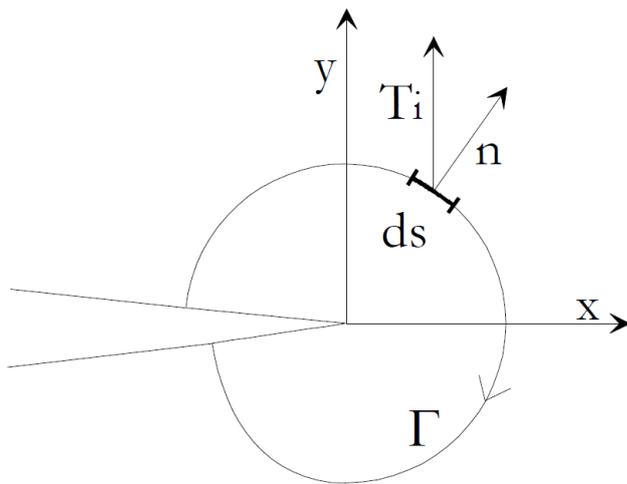
**Calcul numérique** Pour un calcul en 2D sous l'hypothèse des déformations planes, le FIC peut être relié au taux de restitution de l'énergie  $G$ , caractérisant l'énergie nécessaire pour faire progresser la fissure d'une unité de longueur, par la relation suivante (en mode I) :

$$G = \frac{K_I^2}{E} (1 - \nu^2) \quad (5.5)$$

Or  $G$  peut être assimilé à l'intégrale de contour  $J$  [158], qui correspond à l'intégrale calculée en 2D (ici en déformations planes) dans un milieu fissuré sur un contour ouvert, dont les extrémités se trouvent respectivement sur les faces inférieure et supérieure de la fissure (figure 5.42) :

$$J = \int_{\Gamma} \left( W dy - T_i \cdot \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (5.6)$$

L'intégrale  $J$  a été calculée numériquement par la méthode de Delorenzi [159] implémentée dans le code Zébulon. Ce calcul a été mené dans le cas d'une soudure maillée en 2D sous l'hypothèse de déformations planes et contenant une fissure de  $50 \mu m$  au centre du noyau et débouchant sur la face inférieure, correspondant à l'ouverture du kissing bond. On a toutefois fait l'hypothèse simplificatrice que l'ensemble de la fissure est perpendiculaire à la surface de l'éprouvette. Des éléments quadrangles linéaires réduits (c2d4r) d'une taille de  $1 \mu m$  ont été utilisés pour mailler la zone située autour de la fissure alors qu'en dehors de cette zone des éléments d'environ  $300 \mu m$  ont été utilisés. La fissure a été créée par relâchement des nœuds. Les lois de comportement utilisées sont celles identifiées dans le chapitre 4. L'hypothèse des déformations planes permet de solliciter de manière élastique la soudure jusqu'à  $280$  MPa.



où  $W$  représente la densité d'énergie de déformation

$T_i$  représente la charge appliqué sur  $ds$

$u_i$  est le vecteur déplacement associé à  $T_i$ .

Figure 5.42 – Représentation schématique d'un contour autour d'une fissure et notations utilisées dans la définition de l'intégrale  $J$

Le calcul de l'intégrale  $J$ , sur une soudure contenant initialement une fissure et sollicitée jusqu'à une contrainte de 280 MPa, ne permet pas de tenir compte de l'effet des champs de contraintes et de déformations résiduelles dans lesquels évolue expérimentalement la fissure. En effet, la simulation 3D a montré qu'à 280 MPa, le noyau soudé était déformé plastiquement d'environ 0,2%, ce qui pourrait avoir redistribué au moins partiellement les contraintes résiduelles. Ce calcul est donc une première approximation du calcul du FIC.

La valeur de l'intégrale  $J$  a été calculée sur différents contours jusqu'à obtenir une valeur indépendante du contour (le contour doit se trouver en dehors de la zone plastique). D'après l'équation 5.5 :

$$\Delta K_{252MPa} = \sqrt{\frac{E}{1-\nu^2}} \left( \sqrt{J_{280}} - \sqrt{J_{28}} \right) = 4,0MPa\sqrt{m} \quad (5.7)$$

$$\text{avec } J_{280} = 0,237 MPa.m \text{ et } J_{28} = 0,002 MPa.m$$

Cette valeur est du même ordre de grandeur que celle déterminée analytiquement mais présente tout de même un écart d'environ 15%. Ces valeurs ont été comparées aux courbes  $da/dN-\Delta K$  issues de la littérature (figure 5.43) qui ont été obtenues pour :

- un alliage 2198-T8 (6 mm) sollicité à  $R=0,1$  dans une éprouvette C(T) [48],
- des soudures FSW d'un alliage 2198-T8 (1,6 mm) sollicitées à  $R=0,1$  dans des

éprouvettes M(T) pour lesquelles la fissure se propage au centre du noyau parallèlement à la soudure [10],

- des soudures FSW d'un alliage 2198-T8 (5 mm) sollicitées à  $R=0,33$  dans des éprouvettes C(T) pour lesquelles la fissure se propage dans l'advancing side (à une distance inconnue du noyau) parallèlement à la soudure [30].

On s'aperçoit que les valeurs de  $\Delta K$  calculées ici (entre  $3,5 \text{ MPa}\sqrt{m}$  et  $4,0 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ) se situent dans le domaine de propagation stable de la courbe de fissuration de l'alliage 2198-T8 sollicité à  $R=0,1$  [48] et des soudures FSW de l'alliage 2198-T8 sollicitées à  $R=0,33$  dans l'advancing side [30]. En revanche, ces valeurs de  $\Delta K$  n'ont pas été appliquées dans le cas des soudures FSW de l'alliage 2198-T8 sollicitées à  $R=0,1$ . Cette comparaison avec les données issues de la littérature est cependant délicate dans la mesure où il y a un effet du rapport de charge (pour la soudure testée à  $R=0,33$ ) qui doit conduire, à un  $\Delta K$  donné, à des vitesses de propagation plus élevées que pour  $R=0,1$ , un effet de la taille de l'éprouvette et de l'épaisseur (les contraintes résiduelles dans une éprouvette M(T) ne sont pas les mêmes que dans le cas d'une éprouvette C(T)) et un effet de la microstructure (la taille de grains dans le matériau de base est très différente de celle du noyau soudé).

La taille de la zone plastique pour une contrainte de 280 MPa est, d'après la visualisation du champ de déformation plastique prédit par la simulation autour de la fissure, d'environ  $30\mu\text{m}$  (figure 5.44), ce qui est cohérent avec la valeur calculée analytiquement. La valeur de la déformation plastique en pointe de fissure est très fortement dépendante de la taille de maille choisie. Notons que le calcul a été effectué sous l'hypothèse des déformations planes, ce qui est une hypothèse relativement forte puisque le kissing bond n'est pas ouvert sur toute la largeur de l'éprouvette et que l'éprouvette a une largeur finie (le calcul par éléments finis en 3D et celui réalisé en déformations planes avaient montré une différence au niveau de la charge macroscopique).

Par la suite, les calculs de FIC seront effectués en utilisant la formule analytique 5.2.

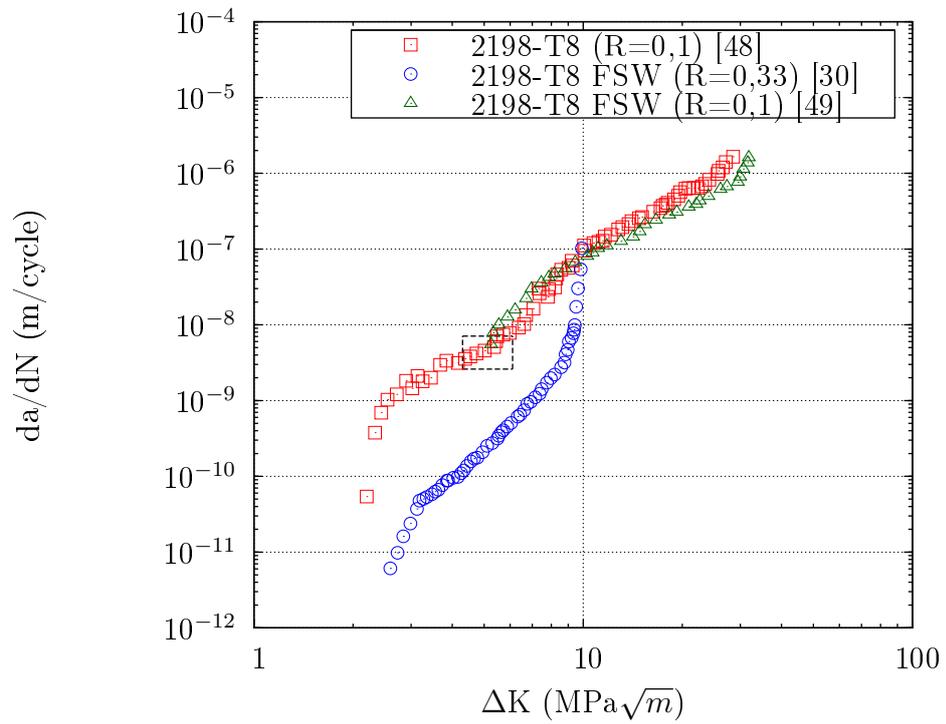


Figure 5.43 – Courbes  $da/dN-\Delta K$  pour un alliage 2198-T8 et des soudures FSW des alliages 2198-T8 [30,48,49]. Le rectangle en pointillés montre les intervalles de  $da/dN-\Delta K$  pour les essais de résistance résiduelle

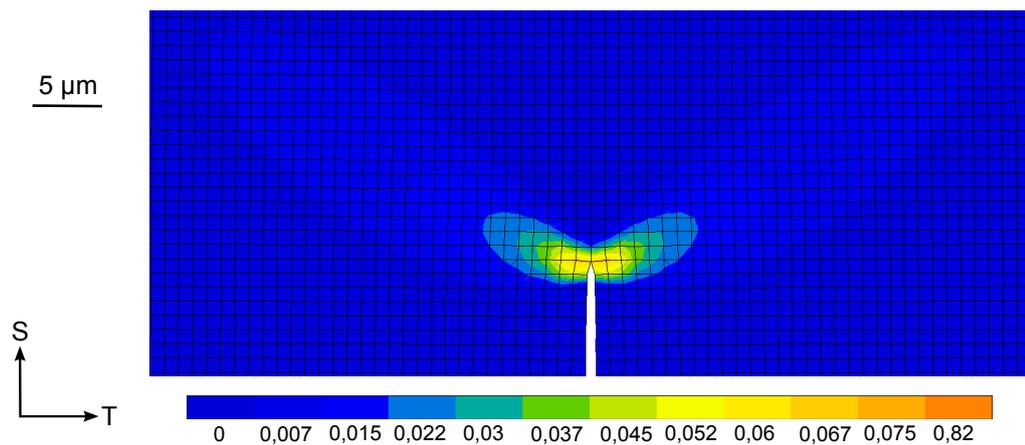


Figure 5.44 – Champs de déformation plastique cumulée autour de la points de fissure pour une contrainte à l'infinie de 280 MPa

### 5.8.2 Calcul des facteurs d'intensité des contraintes dans le cas des essais interrompus de fatigue

A partir des faciès de rupture des éprouvettes de résistance résiduelle des soudures contenant un kissing bond (sollicitées à  $\Delta\sigma=279$  MPa pendant 15 000 et 7 000 cycles) , trois valeurs peuvent être déterminées (tableau 5.3) :

- le facteur d'intensité des contraintes en pointe de fissure ductile en début d'essai,
- le facteur d'intensité des contraintes en pointe de fissure de fatigue en fin d'essai,
- la vitesse moyenne de propagation.

Les valeurs de  $\Delta K$  ont été déterminées à l'aide de la formule analytique 5.2. La valeur de  $\Delta K$  en pointe de fissure ductile (après ouverture du kissing bond) est identique dans les deux cas car le défaut a été ouvert sur la même profondeur pour les deux éprouvettes. La propagation de la fissure de fatigue pour l'éprouvette KB-2 (sollicitée pendant 7 000 cycles) a été en moyenne plus rapide que pour l'éprouvette KB-1 (sollicitée pendant 15 000 cycles), et les valeurs de  $\Delta K$  à l'issue de la sollicitation en fatigue sont comprises entre 5 et 6 MPa $\sqrt{m}$ . Cette différence de vitesse de propagation moyenne peut être expliquée de deux façons : soit par le fait que le nombre de cycles à l'amorçage dans les deux cas n'est pas le même, soit par le fait qu'une fissure plus petite se propage plus vite (dans ce cas on considère la phase d'amorçage équivalente pour les deux éprouvettes), ce qui peut suggérer que le comportement de la fissure s'apparente à celui d'une fissure courte (il existe cependant une incertitude de mesure sur la taille de la zone de fatigue).

Les intervalles de  $\Delta K$  et de vitesses de propagation donnés dans le tableau 5.3 ont été représentés par un rectangle en pointillés sur la figure 5.43 donnant les courbes de propagation issues de la littérature citées dans le paragraphe précédent. Ces intervalles se situent dans la zone de propagation stable de l'alliage 2198-T8 sollicité à  $R=0,1$  [48] et au-dessus de la courbe de propagation obtenue par Cavaliere et coll. [30] dans le cas d'une fissure se propageant dans l'advancing side d'une soudure FSW d'un alliage 2198-T8 sollicitée à  $R=0,33$ . Dans le cas de la courbe de fissuration obtenue par Ma et coll. [10], ces valeurs de  $\Delta K$  n'ont pas été testées (on aurait pu s'attendre à ce que la partie correspondant à la propagation stable de la courbe de fissuration de Cavaliere et coll. soit

	KB-1 ( $\Delta\sigma=279$ MPa, 15 000 cycles)	KB-2 ( $\Delta\sigma=279$ MPa, 7 000 cycles)
Longueur de fissure ductile ( $\mu\text{m}$ )	60	60
$\Delta K$ (MPa $\sqrt{m}$ ) en début d'essai	4,3	4,3
Longueur de fissure de fatigue ( $\mu\text{m}$ )	40 - 60	30 - 50
$\Delta K$ (MPa $\sqrt{m}$ ) en fin d'essai	5,5 - 6,1	5,2 - 5,8
Vitesse moyenne de propagation ( $10^{-9}$ m/cycle)	2,6 - 4,0	4,3 - 7,1

Tableau 5.3 –  $\Delta K$  et vitesses moyennes de propagation en fatigue calculés pour les essais interrompus de fatigue menés sur les soudures contenant un kissing bond

située au-dessus de celle obtenue par Ma et coll. [10]).

### 5.8.3 Relations entre la profondeur de fissure ductile, la durée de vie et le chargement en fatigue

Dans le cas des éprouvettes de fatigue toilées contenant un kissing bond, nous avons vu que la contrainte nécessaire à l'ouverture de ce dernier était de 280 MPa. Afin de déterminer s'il était possible de faire propager une fissure de fatigue sur un kissing bond ouvert pour une contrainte maximale inférieure à 280 MPa, une éprouvette a été pré-étirée à 330 MPa pour ouvrir le kissing bond (les contraintes résiduelles ont donc été relaxées), puis sollicitée en fatigue à un niveau de contrainte  $\Delta\sigma=243$  MPa (soit une contrainte maximale de 270 MPa). L'éprouvette a rompu au bout de 64 000 cycles à partir du kissing bond. Le faciès de rupture montre qu'une fissure ductile a été créée le long du kissing bond sur une profondeur maximale de 40  $\mu\text{m}$  localement, puis une fissure de fatigue s'est propagée. Deux éprouvettes, sollicitées au même niveau de contrainte (sans pré-étirage), avaient rompu au bout de 82 000 et 207 000 cycles et le kissing bond n'était pas le site d'amorçage de la fissure de fatigue. Le pré-étirage a donc permis de faire propager une fissure de fatigue à partir du kissing bond en-dessous de la contrainte d'ouverture du défaut et de réduire le nombre de cycles à l'amorçage. Ceci devra être

pris en compte dans le cas où les soudures subiraient une mise en forme (et seraient donc déformées plastiquement) avant leur utilisation. Dans ce cas, une fissure de fatigue pourrait se propager à partir du kissing bond pour des contraintes maximales inférieures à 280 MPa.

La valeur de  $\Delta K$  initiale pour cette éprouvette peut être estimée à partir de la formule analytique (5.2), pour  $\Delta\sigma=243$  MPa et  $a=40$   $\mu\text{m}$  :

$$\Delta K = 3,05MPa\sqrt{m} \quad (5.8)$$

La profondeur de fissure ductile pour chaque éprouvette de fatigue testée (toilée ou non toilée) et dont le kissing bond est le site d'amorçage, a été tracée en fonction de la durée de vie de l'éprouvette d'une part, et du niveau de chargement d'autre part (figure 5.45). A chaque éprouvette est associée une profondeur de fissure ductile moyenne, minimale et maximale (toutes ces profondeurs de fissures étant individuellement responsables de l'amorçage d'une fissure de fatigue). On remarque ainsi que pour une même éprouvette, la profondeur de fissure ductile varie énormément. Il ne semble pas y avoir de tendance particulière, bien que pour le graphique donnant la profondeur de fissure en fonction de la durée de vie (dans le cas des éprouvettes toilées), le nombre de cycles à rupture semble diminuer avec l'augmentation de la profondeur de fissure ductile. Ceci suggère que la profondeur de fissure ductile n'augmente pas avec la contrainte appliquée, mais qu'en revanche la durée de vie de l'éprouvette diminue globalement avec l'augmentation de la profondeur de fissure ductile. Etant données la variabilité de la géométrie du kissing bond d'une éprouvette à l'autre et la variabilité de la géométrie de la partie débouchante (du fait du toilage), la profondeur de fissure ductile n'est pas seulement dépendante du niveau de chargement appliqué.

Afin de rendre compte à la fois de l'effet du chargement et de la profondeur de fissure ductile sur la durée de vie des éprouvettes, la valeur initiale de  $\Delta K$  (juste après l'ouverture du kissing bond) a été calculée à partir de la formule analytique 5.2 pour chaque éprouvette. La profondeur de fissure utilisée pour chaque éprouvette correspond à la plus petite profondeur de fissure ductile, mesurée sur le faciès de rupture, ayant conduit à l'amorçage d'une fissure de fatigue. La figure 5.46 montre que dans le cas des soudures contenant un kissing bond toilé, plus la valeur initiale de  $\Delta K$  est importante, plus la durée

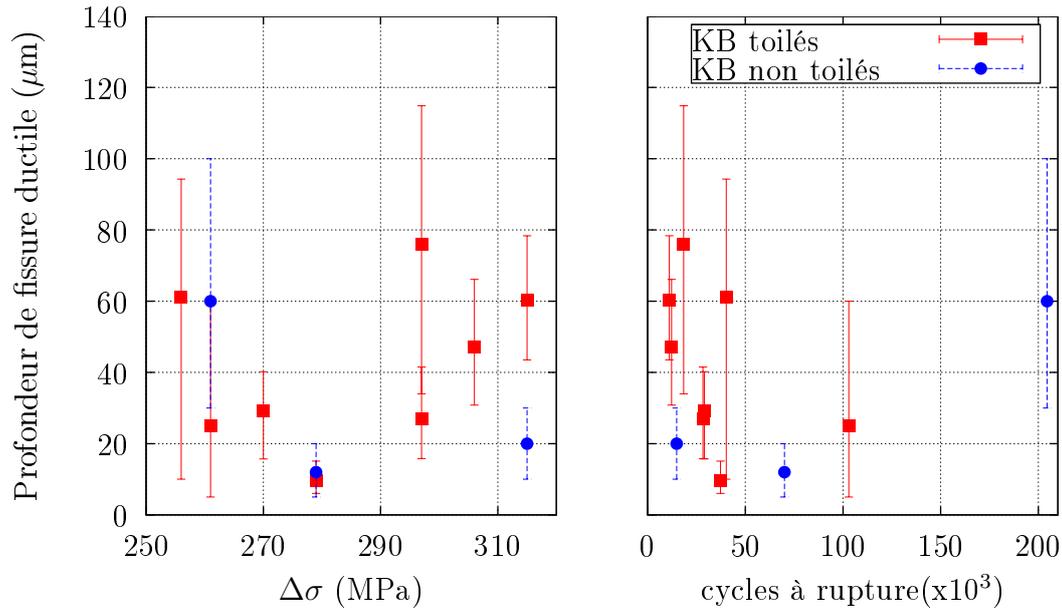


Figure 5.45 – Relation entre la profondeur de fissure ductile, le nombre de cycles à rupture et le niveau de chargement

de vie de l'éprouvette sera faible. On constate également que l'évolution des valeurs de  $\Delta K$  semble tendre vers une valeur seuil autour de  $1,2 \text{ MPa}\sqrt{m}$ , en-dessous de laquelle on peut supposer qu'une fissure ouverte à partir d'un kissing bond ne peut pas se propager. Les points correspondant aux éprouvettes non toilées se situent autour de cette valeur seuil, ce qui peut expliquer la forte dispersion de ces points sur la courbe. Cette valeur de  $\Delta K$  seuil est sans doute proche ou en-dessous du seuil de propagation des fissures longues (cette valeur est similaire à celle obtenue par Richard sur un alliage 2198-T8 [48]).

Les fissures ductiles créées par l'ouverture du kissing bond ont une profondeur de quelques micromètres à quelques dizaines de micromètres. On peut donc s'interroger sur le comportement de ces fissures qui pourrait s'apparenter à celui d'une fissure courte. Le terme de fissure courte est employé pour décrire une fissure qui répond au moins à l'une de ces définitions [160] :

- la fissure de fatigue est de taille comparable à celle de la taille de grains : c'est une fissure *microstructuralement courte* ;
- la fissure de fatigue est entourée d'une zone plastique dont la taille est comparable à celle de la fissure. Dans ce cas la condition de plasticité confinée n'est plus respectée, la fissure est dite *mécaniquement courte* ;

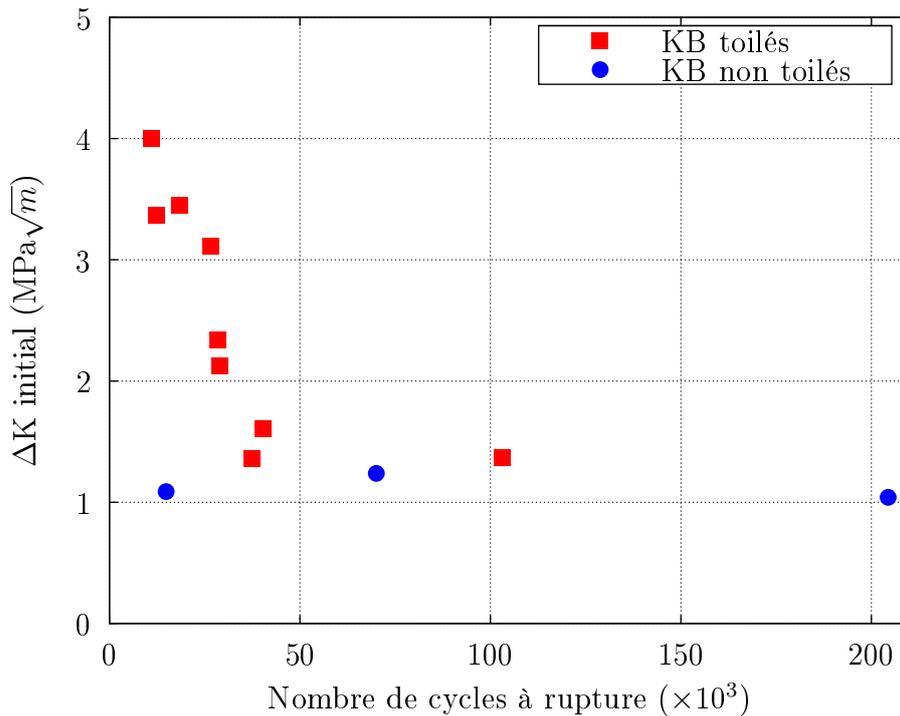


Figure 5.46 – Evolution de la valeur de  $\Delta K$  initiale en fonction de la durée de vie des soudures contenant des kissing bonds toilés et non toilés

- la fissure de fatigue est fortement influencée par les effets d'environnement en-dessous d'une certaine taille et devient notamment sensible à la corrosion : c'est une fissure *chimiquement courte* ;
- la fissure de fatigue présente un sillage plastique limité. Sa taille, bien que supérieure à la taille caractéristique de la microstructure, reste relativement faible par rapport aux dimensions de la pièce : la fissure est dans ce cas *physiquement courte*.

Dans notre étude, la fissure pourrait donc être qualifiée de physiquement courte, voire de mécaniquement courte puisque la taille de zone plastique a été évaluée à environ  $30\mu\text{m}$ . Dans ce cas, la propagation de telles fissures pourrait présenter des singularités par rapport à celle des fissures longues (figure 5.47). Elles peuvent ainsi se propager [161] :

- à des vitesses supérieures à celle des fissures longues (à  $\Delta K$  donné),
- à des valeurs de  $\Delta K$  inférieures à celles du  $\Delta K_{seuil}$  (mesuré pour des fissures longues),
- de façon irrégulière dans la mesure où, en-dessous du seuil des fissures longues, la fissure peut dans un premier temps décélérer jusqu'à une vitesse quasiment nulle,

puis accélérer pour ensuite rejoindre le comportement des fissures longues.

Ainsi dans notre cas, on pourrait envisager que la fissure de fatigue se propageant à partir du kissing bond se comporte comme une fissure physiquement courte durant les premiers cycles. La particularité des fissures courtes peut être expliquée par le rôle de la fermeture de fissure [162]. Outre l'effet de la plasticité, l'effet de la rugosité des lèvres de la fissure est un des facteurs influençant la fermeture des fissures [163]. Contrairement aux fissures longues, le sillage des fissures courtes étant par définition limité, les effets de fermeture sont moins prononcés que dans le cas des fissures longues. Ceci pourrait expliquer la différence de vitesse de propagation mesurée pour les essais de fatigue interrompus entre les éprouvettes sollicitées durant 7 000 et 15 000 cycles. Cependant, notre étude ne permet pas de confirmer cette hypothèse de comportement de fissure courte car aucun essai de propagation instrumenté n'a été réalisé.

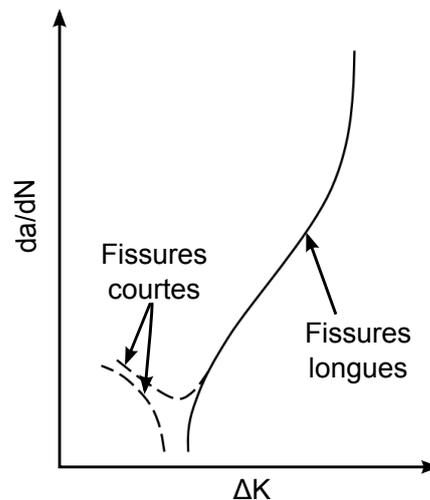


Figure 5.47 – Représentation schématique des courbes de propagation des fissures courtes et des fissures longues (d'après [160])

#### 5.8.4 Bilan sur la tenue en fatigue des soudures

La figure 5.48 regroupe les courbes de Wöhler du matériau de base dans le sens T, des soudures saines, des soudures contenant un JLR, des soudures contenant un kissing bond toilé et non toilé et des soudures GAP-0,3 et GAP-0,7. Sur cette figure est tracée une droite à  $\Delta\sigma=250$  MPa, correspondant à une contrainte maximale d'environ 280 MPa (c'est-à-

dire égale à la limite d'élasticité moyenne des soudures) et une autre droite permettant de séparer les points pour lesquels les défauts sont le site d'amorçage de la fissure de fatigue et les points où ils ne le sont pas.

Pour tous les points situés en-dessous de la droite  $\Delta\sigma=250$  MPa, l'effet des **contraintes résiduelles** ne peut plus être négligé (car l'on se situe en-dessous de la limite d'élasticité du matériau). Les contraintes résiduelles ne sont plus relaxées comme cela a été supposé tout au long de l'étude. Ainsi l'interprétation de ces points ne peut se faire sans connaissance de l'état de contraintes résiduelles, qui diffère sans doute d'un type de soudure à l'autre car la variation d'un des paramètres de soudage peut non seulement engendrer la création du défaut recherché mais également modifier les flux thermiques et les flux de matière dans l'ensemble de la soudure et donc l'état de contraintes résiduelles de la soudure.

La droite séparant les points pour lesquels un défaut est le site d'amorçage, des points pour lesquels l'amorçage a lieu en dehors des défauts montre clairement que la durée de vie des soudures diminue lors d'un amorçage sur le défaut du fait de la réduction du nombre de cycles à l'amorçage. Trois points (notés 1, 2 et 3 sur la figure 5.48), pour lesquels le kissing bond est le site d'amorçage d'une fissure de fatigue, se situent cependant au-dessus du domaine pour lequel les défauts de soudage sont responsables de l'amorçage d'une fissure de fatigue. Or d'après la figure 5.46, donnant la valeur de  $\Delta K$  initiale en fonction de la durée de vie de l'éprouvette, ces points se situent autour de ce que nous avons appelé le  $\Delta K$  seuil, ce qui peut expliquer les durées de vie plus longues associées à ces points.

L'écart entre les **soudures saines** et le matériau de base est très faible pour des durées de vie inférieures à  $10^5$  cycles (soit une variation de contrainte supérieure à 280 MPa). Pour des durées de vie supérieures à  $10^5$  cycles, l'écart augmente progressivement jusqu'à atteindre une différence de l'ordre de 20% sur la contrainte à  $2.10^6$  cycles. Pour de tels niveaux de contrainte, la différence entre les soudures saines et le matériau de base peut notamment être expliquée par l'effet des contraintes résiduelles qui ne sont, dans ce cas, plus négligeables et la différence de limite d'élasticité entre le matériau de base et la soudure.

L'étude de l'influence du **JLR** sur les mécanismes d'amorçage a montré que ce défaut

n'était responsable d'aucun cas d'amorçage de fissure de fatigue. Toutes choses égales par ailleurs, la courbe de Wöhler de ces soudures devrait donc être identique à celle des soudures saines. Pour des durées de vie inférieures à  $10^5$  cycles, les courbes sont effectivement similaires. En revanche pour des durées de vie supérieures à  $10^5$  cycles, la courbe de Wöhler des soudures contenant un JLR montre une dispersion plus importante que celle des soudures saines, avec la présence de quelques points bas par rapport à la courbe des soudures saines (points notés 4 et 5 sur la figure 5.48). Les éprouvettes numérotées 4 et 5 ont toutes les deux amorcé une fissure de fatigue en sortie de ZATM à partir de la surface supérieure. La localisation de l'amorçage correspond non seulement au minimum de dureté identifié sur les profils de dureté réalisés sur les soudures mais également à l'endroit où, avant toilage des surfaces, il y a une concentration de contraintes due à la présence des flashes. On pourrait donc supposer que malgré le toilage, il subsiste une légère concentration de contrainte, bien qu'un examen visuel soit réalisé avant chaque essai afin de vérifier l'état de surface de l'éprouvette et donc l'absence de flashes.

L'étude de l'influence du **kissing bond toilé** sur le comportement des soudures a montré qu'il existait une contrainte seuil ( $\Delta\sigma=255$  MPa) au-delà de laquelle le kissing bond est le site d'amorçage de fissures de fatigue ce qui a pour conséquence de réduire le nombre de cycles à l'amorçage (et donc la durée de vie de soudures). En-dessous de cette contrainte, l'amorçage a lieu dans la ZAT ou le noyau. Les points numérotés 6, 7, 8 et 9 sur la figure 5.48 devraient donc se situer au niveau de la courbe de Wöhler des soudures contenant un JLR ; or les points 6, 7 et 8 présentent des durées de vie inférieures à celles des soudures contenant un JLR. Toutes ces éprouvettes ont amorcé une fissure de fatigue en sortie de ZATM à partir de la surface supérieure, c'est-à-dire au même endroit que les points bas de la courbe de Wöhler des soudures contenant un JLR. Les points 6 à 8 ne se situent pas, malgré tout, sur la même droite que les points 4 et 5. Ceci voudrait donc dire que le fait d'utiliser un pion plus court pour produire un kissing bond aurait également pour conséquence d'affecter l'ensemble de la soudure et pas seulement l'endroit où se situe le défaut. Quel que soit le site d'amorçage, les points de la courbe de Wöhler des soudures contenant un kissing bond toilé semblent alignés, ce qui signifie que l'effet du kissing bond est aussi important que les modifications engendrées dans la soudure dans sa globalité par la variation du procédé (alors que ces modifications ne sont ni détectables

en dureté ni visibles sur les faciès de rupture).

La courbe de Wöhler des soudures contenant un **kissing bond non toilé** est située au-dessus de la courbe de Wöhler des soudures contenant un kissing bond toilé. Comme cela a été vu précédemment, ceci est dû à l'inclinaison du défaut par rapport à l'axe de chargement (dans le cas où l'amorçage a lieu à partir du kissing bond), ce qui limite son rôle de site d'amorçage. De plus, la courbe est située sous la courbe de Wöhler des soudures contenant un JLR pour les faibles durées de vie, ce qui peut s'expliquer par la différence d'état de surface entre les deux soudures testées. Cette différence s'atténue pour des durées de vie supérieures à  $10^5$  cycles (pour des contraintes inférieures à la limite d'élasticité). Les éprouvettes ayant amorcé une fissure de fatigue à partir du kissing bond et celles ayant amorcé une fissure de fatigue à partir d'une irrégularité de surface se situent sur la même droite, suggérant que le kissing bond non toilé et les irrégularités de la surface inférieure ont la même influence sur la tenue en fatigue des soudures. Il faut noter que dans ces cas, le kissing bond s'est très peu ouvert pendant le premier cycle ce qui génère une valeur de  $\Delta K$  initiale au niveau du seuil de propagation.

La courbe de Wöhler des soudures **GAP-0,3** a montré qu'il existait une contrainte seuil ( $\Delta\sigma = 240$  MPa) au-delà de laquelle une fissure de fatigue s'amorce à partir d'une fissure intergranulaire. En-dessous de cette contrainte, l'amorçage a lieu dans la ZAT. La surface inférieure de ces soudures n'ayant pas été toilée, les durées de vie des éprouvettes ayant amorcé une fissure de fatigue dans la ZAT pourraient être équivalente à celles des soudures contenant un kissing bond non toilé ; or, à  $10^5$  cycles, la contrainte à rupture des soudures GAP-0,3 est inférieure d'environ 25% à celle des soudures contenant un kissing bond non toilé. L'observation des faciès de rupture n'ayant rien révélé de particulier, il existe donc un facteur responsable de cet abattement. Les flux de matière et les flux thermiques pour une soudure réalisée avec un défaut d'accostage doivent être très fortement perturbés, par rapport au cas d'une soudure saine) et engendrer d'autres modifications dans la soudure que la fragilisation des joints de grains du noyau soudé, qui se traduisent par un abattement de la tenue en fatigue des soudures GAP-0,3. L'effet des contraintes résiduelles devrait également être pris en compte dans la compréhension du comportement de ces soudures à basses contraintes.

Enfin, la courbe de Wöhler des soudures **GAP-0,7** a montré qu'une fissure de fatigue se propageait à partir d'une zone de rupture intergranulaire en pied de cordon au moins pour une variation de contrainte d'environ 200 MPa, c'est-à-dire à des niveaux de contrainte nécessitant la prise en compte des contraintes résiduelles.

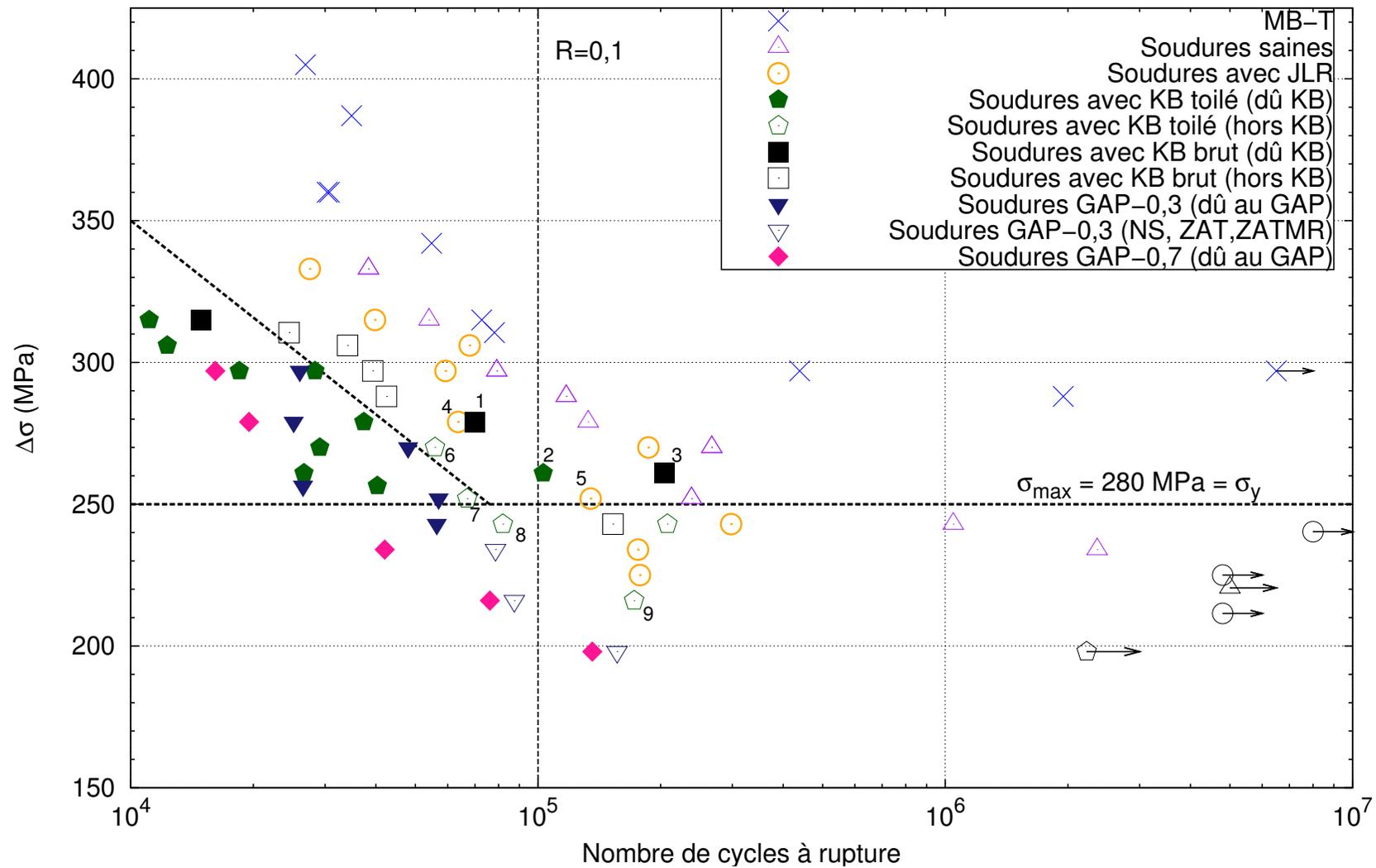


Figure 5.48 – Récapitulatif de l'ensemble des courbes de Wöhler. Les symboles pleins (respectivement, vides) représentent les essais pour lesquels la fissure de fatigue a amorcé (respectivement, n'a pas amorcé) à partir des défauts de soudage volontairement introduits dans les soudures

Matériau	Courbe de Wöhler		Amorçage de fissure		Ténacité à l'amorçage	
	$\Delta\sigma$ à $10^5$ cycles (MPa)	Réduction de $\Delta\sigma$ à $10^5$ cycles	Influence du défaut sur les mécanismes d'amorçage	Estimation du nombre de cycles à l'amorçage	Influence du défaut sur la ténacité	Réduction de l'UIE
<b>MB (sens L)</b>	315					
<b>MB (sens T)</b>	315					
<b>Soudures saines (S)</b>	290	7% (/MB)		$\geq 50\% N_R$		20% (/MB)
<b>JLR</b>	270	7% (/S)	Non	$\approx 50\% N_R$	Oui	15% (/S)
<b>KB</b> toilé	240	17% (/S)	Oui	< 1 cycle		
non-toilé	270	7% (/S)	Oui	< 1 cycle	Oui	35% (/S)
<b>GAP</b> 0,3 mm	210	28% (/S)	Oui	< 1 cycle		
0,7 mm	210	28% (/S)	Oui	< 1 cycle		

Tableau 5.4 – Récapitulatif des principales propriétés en fatigue (R=0,1) du matériau de base, des soudures saines et des soudures défectueuses. Les soudures saines sont comparées au matériau de base dans le sens T et les soudures défectueuses aux soudures saines (S)

## 5.9 Conclusions

L'influence des défauts de soudage (JLR, KB, défaut d'accolement) sur le comportement en fatigue ( $R=0,1$ ) des soudures FSW est résumé dans le tableau 5.4.

Les soudures saines présentent une variation de contrainte à  $10^5$  cycles de 290 MPa. Ceci ne représente qu'une réduction de 8% par rapport au matériau de base. A ce niveau de contrainte, le nombre de cycles à l'amorçage est d'au moins 50% de la durée de vie du matériau. Les soudures résistent moins bien à l'amorçage d'une fissure ductile que le matériau de base (d'après les essais de déchirure ductile).

Le JLR n'a pas d'influence significative sur le comportement en fatigue des soudures FSW, puisque la variation de contrainte à  $10^5$  cycles est d'environ 270 MPa (-7% par rapport aux soudures saines). De plus, le JLR n'est responsable d'aucun amorçage de fissures de fatigue. Le nombre de cycles à l'amorçage de ces soudures est équivalent à celui des soudures saines. En revanche le JLR semble jouer un certain rôle sur la ténacité des soudures (d'après les essais de déchirure ductile) bien que les essais de fatigue ne semblent pas refléter cette influence de manière claire.

L'effet du kissing bond dépend de l'état de surface dans lequel il est testé. Dans le cas où sa partie débouchante et inclinée a été supprimée, le kissing bond conduit à une réduction de l'ordre de 17% de la variation de contrainte à  $10^5$  cycles (240 MPa) par rapport aux soudures saines, alors que dans le cas où le kissing bond est testé dans son intégralité, cette réduction n'est plus que d'environ 7% (270 MPa). La réduction du nombre de cycles à l'amorçage, pour une contrainte supérieure à la contrainte d'ouverture du kissing bond, est la principale cause de l'abatement constaté pour les soudures contenant un kissing bond toilé. Les essais de déchirure ont montré un effet néfaste du kissing bond sur la ténacité du matériau.

Les soudures GAP-0,3 et GAP-0,7 (défaut d'accostage) conduisent à un abatement de l'ordre de 28% sur la contrainte à  $10^5$  cycles par rapport aux soudures saines (210 MPa).

Le kissing bond et le défaut d'accostage conduisent à des scénarios d'amorçage simi-

lares : lors de la première montée en charge une fissure de quelques dizaines de microns de profondeur est créée, à partir de laquelle une fissure de fatigue se propage. Le nombre de cycles à l'amorçage est donc réduit à un demi-cycle. Des fissures de fatigue semblent s'amorcer à partir du kissing bond toilé et des défauts d'accostage seulement au-delà d'une certaine contrainte maximale seuil. Cette contrainte est de l'ordre de 280 MPa dans le cas du kissing bond toilé et de 270 MPa dans le cas des soudures GAP-0,3, et d'au plus 220 MPa pour les soudures GAP-0,7. L'amorçage à partir du kissing bond non-toilé est plus difficile du fait de l'inclinaison de la partie débouchante du défaut par rapport à l'axe de chargement. Les contraintes d'ouverture pour le kissing bond et le défaut d'accostage de 0,3 mm se situent autour de la limite d'élasticité des soudures et peuvent donc varier, du fait des contraintes résiduelles, avec les paramètres de soudage.



# Conclusion générale

Ce travail a permis de caractériser l'influence des défauts de soudage (résidu de plan de joint (JLR), kissing bond (KB) et défaut d'accostage (GAP)) sur le comportement en fatigue des soudures par friction stir welding d'un alliage 2198-T8 (3,1 mm) sollicité à un rapport de charge  $R=0,1$  et pour des durées de vie autour de  $10^5$  cycles.

Pour étudier l'influence de ces défauts de soudage, la stratégie a consisté à comparer le comportement des soudures défectueuses à des soudures dites saines, c'est à dire ne contenant aucun défaut de soudage. Pour cela, le soudage a été réalisé en pleine tôle. Les courbes de Wöhler des différents matériaux et les mécanismes d'amorçage liés à la présence des défauts ont été déterminés. L'étude du comportement en fatigue a montré que, pour des durées de vie de l'ordre de  $10^5$  cycles, les niveaux de contrainte auxquels sont sollicités les soudures sont généralement supérieurs à la limite d'élasticité de ces mêmes soudures. C'est pourquoi l'étude du comportement plastique des différentes soudures a également été menée afin de comprendre le rôle de la plasticité sur le comportement en fatigue de ces soudures.

Les observations par microscopie optique ont montré que le JLR était une ligne discontinue traversant la soudure dans son épaisseur et constituée de particules d'oxydes. Le kissing bond est un défaut intergranulaire et débouchant localisé au centre de la partie inférieure du noyau soudé, pouvant s'apparenter à un défaut d'accolement. Enfin, le défaut d'accostage "GAP" ne conduit pas à l'apparition de défaut supplémentaire par microscopie optique, bien que localement dans la partie inférieure du noyau soudé, certains joints de grains semblent réagir davantage à l'attaque chimique utilisée.

L'étude du comportement plastique des soudures sollicitées transversalement à l'axe

de soudage, au travers d'essais de traction sur éprouvettes lisses a montré que :

- Le procédé de soudage engendre une réduction de la limite d'élasticité de l'ordre de 40% et de la résistance à la traction de l'ordre de 20%, comparées à celles du matériau de base. L'observation des champs de déformation par corrélation d'images sur la tranche de l'éprouvette montre une localisation de la déformation autour des ZATM, et principalement autour de la ZATM côté retreating side, là où a lieu la rupture.
- Le comportement plastique des soudures a pu être reproduit par une simulation par éléments finis en 3D basée sur l'identification du comportement plastique des différentes zones de la soudure via les mesures faites par corrélation d'images sur la tranche de l'éprouvette. Le calcul de la triaxialité des contraintes a montré que celle-ci était maximale dans la ZATM côté retreating side, là où la rupture a lieu.
- Le JLR n'a d'influence ni sur les propriétés en traction des soudures ni sur la localisation de la rupture.
- Le KB n'a pas d'influence significative sur les propriétés en traction des soudures mais est le site d'amorçage de la rupture. L'observation du faciès révèle une rupture ductile le long du défaut qui présente un aspect particulier. Des essais de traction *in situ* au MEB ont montré que le kissing bond s'ouvrait en surface pour une contrainte macroscopique de l'ordre de 280 MPa.
- Le GAP (produit avec un écart de 0,3 mm ou 0,7 mm entre les tôles) n'a pas d'influence significative sur les propriétés en traction des soudures mais est le site d'amorçage de la rupture. L'observation du faciès révèle une zone de rupture intergranulaire localisée en pied de cordon dans le noyau soudé. Des observations par MET de certains joints de grains en pied de cordon de ces soudures ont montré localement des joints de grains enrichis en cuivre ainsi que la présence d'oxydes.

L'étude du comportement en fatigue des soudures a été réalisée sur des éprouvettes prélevées transversalement à l'axe de soudage. Les éprouvettes ont été au préalable toilées sur toutes les surfaces (pour s'affranchir des différences d'état de surface), sauf dans le cas des soudures contenant un kissing bond (qui ont été testées soit toilées, soit non-toilées sur la face débouchante du kissing bond) et des soudures réalisées avec un défaut d'accostage (qui ont été testées non-toilées sur la surface inférieure de la soudure). Les principaux

résultats obtenus grâce aux courbes de Wöhler sont les suivants :

- Les soudures saines présentent un abattement de la contrainte à rupture à  $10^5$  cycles de l'ordre de 10% par rapport à celle du matériau de base.
- Les soudures contenant un JLR présentent un abattement de l'ordre de 7% sur la contrainte à  $10^5$  cycles par rapport à celle des soudures saines. L'étude des mécanismes d'amorçage n'a révélé aucune influence du défaut.
- Les courbes de Wöhler des soudures contenant un kissing bond diffèrent en fonction de l'état de surface. Lorsque la partie inférieure des soudures n'est pas toilée, l'abattement de la contrainte à  $10^5$  cycles est de l'ordre de 7% par rapport à celle des soudures saines, alors qu'il est de l'ordre de 17% dans le cas des soudures toilées. Cette différence est expliquée par l'orientation de la partie débouchante du kissing bond. En effet, une fois toilée, la partie débouchante du kissing bond est quasiment perpendiculaire à l'axe de chargement alors que lorsqu'il n'est pas toilé, la partie débouchante est inclinée de l'ordre de  $20^\circ$  par rapport à l'axe de chargement. Il y a donc un effet de la contrainte normale par rapport au défaut sur la tenue en fatigue de ces soudures.
- La contrainte à  $10^5$  cycles dans le cas des soudures GAP-0,3 et GAP-0,7, est similaire et présente un abattement de l'ordre de 28% par rapport à celle des soudures saines.

L'étude des mécanismes d'amorçage liés à la présence du kissing bond (pour les éprouvettes toilées) a montré que celui-ci était le site l'amorçage de fissures de fatigue uniquement pour des variations de contrainte supérieures à environ 255 MPa, soit une contrainte maximale d'environ 280 MPa (contrainte minimale nécessaire à l'ouverture du kissing bond d'après les essais de traction *in situ* au MEB). Les observations des faciès de rupture ainsi que les essais de fatigue interrompus permettent d'envisager le scénario suivant : lors de la première montée en charge, si la contrainte maximale est supérieure à 280 MPa, une fissure ductile est créée le long du défaut et va permettre, lors des cycles suivants, la propagation d'une fissure de fatigue. La réduction de durée de vie des soudures contenant un kissing bond par rapport aux soudures saines est donc due à la réduction du nombre de cycles à l'amorçage. Le calcul des valeurs de  $\Delta K$  générées par l'ouverture du kissing bond ont été comparées aux courbes  $da/dN - \Delta K$  de la littérature pour le même alliage, ce

qui a permis de confirmer ce scénario car des valeurs supérieures au seuil de propagation sont généralement atteintes.

Dans le cas des soudures contenant un kissing bond non toilé, le mécanisme est similaire bien qu'il semble plus difficile d'amorcer une fissure du fait de l'angle d'inclinaison du défaut par rapport à la normale à la direction de sollicitation et du fait de la compétition avec les aspérités présentes sur la surface non toilée. Pour les cas où le kissing bond est le site d'amorçage, la durée de vie des éprouvettes n'est que très peu affectée car l'ouverture du kissing bond a généré une valeur de  $\Delta K$  autour du seuil de propagation.

Les mécanismes d'amorçage dans le cas des soudures GAP-0,3 et GAP-0,7 présentent des similitudes avec le cas des soudures contenant un kissing bond, dans la mesure où les observations suggèrent que, lors de la première montée en charge, une fissure intergranulaire est créée, à partir de laquelle des fissures de fatigue vont se propager lors des cycles suivants. La réduction du nombre de cycles à l'amorçage sera, là encore, la cause de la réduction de durée de vie des soudures.

Il est important de noter que certaines éprouvettes ont été sollicitées en-dessous de la limite d'élasticité des soudures et que par conséquent la compréhension de leur comportement doit se faire en tenant compte des contraintes résiduelles, qui n'ont pas été évaluées ici.

L'étude des courbes de Wöhler et des mécanismes d'amorçage suggère de plus que la modification d'un des paramètres de soudage n'engendre pas seulement la création localement d'un défaut (kissing bond ou GAP), mais affecte l'ensemble des zones de la soudure. L'utilisation d'un pion plus court et la présence d'un défaut d'accostage semblent modifier les flux de matière et les flux thermiques non seulement au centre du noyau mais également dans les ZAT et ZATM. Ces changements de flux semblent avoir des conséquences sur le comportement en fatigue des soudures et pourraient expliquer les abattements en fatigue observés pour les soudures contenant un kissing bond et pour les soudures GAP pour lesquelles l'amorçage a eu lieu en dehors du défaut. L'influence d'un défaut ne peut donc pas être découplée de l'effet des paramètres du procédé, qui doit également être pris en compte pour la compréhension du comportement des soudures sollicitées à de faibles niveaux de contrainte.

Enfin, l'étude de l'influence des défauts de soudage sur la rupture finale en fatigue des éprouvettes qui se fissurent dans le noyau, a été évaluée (en première approximation) par des essais de déchirure ductile sur des éprouvettes Kahn dans lesquelles l'entaille a été placée au centre du noyau, parallèlement à la soudure. Il a été montré que :

- les soudures saines présentent une différence de ténacité à l'amorçage de l'ordre de 20% avec le matériau de base et que la fissure a tendance à bifurquer dans la zone faible de la soudure (ZATM).
- le JLR a pour conséquence de confiner la fissure ductile dans le noyau du fait d'un endommagement autour du défaut et de réduire la ténacité de la soudure de l'ordre de 15% par rapport aux soudures saines. Ce défaut peut donc potentiellement précipiter la rupture finale des soudures si la fissure de fatigue rencontre le JLR.
- les soudures contenant un kissing bond (et donc un JLR) présentent une réduction de ténacité de l'ordre de 35% par rapport aux soudures saines. Cet abattement est attribué à la fois au kissing bond et au JLR.

Cette étude de la ténacité des soudures a montré une évolution de la nocivité des défauts similaire à celle révélée par les courbes de Wöhler. Du fait de l'hétérogénéité de la soudure, la rupture finale de l'éprouvette sera gouvernée par la ténacité locale de la zone concernée par l'amorçage et la propagation de la fissure de fatigue, dans une configuration différente de celle rencontrée à la pointe de l'entaille des éprouvettes Kahn.



# Perspectives

L'étude de l'influence du kissing bond a montré l'importance de l'orientation du défaut par rapport à l'axe de chargement. Dans ces conditions, la réalisation d'un surfaçage, ayant pour but d'améliorer l'état de surface, a pour conséquence d'augmenter la nocivité du kissing bond. Des essais supplémentaires de torsion ou de fatigue multiaxiale pourraient être envisagés afin de caractériser plus complètement le comportement du kissing bond. Dans ces conditions le kissing bond avec une partie débouchante inclinée pourrait éventuellement s'avérer plus nocif que le kissing bond avec une partie verticale. La connaissance de la géométrie de la partie débouchante du défaut et du sens de sollicitation est donc essentielle pour justifier de la nécessité de réaliser un surfaçage de la surface inférieure des soudures.

La mise en forme des tôles peut être un facteur limitant de l'utilisation des soudures FSW contenant des kissing bonds. En effet, lors d'un étirage à froid (pour faire de la double courbure), les tôles peuvent subir des déformations plastiques de l'ordre de 5 à 10%. Dans ces conditions, le kissing bond peut facilement être ouvert et éventuellement propager par la suite une fissure de fatigue même pour des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité des soudures. Ainsi, l'utilisation de méthodes de contrôle non-destructif à l'issue de l'étape de mise en forme, par ultra-sons par exemple, s'impose afin de détecter la présence du défaut.

Les soudures réalisées avec un défaut d'accostage de 0,7 mm ne sont a priori pas réalistes dans la mesure où le seuil de tolérance industriel d'un défaut d'accostage est situé autour de 10% de l'épaisseur des tôles soudées (soit, ici, 0,3 mm). Il serait néanmoins intéressant de réaliser des essais de fatigue supplémentaires afin de déterminer une éventuelle contrainte seuil (si celle-ci existe), en-dessous de laquelle le défaut d'accostage de 0,7 mm

ne serait plus responsable de la rupture des soudures.

Les soudures réalisées avec un défaut d'accostage de 10% de l'épaisseur des tôles (GAP-0,3) présentent un abattement en fatigue important par rapport aux soudures saines. Le seuil de tolérance fixé par les avionneurs est ainsi peut-être sous évalué au vu de ces résultats. Cependant, il est important de noter que ces soudures ont été réalisées dans des conditions différentes (contrôle de force) de celles des soudures saines (contrôle de position). Des essais de fatigue supplémentaires seraient donc à envisager pour comparer le comportement de soudures saines et de soudures réalisées avec un défaut d'accolement de 10% de l'épaisseur, produites dans les mêmes conditions de pilotage de la machine de soudage FSW. On peut en effet s'attendre à une influence des conditions de soudage et pas seulement du défaut d'accostage lui-même. Par ailleurs, des essais de fatigue sur les soudures GAP-0,3 sur lesquelles la surface inférieure a été toilée (pour supprimer les grains responsable de la rupture) pourraient être menés et permettrait de caractériser l'effet du défaut d'accostage sur l'ensemble de la soudure puisque celle-ci semble être affectée également. Des essais à des niveaux de contrainte plus faibles pourraient également être réalisés pour déterminer la contrainte à partir de laquelle on observe un changement de pente sur la courbe de Wöhler.

Des observations supplémentaires par MET sont également à envisager pour comparer les joints de grains des soudures saines et des soudures contenant un défaut d'accostage afin d'identifier la cause de la rupture intergranulaire observée en traction monotone et en fatigue. Des analyses sur les surfaces de rupture pourraient être également réalisées par spectrométrie Auger en se focalisant directement sur les joints de grains responsables de la rupture intergranulaire.

Enfin, il est important de noter que, comme dans le cas des soudures contenant un kissing bond, une fissure pourrait être créée dans les soudures contenant un défaut d'accostage de 0,3 mm lors de l'étape de mise en forme. Une fois en service, la fissure pourrait alors se propager même pour des niveaux de chargement inférieurs à la limite d'élasticité de la soudure. Là encore, l'utilisation des méthodes de contrôle non-destructif serait indispensable afin de détecter la présence d'éventuelles fissures après mise en forme.

L'influence du kissing bond et d'un défaut d'accostage pour de faibles niveaux de

contrainte ne peut pas se faire sans intégrer l'influence du procédé de soudage sur l'ensemble des zones de la soudure. Cependant, les paramètres de soudage contrôlés pour cette étude (force axiale, profondeur de pénétration) ne suffisent pas à rendre compte des changements qui peuvent opérer pour l'ensemble de la soudure. Une modélisation des flux de matière pourrait donc être envisagée pour comprendre l'influence de l'utilisation d'un pion plus court (dans le cas de la production du kissing bond) ou d'un défaut d'accostage sur le comportement des ZAT et ZATM.

De manière générale, les soudures FSW présentent un abattement en fatigue de l'ordre de 20% par rapport au métal de base (mis à part les soudures GAP). Cet abattement relativement faible est cependant obtenu après un toilage de la surface supérieure sur laquelle sont initialement présentes les marques laissées par le passage de l'outil de soudage. Ainsi dans le cas où les soudures sont testées à l'état brut de soudage, l'amorçage aura sans doute lieu à partir des stries laissées à l'aval de l'outil (du fait d'une concentration de contraintes) et l'abattement risque d'être plus important. Dans ce cas, la présence du kissing bond risque d'être atténuée, voire négligeable par rapport aux défauts de surface, sauf, peut-être, si le défaut a été ouvert lors de la mise en forme. Des essais sur des éprouvettes contenant les défauts et testées à l'état brut de soudage pourraient être envisagés pour quantifier l'influence des défauts pour ces conditions de surface, si elles sont retenues par les avionneurs.

Enfin, les contraintes résiduelles devront être mesurées pour comprendre le rôle qu'elles peuvent avoir sur le comportement des soudures sollicitées à des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité de celles-ci.

La démarche développée pour caractériser l'influence du kissing bond sur la tenue en fatigue des soudures de cet alliage est applicable dans pour d'autres types d'alliages. Pour des niveaux de contrainte supérieurs à la limite d'élasticité, l'influence du kissing bond est déterminée par la première montée en charge. Ainsi, un essai de traction (avec suivi optique) peut être réalisé sur ces soudures pour déterminer la contrainte nécessaire à l'ouverture du défaut et estimer la profondeur sur laquelle le défaut s'ouvre (à partir du faciès de rupture). Une valeur de chargement minimal permettant de faire propager une fissure de fatigue peut ensuite être évaluée en connaissant la valeur de  $\Delta K$  seuil d'une

soudure saine.

# Bibliographie

- [1] Association of European Airlines. Operating economy of AEA airlines 2007. *Summer report*, 2007.
- [2] E.T. Turgut and M. A. Rosen. Partial substitution of hydrogen for conventional fuel in an aircraft by utilizing unused cargo compartment space. *International Journal of Hydrogen Energy*, 35 :1463–1473, 2010.
- [3] Dossier airbus A380. <http://www.aeroweb-fr.net/dossiers/airbus-a380>, avril 2009.
- [4] J. Hale. Boeing 787 from the ground up. *AERO QTR 04*, 2006.
- [5] I. J. Polmear. *Light alloys : Metallurgy of the light metals*. Arnold, 2006.
- [6] J. Cinquin. Les composites en aérospatiale. *Techniques de l'ingénieur*, AM 5645, 2002.
- [7] Dossier spécial A350. *Air Cosmos*, 20225 :16–47, 2006.
- [8] W. Zink. Laser beam welding for aircraft structures. In Daimler Chrysler Aerospace Airbus, editor, *Aeromat 2000*, Bremen, 2000.
- [9] W.M Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. Templesmith, and C.J. Dawes. Friction welding. (US Patent 5 460 317), 1995.
- [10] Yu E. Ma and Phil Irving. Residual stress effects and fatigue behavior of friction-stir-welded 2198-T8 Al-Li alloy joints. *Journal of Aircraft*, 48(4) :1238–1244, 2011.
- [11] M. Hansen. A cooler weld : an emerging joining technology lets manufacturers rethink how products fit together. *Mechanical Engineering*, 125 :D10–D14, mars 2003.
- [12] T. Warner. Recently-developed aluminium solutions for aerospace applications. *Materials Science Forum*, 519-521 :1271–1278, 2006.

- [13] V. V. Zakharov. Some problems of the use of aluminum-lithium alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 45(1-2) :49–54, 2003.
- [14] T. Pasang, S. P. Lynch, and S. Moutsos. Challenges in developing high performance Al-Li alloys. *International Journal of the Society of Materials Engineering for Resources*, 14(1) :7–11, 2006.
- [15] Y. Zhang, S. S. Yang, W. C. Yu, and Z. Q. Hu. Deformation and fracture behaviors of an Al-Li alloy under slow tensile and bending conditions. *Materials Science Forum*, 331-337 :1513–1518, 2000.
- [16] D. S. Chung, C. W. Jea, J. H. Yoon, and J. K. Kim. Effect of Mn addition on the mechanical properties in Al-Cu-Li-Mg-Ag-Zr alloys. *Materials Science Forum*, 539-543 :481–486, 2007.
- [17] S. C. Wang and M. J. Starink. Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al-Cu-Mg-(Li) based alloys. *International Materials Reviews*, 50 :193–215, 2005.
- [18] C. Giummarra, B. Thomas, and R. J. Rioja. New aluminium lithium alloys for aerospace applications. In *Light metals technology conference*, St Sauveur, Canada, 2007.
- [19] A. Cho and B. Bès. Damage tolerance capability of an Al-Cu-Mg-Ag alloy (2139). *Materials Science Forum*, 519-521 :603–608, 2006.
- [20] R. J. Rioja, P. E. Bretz, R. R. Sawtell, W. H. Hunt, and E. A. Ludwiczak. Precipitation reactions, strength and toughness of Al-Li-Cu alloys. *Aluminum alloys their physical and mechanical properties*, 3 :1781–1797, 1986.
- [21] B. M. Gable, A. W. Zhu, A. A. Csontos, and E. A. Starke. The role of plastic deformation on the competitive microstructural evolution and mechanical properties of a novel Al-Li-Cu-X alloy. *Journal of Light Metals*, 1(1) :1–14, 2001.
- [22] A. K. Shukla and W. A. Baeslack. Study of microstructural evolution in friction-stir welded thin-sheet Al-Cu-Li alloy using transmission-electron microscopy. *Scripta Materialia*, 56(6) :513–516, 2007.
- [23] J. Chen. *Ductile Tearing of AA2198 Aluminum-Lithium Sheets for Aeronautic Application*. Thèse de doctorat, Mines ParisTech, 2011.

- [24] B. Decreus. *Etude de la précipitation dans les alliages Al-Li-Cu de troisième génération. Relations entre microstructures et propriétés mécaniques*. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, 2011.
- [25] A. Denquin, D. Allehaux, G. Lapasset, and H. Ostersehlte. Microstructural phenomena of FSW joints ; friction stir welding behaviour of 2098 type alloys and resulting weld properties. In Gottstein G. Hirsch J., Skrotzki B., editor, *Aluminium alloys : their physical and mechanical properties, 11th International Conference on aluminium alloys*, pages 1939–1944, Aachen, Germany, Wiley, 2008.
- [26] Y. Z. Shen, K. H. Oh, and D. N. Lee. Serrated flow behavior in 2090 Al-Li alloy influenced by texture and microstructure. *Materials Science and Engineering : A*, 435-436 :343–354, 2006.
- [27] J. Q. Chen, Y. Madi, T. F. Morgeneyer, and J. Besson. Plastic flow and ductile rupture of a 2198 Al-Cu-Li aluminum alloy. *Computational Materials Science*, 50(4) :1365–1371, 2011.
- [28] D. Steglich, H. Wafai, and W. Brocks. Anisotropic deformation and damage in aluminium 2198-T8 sheets. *International Journal of Damage Mechanics*, 19 :131–152, 2010.
- [29] D. L. Chen and M. C. Chaturvedi. Near-threshold fatigue crack growth behavior of 2195 aluminum-lithium-alloy-prediction of crack propagation direction and influence of stress ratio. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31(6) :1531–1541, 2000.
- [30] P. Cavaliere, A. De Santis, F. Panella, and A. Squillace. Effect of anisotropy on fatigue properties of 2198 Al-Li plates joined by friction stir welding. *Engineering Failure Analysis*, 16(6) :1856–1865, 2009.
- [31] M. Knuewer, J. Schumacher, H. Ribes, F. Eberl, and B. Bes. 2198-advanced aluminium-lithium alloy for A350 fuselage skin sheet. In *17th Aeromat Conference*, Seattle, Washington , USA, 2006.
- [32] G. Bussu and P. E. Irving. Fatigue performance of Friction Stir Welded 2024-T351 aluminium joints. In *1st International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, USA, 1999.

- [33] G. Biallas, R. Braun, C. Dalle Donne, G. Staniek, and W. A. Kaysser. Mechanical properties and corrosion behavior of friction stir welded 2024-T3. In *1st International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, USA, 1999.
- [34] H.-J. Schmidt and B. Schmidt-Brandecker. Fatigue and damage tolerance behavior of structures with advanced technologies in aeronautics. In *18th European Conference on Fracture*, Dresde, Allemagne, 2010.
- [35] R. S. Mishra and M. W. Mahoney. *Friction stir welding and processing*. ASM International, 2007.
- [36] L. Fratini, G. Macaluso, and S. Pasta. Residual stresses and FCP prediction in FSW through a continuous FE model. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(15-16) :5465–5474, 2009.
- [37] F. Bron, J. Besson, and A. Pineau. Ductile rupture in thin sheets of two grades of 2024 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering A*, 380(1-2) :356–364, 2004.
- [38] ASTM. B871. standard test method for tear testing of aluminium alloy products. *ASTM International*, 2001.
- [39] D. Dumont. *Relations microstructure/ténacité dans les alliages aéronautiques de la série 7000*. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, 2001.
- [40] D. Dumont, A. Deschamps, and Y. Bréchet. On the relationship between microstructure, strength and toughness in AA7050 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering A*, 356(1-2) :326–336, 2003.
- [41] ASTM. E399. standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness of metallic materials. *ASTM International*, 2009.
- [42] D. Steglich, H. Wafai, and J. Besson. Interaction between anisotropic plastic deformation and damage evolution in Al 2198 sheet metal. *Engineering Fracture Mechanics*, 77(17) :3501–3518, 2010.
- [43] K. T. V. Rao and R. O. Ritchie. Fracture-toughness behavior of 2090-T83 aluminium lithium alloy sheet at ambient and cryogenic temperatures. *Scripta Metallurgica*, 23(7) :1129–1134, 1989.

- [44] K. T. V. Rao, W. Yu, and R. O. Ritchie. Cryogenic toughness of commercial aluminium-lithium alloys - role of delamination toughening. *Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 20(3) :485–497, 1989.
- [45] S. Kalyanam, A. J. Beaudoin, R. H. Dodds Jr., and F. Barlat. Delamination cracking in advanced aluminum-lithium alloys - experimental and computational studies. *Engineering Fracture Mechanics*, 76(14) :2174–2191, 2009.
- [46] T. Pardoen, D. Dumont, A. Deschamps, and Y. Bréchet. Grain boundary versus transgranular ductile failure. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 51(4) :637–665, 2003.
- [47] L. Magnusson and L. Källman. Mechanical properties of friction stir welds in thin sheet of aluminium 2024, 6013 and 7475. In *Proceedings of the Second International Symposium on Friction Stir Welding*, Gothenburg, Sweden, 2000.
- [48] S. Richard. *Fissuration par fatigue d’alliages d’aluminium au lithium de troisième génération*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechnique, 2011.
- [49] Y. E. Ma, P. E. Irving, T. Fisher, X. Zhang, and G. Servetti. Effects of residual stresses on fatigue crack propagation in friction stir welded 2198-T8 and 2195-T8 Al-Li alloy joints. In *12th International Conference on Fracture*, Ottawa, Canada, 2009.
- [50] G. Bussu and P. E. Irving. The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-t351 aluminium joints. *International Journal of Fatigue*, 25(1) :77–88, 2003.
- [51] H. R. Kroninger and A. P. Reynolds. R-curve behaviour of friction stir welds in aluminium-lithium alloy 2195. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 25(3) :283–290, 2002.
- [52] C. Z. Zhou, X. Q. Yang, and G. H. Luan. Investigation of microstructures and fatigue properties of friction stir welded Al-Mg alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 98(2-3) :285–290, 2006.

- [53] X. Wang, K. Wang, Y. Shen, and K. Hu. Comparison of fatigue property between friction stir and TIG welds. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 15(3) :280–284, 2008.
- [54] P. L. Threadgill, A. J. Leonard, H. R. Shercliff, and P. J. Withers. Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 54(2) :49–93, 2009.
- [55] R. S. Mishra and Z. Y. Ma. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering : R : Reports*, 50(1-2) :1–78, 2005.
- [56] M. W. Mahoney, C. G. Rhodes, J. G. Flintoff, R. A. Spurling, and W. H. Bingel. Properties of friction-stir-welded 7075-T651 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 29(7) :1955–1964, 1998.
- [57] T. Hashimoto, S. Jyogan, K. Nakata, Y.G. Kim, and M. Ushio. FSW joints in high strength aluminium alloy. In *1st International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, USA, 1999.
- [58] Y. J. Kwon, N. Saito, and I. Shigematsu. Friction stir process as a new manufacturing technique of ultrafine grained aluminum alloy. *Journal of Materials Science Letters*, 21(19) :1473–1476, 2002.
- [59] O. Frigaard, O. Grong, and O. T. Midling. A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 32(5) :1189–1200, 2001.
- [60] K. V. Jata and S. L. Semiatin. Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys. *Scripta Materialia*, 43(8) :743–749, 2000.
- [61] J. Q. Su, T. W. Nelson, R. Mishra, and M. Mahoney. Microstructural investigation friction stir welded 7050-T651 aluminium. *Acta Materialia*, 51(3) :713–729, 2003.
- [62] Y. S. Sato, M. Urata, H. Kokawa, and K. Ikeda. Recovery retardation in equal channel angular pressed Al-Zr alloy during Friction Stir Welding. *Scripta Materialia*, 47(12) :869–873, 2002.
- [63] K. V. Jata, K. K. Sankaran, and J. J. Ruschau. Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 31(9) :2181–2192, 2000.

- [64] Y. S. Sato, M. Urata, and H. Kokawa. Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 33(3) :625–635, 2002.
- [65] A. Ali, X. An, C. A. Rodopoulos, M. W. Brown, P. O’Hara, A. Levers, and S. Gardiner. The effect of controlled shot peening on the fatigue behaviour of 2024-T3 aluminium friction stir welds. *International Journal of Fatigue*, 29(8) :1531–1545, 2007.
- [66] M. Kumagai and S. Tanaka. Properties of aluminium wide panels by friction stir welding. In *1st International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, USA, 1999.
- [67] C. G. Rhodes, M. W. Mahoney, W. H. Bingel, R. A. Spurling, and C. C. Bampton. Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum. *Scripta Materialia*, 36(1) :69–75, 1997.
- [68] B. Heinz and B. Skrotzki. Characterization of a friction-stir-welded aluminum alloy 6013. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 33(3) :489–498, 2002.
- [69] Y. S. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto, and S. Jogan. Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 30(9) :2429–2437, 1999.
- [70] S. Benavides, Y. Li, L. E. Murr, D. Brown, and J. C. McClure. Low-temperature friction-stir welding of 2024 aluminum. *Scripta Materialia*, 41(8) :809–815, 1999.
- [71] A. Simar, Y. Bréchet, B. de Meester, A. Denquin, and T. Pardoen. Microstructure, local and global mechanical properties of friction stir welds in aluminium alloy 6005A-T6. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 486(1-2) :85–95, 2008.
- [72] G. Liu, L. E. Murr, C. S. Niou, J. C. McClure, and F. R. Vega. Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum. *Scripta Materialia*, 37(3) :355–361, 1997.
- [73] M. Strangwood, J. E. Berry, D. P. Cleugh, A. J. Leonard, and P. L. Threadgill. Characterisation of the thermo-mechanical effects on microstructural development

- in friction stir welded age hardening aluminium-based alloys. In *1st International Symposium on friction stir welding*, Thousand Oaks, USA, 1999.
- [74] Z. Y. Ma, R. S. Mishra, and M. W. Mahoney. Superplastic deformation behaviour of friction stir processed 7075Al alloy. *Acta Materialia*, 50(17) :4419–4430, 2002.
- [75] S. Lomolino, R. Tovo, and J. dos Santos. On the fatigue behaviour and design curves of friction stir butt-welded Al alloys. *International Journal of Fatigue*, 27(3) :305–316, 2005.
- [76] Y. G. Kim, H. Fujii, T. Tsumura, T. Komazaki, and K. Nakata. Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy. *Materials Science and Engineering A*, 415(1-2) :250–254, 2006.
- [77] K. Elangovan, V. Balasubramanian, and S. Babu. Developing an empirical relationship to predict tensile strength of friction stir welded AA2219 aluminum alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17(6) :820–830, 2008.
- [78] A. J. Leonard and S. A. Lockyer. Flaws in friction stir welds. In *4th International Symposium on Friction Stir Welding*, Park City, USA, 2003.
- [79] R. Leal and A. Loureiro. Defects formation in friction stir welding of aluminium alloys. In *2nd International Materials Symposium*, pages 299–302, Caparica, Portugal, 2003.
- [80] H. B. Chen, K. Yan, T. Lin, S. B. Chen, C. Y. Jiang, and Y. Zhao. The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds. *Materials Science and Engineering A*, 433(1-2) :64–69, 2006.
- [81] Z.W Chen and R. Maginness. Formation of weld zones during friction stir welding of aluminium alloys. In *5th International Symposium on Friction Stir Welding*, Metz, France, 2004.
- [82] C. R. Bird. The inspection of friction stir welding aluminium plant. In *5th International Symposium on Friction Stir Welding*, Metz, France, 2004.
- [83] T. L. Dickerson and J. Przydatek. Fatigue of friction stir welds in aluminium alloys that contain root flaws. *International Journal of Fatigue*, 25(12) :1399–1409, 2003.

- [84] S. Di, X. Yang, G. Luan, and B. Jian. Comparative study on fatigue properties between AA2024-T4 friction stir welds and base materials. *Materials Science and Engineering A*, 435-436 :389–395, 2006.
- [85] S. Di, X. Yang, D. Fang, and G. Luan. The influence of zigzag-curve defect on the fatigue properties of friction stir welds in 7075-T6 Al alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 104(2-3) :244–248, 2007.
- [86] Y. S. Sato, F. Yamashita, Y. Sugiura, S. H. C. Park, and H. Kokawa. FIB-assisted TEM study of an oxide array in the root of a friction stir welded aluminium alloy. *Scripta Materialia*, 50(3) :365–369, 2004.
- [87] Y. S. Sato, H. Takauchi, S. H. C. Park, and H. Kokawa. Characteristics of the kissing-bond in friction stir welded Al alloy 1050. *Materials Science and Engineering A*, 405(1-2) :333–338, 2005.
- [88] C. Z. Zhou, X. Q. Yang, and G. H. Luan. Effect of kissing bond on fatigue behavior of friction stir welds on Al 5083 alloy. *Journal of Materials Science*, 41(10) :2771–2777, 2006.
- [89] C.Z. Zhou, X. Q. Yang, and G. H. Luan. Effect of oxide array on the fatigue property of friction stir welds. *Scripta Materialia*, 54(8) :1515–1520, 2006.
- [90] C. Zhou, X. Yang, and G. Luan. Effect of root flaws on the fatigue property of friction stir welds in 2024-T3 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering A*, 418(1-2) :155–160, 2006.
- [91] T. Jene, G. Dobmann, G. Wagner, and D. Eifler. Oxide fragments in friction stir welds. In *6th International Symposium on Friction Stir Welding*, St Sauveur, Canada, 2006.
- [92] B. Li, Y. Shen, and W. Hu. The study on defects in aluminum 2219-T6 thick butt friction stir welds with the application of multiple non-destructive testing methods. *Materials and Design*, 32(4) :2073–2084, 2011.
- [93] H. J. Liu, Y. C. Chen, and J. C. Feng. Effect of zigzag line on the mechanical properties of friction stir welded joints of an Al-Cu alloy. *Scripta Materialia*, 55(3) :231–234, 2006.

- [94] S. R. Ren, Z. Y. Ma, and L. Q. Chen. Effect of initial butt surface on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Materials Science and Engineering A*, 479(1-2) :293–299, 2008.
- [95] Y. Uematsu, K. Tokaji, H. Shibata, Y. Tozaki, and T. Ohmune. Fatigue behaviour of friction stir welds without neither welding flash nor flaw in several aluminium alloys. *International Journal of Fatigue*, 31(10) :1443–1453, 2009.
- [96] F. Palm, H. Steiger, and U. Henneböhle. The origin of particle (oxide) traces in friction stir welds. In *4th International Symposium on Friction Stir Welding*, Park City, USA, 2004.
- [97] T. Vugrin, M. Schmücker, and G. Staniek. Root flaws of friction stir welds - an electron microscopy study. In *Symposium on Friction Stir Welding and Processing III*, San Francisco, USA, 2005.
- [98] K. Inada, H. Fujii, Y. S. Ji, Y. F. Sun, and Y. Morisada. Effect of gap on FSW joint formation and development of friction powder processing. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15 :131–136, 2010.
- [99] L. Fratini, S. Pasta, and A. P. Reynolds. Fatigue crack growth in 2024-T351 friction stir welded joints : Longitudinal residual stress and microstructural effects. *International Journal of Fatigue*, 31 :495–500, 2009.
- [100] G. Pouget and A. P. Reynolds. Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA2050 friction stir welds. *International Journal of Fatigue*, 30(3) :463–472, 2008.
- [101] A. Ali, M. W. Brown, and C. A. Rodopoulos. Modelling of crack coalescence in 2024-T351 Al alloy friction stir welded joints. *International Journal of Fatigue*, 30(10-11) :2030–2043, 2008.
- [102] M. Peel, A. Steuwer, M. Preuss, and P. J. Withers. Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds. *Acta Materialia*, 51(16) :4791–4801, 2003.
- [103] Y. E. Ma, P. Staron, T. Fischer, and P. E. Irving. Size effects on residual stress and fatigue crack growth in friction stir welded 2195-T8 aluminium - part I : Experiments. *International Journal of Fatigue*, 33(11) :1417–1425, 2011.

- [104] W. Woo, H. Choo, D. W. Brown, S. C. Vogel, P. K. Liaw, and Z. Feng. Texture analysis of a friction stir processed 6061-T6 aluminum alloy using neutron diffraction. *Acta Materialia*, 54(15) :3871–3882, 2006.
- [105] H. Lombard, D. G. Hattingh, A. Steuwer, and M. N. James. Effect of process parameters on the residual stresses in AA5083-H321 friction stir welds. *Materials Science and Engineering A*, 501(1-2) :119–124, 2009.
- [106] C. Dalle Donne, E. Lima, J. Wegener, A. Pyzalla, and T. Buslaps. Investigations on residual stresses in friction stir welds. In *3th International Symposium on Friction Stir Welding*, Kobe, Japan, 2001.
- [107] S. Hong, S. Kim, C. G. Lee, and S-J. Kim. Fatigue crack propagation behavior of friction stir welded Al-Mg-Si alloy. *Scripta Materialia*, 55(11) :1007–1010, 2006.
- [108] R. John, K. V. Jata, and K. Sadananda. Residual stress effects on near-threshold fatigue crack growth in friction stir welds in aerospace alloys. *International Journal of Fatigue*, 25(9-11) :939–948, 2003.
- [109] A. Steuwer, M. Dumont, J. Altenkirch, S. Biroasca, A. Deschamps, P. B. Prangnell, and P. J. Withers. A combined approach to microstructure mapping of an Al-Li AA2199 friction stir weld. *Acta Materialia*, 59(8) :3002 – 3011, 2011.
- [110] C. Gallais, A. Denquin, Y. Bréchet, and G. Lapasset. Precipitation microstructures in an AA6056 aluminium alloy after friction stir welding : Characterisation and modelling. *Materials Science and Engineering A*, 496(1-2) :77–89, 2008.
- [111] A. H. Feng, D. L. Chen, and Z. Y. Ma. Microstructure and cyclic deformation behavior of a friction-stir-welded 7075 Al alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41A(4) :957–971, 2010.
- [112] M. Ericsson and R. Sandström. Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. *International Journal of Fatigue*, 25(12) :1379–1387, 2003.
- [113] P. M. G. P. Moreira, F. M. F. de Oliveira, and P. M. S. T. de Castro. Fatigue behaviour of notched specimens of friction stir welded aluminium alloy 6063-T6. *Journal of Materials Processing Technology*, 207(1-3) :283–292, 2008.

- [114] C. Genevois. *Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 et 5000 et comportement mécanique résultant*. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, 2004.
- [115] P. S. De and R. S. Mishra. Friction stir welding of precipitation strengthened aluminium alloys : scope and challenges. *Science and Technology of Welding and Joining*, 16(4) :343–347, 2011.
- [116] C. G. Derry and J. D. Robson. Characterisation and modelling of toughness in 6013-T6 aerospace aluminium alloy friction stir welds. *Materials Science and Engineering A*, 490(1-2) :328–334, 2008.
- [117] I. Kalembe, S. Dymek, C. Hamilton, and M. Blicharski. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 7136-T76 aluminium alloy. *Materials Science and Technology*, 27(5) :903–908, 2011.
- [118] R. W. Fonda, P. S. Pao, H. N. Jones, C. R. Feng, B. J. Connolly, and A. J. Davenport. Microstructure, mechanical properties, and corrosion of friction stir welded Al 5456. *Materials Science and Engineering A*, 519(1-2) :1–8, 2009.
- [119] S. Wei, C. Hao, and J. Chen. Study of friction stir welding of 01420 aluminum-lithium alloy. *Materials Science and Engineering A*, 452-453 :170–177, 2007.
- [120] W. F. Xu, J. H. Liu, G. H. Luan, and C. L. Dong. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints in 2219-T6 aluminum alloy. *Materials and Design*, 30(9) :3460–3467, 2009.
- [121] H. J. Liu, H. Fujii, M. Maeda, and K. Nogi. Tensile properties and fracture locations of friction-stir-welded joints of 2017-T351 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 142(3) :692–696, 2003.
- [122] W. D. Lockwood, B. Tomaz, and A. P. Reynolds. Mechanical response of friction stir welded AA2024 : experiment and modeling. *Materials Science and Engineering A*, 323(1-2) :348–353, 2002.
- [123] C. Bitondo, U. Prisco, A. Squillace, G. Giorleo, P. Buonadonna, G. Dionoro, and G. Campanile. Friction stir welding of AA2198-T3 butt joints for aeronautical applications. *International Journal of Material Forming*, 3 :1079–1082, 2010.

- [124] S. Malarvizhi and V. Balasubramanian. Effect of welding processes on AA2219 aluminium alloy joint properties. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 21(5) :962–973, 2011.
- [125] D. Allehaux, G. Petit, M.-H. Campagnac, G. Lapasset, and A. Denquin. Microstructure and properties of a friction stir welded 7349-T6 aluminium alloy. In *4th International Symposium on Friction Stir Welding*, Park City, USA, 2003.
- [126] C. Gallais, A. Simar, D. Fabrègue, A. Denquin, G. Lapasset, B. de Meester, Y. Bréchet, and T. Pardoen. Multiscale analysis of the strength and ductility of AA6056 aluminum friction stir welds. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38 :964–981, 2007.
- [127] C. Genevois, A. Deschamps, and P. Vacher. 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(1-2) :162–170, 2006.
- [128] A. Von Strombeck, J. F. Dos Santos, F. Torster, P. Laureno, and M. Koçak. Fracture toughness behaviour of FSW joints on aluminium alloys. In *1st International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, USA, 1999.
- [129] O. Hatamleh. A comprehensive investigation on the effects of laser and shot peening on fatigue crack growth in friction stir welded AA 2195 joints. *International Journal of Fatigue*, 31(5) :974–988, 2009.
- [130] A. P. Reynolds and F. Duvall. Digital image correlation for determination of weld and base metal constitutive behavior. *Welding Journal Research Supplement*, 78(10) :355–360, 1999.
- [131] W. D. Lockwood and A. P. Reynolds. Simulation of the global response of a friction stir weld using local constitutive behavior. *Materials Science and Engineering A*, 339(1-2) :35–42, 2003.
- [132] K. L. Nielsen, T. Pardoen, V. Tvergaard, B. de Meester, and A. Simar. Modelling of plastic flow localisation and damage development in friction stir welded 6005A aluminium alloy using physics based strain hardening law. *International Journal of Solids and Structures*, 47(18-19) :2359–2370, 2010.

- [133] G. Borino, L. Fratini, and F. Parrinello. Mode I failure modeling of friction stir welding joints. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 41(5) :498–503, 2009.
- [134] K. Kumar and S. V. Kailas. Positional dependence of material flow in friction stir welding : analysis of joint line remnant and its relevance to dissimilar metal welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(4) :305–311, 2010.
- [135] S. Oki, M. Tsujikawa, Y. Okawa, H. Takahara, S. W. Chung, and K. Higashi. Tolerance of tool position and posture in FSW. In *6th International Symposium on Friction Stir welding*, St Sauveur, Canada, 2006.
- [136] B. K. Christner and G. D. Sylva. Friction stir welding development for aerospace application. In *International Conference on Advances in Welding Technology*, Columbus, USA, 1996.
- [137] J. E. Barnes, J. Mc Michael, and A. Reynolds. Effects of friction stir welding defects on 7075 joint strength and fatigue life. In *6th International Symposium on Friction Stir Welding*, St Sauveur, Canada, 2006.
- [138] M. N. James, D. G. Hattingh, and G. R. Bradley. Weld tool travel speed effects on fatigue life of friction stir welds in 5083 aluminium. *International Journal of Fatigue*, 25(12) :1389–1398, 2003.
- [139] C. Z. Zhou, X. Q. Yang, and G. H. Luan. Fatigue properties of friction stir welds in Al 5083 alloy. *Scripta Materialia*, 53(10) :1187–1191, 2005.
- [140] D. Fersini and A. Pirondi. Fatigue behaviour of Al2024-T3 friction stir welded lap joints. *Engineering Fracture Mechanics*, 74(4) :468–480, 2007.
- [141] H. Hori, S. Makita, and H. Hino. Friction Stir Welding of rolling stock for subway. In *Proceedings of the First International FSW Symposium*, Thousand Oaks, USA, 1999.
- [142] S. Kim, C. G. Lee, and S-J. Kim. Fatigue crack propagation behavior of friction stir welded 5083-H32 and 6061-T651 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering A*, 478(1-2) :56–64, 2008.

- [143] P. M. G. P. Moreira, A. M. P. de Jesus, A. S. Ribeiro, and P. M. S. T. de Castro. Fatigue crack growth in friction stir welds of 6082-T6 and 6061-T6 aluminium alloys : A comparison. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 50(2) :81–91, 2008.
- [144] P. S. Pao, S. J. Gill, C. R. Feng, and K. K. Sankaran. Corrosion-fatigue crack growth in friction stir welded Al 7050. *Scripta Materialia*, 45(5) :605–612, 2001.
- [145] C. Dalle Donne, G. Biallas, T. Ghidini, and G. Raimbeaux. Effect of weld imperfections and residual stresses on the fatigue crack propagation in friction stir welded joints. In *2nd International Symposium on Friction Stir Welding*, Gothenburg, Sweden, 2000.
- [146] M. T. Milan, W. W. Bose Filho, C. O. F. T. Ruckert, and J. R. Tarpani. Fatigue behaviour of friction stir welded AA2024-T3 alloy : longitudinal and transverse crack growth. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 31(7) :526–538, 2008.
- [147] M. T. Milan, W. W. Bose Filho, J. R. Tarpani, A. M. S. Malafaia, C. P. O. Silva, B. C. Pellizer, and L. E. Pereira. Residual stress evaluation of AA2024-T3 friction stir welded joints. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 16(1) :86–92, 2007.
- [148] J. K. Kristensen, C. Dalle Donne, T. Ghidini, J. T. Monomen, A. Norman, A. Pietras, M. Russell, and S. Slater. Properties of friction stir welded joints in the aluminium alloys 2024, 5083, 6082/6060 and 7075. In *5th International Symposium on Friction Stir Welding*, Metz, France, 2004.
- [149] M. Mochizuki, M. Inuzuka, H. Nishida, K. Nakata, and M. Toyoda. Fracture toughness of structural aluminium alloy thick plate joints by friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 11(3) :366–370, 2006.
- [150] M. G. Dawes, S. A. Karger, and T. L. Dickerson. Strength and fracture toughness of friction stir welds in aluminium alloys. In *2nd International Symposium on Friction Stir Welding*, Gothenburg, Sweden, 2000.
- [151] S. Brinkmann, A. Von Strombeck, C. Schilling, J. F. Dos Santos, D. Lohwasser, and M. Koçak. Mechanical and toughness properties of robotic-FSW repair welds in 6061-T6 aluminium alloys. In *2nd International Symposium on Friction Stir Welding*, Gothenburg, Sweden, 2000.

- [152] C.G. Derry and J.D. Robson. Characterisation and modelling of toughness in 7449-TAF aerospace aluminium alloy friction stir welds. In *7th International Symposium on Friction Stir Welding*, Awaji Island, Japan, 2008.
- [153] L. D. Oosterkamp, A. Ivankovic, and A. Oosterkamp. Initiation fracture toughness of friction stir welds in commercial aluminium alloys under rapid loading. In *2nd International Symposium on Friction Stir Welding*, Gothenburg, Sweden, 2000.
- [154] ASTM. E466. standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials. *ASTM International*, 2007.
- [155] C. Gallais. *Joints soudés par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 6xxx : caractérisation et modélisation*. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, 2005.
- [156] J. Lemaitre and J. L. Chaboche. *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 1985.
- [157] H. Tada, P. C. Paris, and G. R. Irwin. *The stress analysis of cracks handbook*. Del Research corporation, 1973.
- [158] J. R. Rice. A path independent integral and the approximate analysis of strains concentration by notches and cracks. *Journal of Applied Mechanics*, 35(2) :379–386, 1968.
- [159] H. G. Delorenzi. Energy release rate calculations by the finite element method. *Engineering Fracture Mechanics*, 21(1) :129–143, 1985.
- [160] S. Suresh and R. O. Ritchie. Propagation of short fatigue cracks. *International Metals Reviews*, 29(1) :445–475, 1984.
- [161] C. Bathias and A. Pineau. *Fatigue des matériaux et des structures 2*. Lavoisier, 2008.
- [162] W. Elber. The significance of fatigue crack closure. *ASTM STP 486*, pages 230–242, 1971.
- [163] S. Suresh. *Fatigue of materials*. Cambridge University Press, 1991.



## Influence des défauts de soudage sur le comportement plastique et la durée de vie en fatigue de soudures par friction-malaxage d'un alliage Al-Cu-Li

**Résumé :** Dans un but de réduction de poids des avions, un alliage Al-Cu-Li (2198-T8) assemblé par friction-malaxage est envisagé par les avionneurs pour des applications de type fuselage et intrados de l'aile. L'objectif de cette étude est de déterminer le comportement en fatigue des soudures par friction-malaxage et l'influence de certains défauts de soudage pour une durée de vie de l'ordre de  $10^5$  cycles. Pour cela le matériau de base, des soudures réalisées pleine tôle (sans défaut), des soudures contenant un résidu de plan de joint (dû à la couche d'oxydes initialement présente sur les chants des tôles avant soudage), un "kissing bond" (dû à un manque de pénétration de l'outil) et un "GAP" (correspondant à un défaut d'accolement des tôles) ont été testés. Pour la durée de vie visée, les soudures sont déformées plastiquement durant la première moitié du premier cycle. Le comportement en traction monotone des soudures n'a montré aucune influence significative des défauts de soudage sur les propriétés des soudures, bien que le kissing bond et le GAP soient le site d'amorçage de la rupture. Des essais de traction in situ au MEB ont permis de déterminer une contrainte seuil au-delà de laquelle on observe l'ouverture du kissing bond. L'étude du comportement en traction des soudures a été complétée par une simulation 3D par éléments finis. Les courbes de Wöhler ont montré que le résidu de plan de joint n'engendrait pas de baisse significative de la durée de vie des soudures, alors que le kissing bond et le GAP conduisaient à une réduction de l'ordre de 17% et 28% respectivement sur la contrainte à  $10^5$  cycles. L'étude des mécanismes d'amorçage a révélé que ces deux défauts étaient site d'amorçage de fissures de fatigue uniquement au-delà d'une contrainte seuil. Dans ces cas, la phase d'amorçage était réduite à l'ouverture du défaut durant la première moitié du premier cycle. La rupture finale des soudures a été étudiée au travers d'essais de déchirure ductile montrant une évolution de la nocivité des défauts similaire à celle révélée par les courbes de Wöhler.

**Mots clés :** Soudures Friction Malaxage, alliages Al-Cu-Li, fatigue, défauts, mécanismes d'amorçage

## Effect of welding defects on plastic behaviour and fatigue lifetime of friction stir welded Al-Cu-Li alloy

**Abstract:** With the aim of reducing aircraft weight, a friction stir welded Al-Cu-Li alloy (2198-T8) is considered by aircraft manufacturers for its use in fuselage or lower wing skin applications. The purpose of this study is to assess the fatigue behaviour of friction stir welds and the influence of some weld defects on fatigue properties for a target lifetime of  $10^5$  cycles. Base material, sound welds (produced via welding in one sheet), welds bearing a joint line remnant (due to the native oxide layer present on butt surfaces before welding), a kissing bond (due to a lack of tool plunge depth), and welds with an initial gap between the two butt surfaces, were tested. For the targeted lifetime, cross-weld specimens were plastically deformed during the first half of the first cycle. During cross-weld tensile tests, macroscopic properties were not altered by weld defects, although kissing bond and GAP defects acted as fracture initiation sites. In situ SEM tensile tests showed a threshold stress, beyond which the opening of the kissing bond is observed. The study of the tensile behaviour of the weld is enriched by a 3D finite element simulation. S-N curves showed that the joint line remnant did not generate a significant decrease in weld lifetime, whereas the kissing bond and GAP defects conducted to a decrease in the fatigue strength at  $10^5$  cycles by 17% and 28%, respectively. The study of initiation mechanisms revealed that those two defects were fatigue crack initiation sites only beyond a threshold value of stress. For higher values of stress, the fatigue crack initiation stage was shown to be reduced to the defect opening during the first half of the first cycle. The final weld fracture was studied through ductile tearing tests, revealing an evolution of defect harmfulness similar to the one found in S-N curves.

**Keywords:** Friction stir welds, Al-Cu-Li alloys, fatigue, defects, initiation mechanisms

